

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2014/01/08 : CIA-RDP80-00247A002700240001-4

50X1-HUM

Page Denied

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2014/01/08 : CIA-RDP80-00247A002700240001-4

50X1

C-O-N-F-I-D-E-N-T-I-A-L

REPORT

DATE DISTR.

NO. PAGES

REFERENCES

PLACE &
DATE AC

50X1-HUM

- a. Ore Dressing (10 articles)
- b. Steel Making (18 articles)
- c. Founding (seven articles)
- d. Department of Special Materials (six articles)
- e. Welding Department (10 articles)
- f. Material Testing (nine articles)
- g. Chemical Laboratory (four articles)

- end -

C-O-N-F-I-D-E-N-T-I-A-L

50X1-HUM

[illegible]

INFORMATION REPORT

INFORMATION REPORT

CONTROLLED

NO DISSEM ABROAD

NUFÖRENINGSDISSEM

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2014/01/08 : CIA-RDP80-00247A002700240001-4

50X1-HUM

Page Denied

A
VASKOHÁSZATI
ENCIKLOPÉDIA
sorozatban megjelent:

I.
A VASKOHÁSZAT
NYERSANYAGAI

II.
A VASKOHÁSZAT
TÜZELŐANYAGAI

III/1.
A VASKOHÁSZAT
TÜZÁLLÓ ÉPÍTŐANYAGAI
Samott- és szilikátydrumánok

III/2.
A VASKOHÁSZAT
TÜZÁLLÓ ÉPÍTŐANYAGAI

IV.
A VASÉRCEK
ÉS A NAGYOLVASZTÓ
ELEGVÉNEK ELŐKÉSZÍTÉSE

VI.
NYERSVASGYÁRTÁS

VIII/1.
VAS- ÉS ACÉLÖNTESZET

IX/1.
AZ IPARI VASÖTVÖZETEK
METALLOGRÁFIÁJA
A vasötvözetek egyensúlyi állapota
és átalakulási folyamatai



A VASIPARI KUTATÓ INTÉZET ÉVKÖNYVE

A VASIPARI KUTATÓ INTÉZET ÉVKÖNYVE

BUDAPEST, 1963

Az Akadémiai Kiadó
 gondozásában jelenik meg a
VASKOHÁSZATI
ENCIKLOPÉDIA

Főszerkesztő
DR. GELEJI SÁNDOR
akadémikus, kétszeres Kossuth-díjas

A 15 kötetre tervezett sorozatban,
amelynek eddig mintegy a fele jelent
meg, a vaskohászati valamennyi feje-
zetét a hazai viszonyokra való ködön-
tetéssel dolgozzák fel. Az eddig kiadott
kötetek egyre növekvő sikere azt bizo-
nyítja, hogy ez az eredeti magyar gyűj-
temény olyan kiemelkedő munka, ame-
lyet a legküröbör külföldi készítmények
sem helyettesíthetnek.

✱

A közeljövöben
megjelenik a sorozatban :

VII/2.
ELEKTROACÉLGYÁRTÁS
2. kötet

VIII/2.
VAS- ÉS ACÉLÖNTESZET
2. kötet

IX/2.
AZ IPARI VASÖTVÖZETEK
METALLOGRÁFIÁJA
2. kötet

XII/1.
AZ ACÉL
KÉPLEKENY ALAKÍTÁSA
1. kötet

XV.
VASKOHÁSZATI GYÁRAK
TERVEZÉSE

A
VASIPARI KUTATÓ INTÉZET
ÉVKÖNYVE

A
VASIPARI KUTATÓ INTÉZET
ÉVKÖNYVE

BUDAPEST 1963

© *Vasipari Kutató Intézet, 1963*

PRINTED IN HUNGARY

ELŐSZÓ

1959-ben, a Vasipari Kutató Intézet 10 éves jubileuma alkalmából szeretnénk volna megjelentetni Közleményeink I. kötetét, amely az első évtized munkájáról és eredményeiről számot adott volna. A kéziratok el is készültek, különféle nehézségek miatt azonban akkor a kötet kiadása elmaradt. Az abba szánt tanulmányok je-
nős része műszaki folyóiratainkban azóta nyomtatásban már napvilágot látott.

Most, amikor a Kohó- és Gépipari Minisztérium, különösen pedig a Vaskohászati Igazgatóság vezetőinek megértő támogatásával Közleményeink I. kötete a nyilvánosság elé kerülhet, az eredetileg tervezett tartalmán valamelyest változtatnunk kellett. Túlnyomó részben most is az első 10 év kutatási feladatairól és eredményeiről számolunk be, de nem olyan részletesen, mint ahogy az 1959-ben tervezett kötetben tettük volna. Az 1949—58 évek minden jelentősebb témája nem is szerepel benne. Ennek ellenére bízunk abban, hogy a kötet tartalma hű képet ad az Intézet első 10 évének sokoldalú tevékenységéről.

Azt kérjük, Olvasóink fogadják Közleményeink I. kötetét olyan szeretettel, amilyen lelkesedéssel vaskohászatunk, gép- és híradástechnikai iparunk, ezen keresztül pedig népgazdaságunk fejlődése érdekében az Intézet munkatársai feladatukat már az első 10 évben is végezték.

Budapest, 1963. január 2.

dr. Verő József
a Vasipari Kutató Intézet
igazgatója

TARTALOMJEGYZÉK

Előszó	5
Az intézet célkitűzése	11

ÉRCMETALLURGIAI OSZTÁLY

1. <i>Vécsey Béla, Visnyovszky László és Holló Tiborné: A rudabányai pátvasérc dúsítása</i>	15
2. <i>Visnyovszky László: Bauxit és vörösiszap kohósítása</i>	24
3. <i>Visnyovszky László és Holló Tiborné: Durva szemcsés ércporok darabosítása pelle- tezéssel</i>	36
4. <i>Visnyovszky László és Holló Tiborné: Frissítőérc előállítása krivojrogi ércből és szállóporból</i>	51
5. <i>Visnyovszky László és Holló Tiborné: Ilmenit előállítása a szarvaskői wehrliából</i>	64
6. <i>Visnyovszky László és Holló Tiborné: Ferroötvözetek gyártása</i>	76
7. <i>Visnyovszky László: A nyersvas előfrissítése martinacél-gyártáshoz (kondicionálás)</i>	84
8. <i>Visnyovszky László: Metallurgiai folyamatok oxigén kohósításkor</i>	92
9. <i>Vécsey Béla, Visnyovszky László, Holló Tiborné és Horváth Dezső: Az úrkúti mangán- érc dúsítása</i>	102
10. <i>Visnyovszky László: Vasszivacsgyártás</i>	113

ACÉLMETALLURGIAI OSZTÁLY

1. <i>Ágotai Béla: Hazai gyártmányú acéolvasztóművi szénelektrod előállítására irányuló kísérletek</i>	127
2. <i>Martin Imre: Oxigén acélgártás</i>	131
3. <i>Ágotai Béla: Transzformátorlemezekkel kapcsolatos kísérletek</i>	142
4. <i>Hajtó Nándor és Pálvolgyi János: Mn-Ti-tartalmú, betétből edzhető takarékcélok</i>	148
5. <i>Ágotai Béla: Különleges tulajdonságú takarékcélok kutatása</i>	153
6. <i>Ágotai Béla: Titánnal ötvözött szerszámacélok kutatása</i>	157
7. <i>Csepiga Zoltán és Martin Imre: Nagy tartósfolyáshatárú takarékcélok kutatása</i>	162
8. <i>Csepiga Zoltán és Martin Imre: Lemezanyagok rostos törésének vizsgálata</i>	165
9. <i>Szücs Endre: Csillámlyukasztó szerszám céljára használható keményre húzott acél- huzal (zongorahuzal) előállítása és minőségi jellemzőinek rögzítése</i>	168
10. <i>Ágotai Béla: Takarékcél szerszámacélok</i>	174

11. Szücs Endre: Oldalfúvásos konverterben lefolytatott nyersvas-előfrissítési és acélgyártási kísérletek	177
12. Pálvölgyi János: Folyékony acél valódi hőmérsékletének mérése	181
13. Ágotai Béla és Csepiga Zoltán: Jénai 16/III. üveggel azonos hőtágulású elektród anyagának kikísérletezése	190
14. Csepiga Zoltán és Martin Imre: Rézkiválás lágyacélokban	192
15. Ágotai Béla: Legalább 40 kg/mm ² folyáshatárú, hegeszthető szerkezeti acél.....	202
16. Pálvölgyi János: Invár-előállítási kísérlet	206
17. Ágotai Béla, Martin Imre és Szücs Endre: Ti-tartalmú salakok alkalmazása az elektro- és a Siemens—Martin-kemencékben	208
18. Ágotai Béla: A bór hatásának vizsgálata az acél mechanikai tulajdonságaira	211

ÖNTÖDEI OSZTÁLY

1. Kőrös Béla és Varga Ferenc: Gömbgrafitos hengerműi hengerek.....	221
2. Chapó Elek: Feketetöretű temperöntvénygyártással kapcsolatos kísérletek.....	251
3. Varga Ferenc: Kupolókemencével kapcsolatban végzett kísérletek.....	283
4. Varga Ferenc: Módosított öntöttvas	299
5. Kőrös Béla: Acélműi kokillák tartóssága	325
6. Hajtó Nándor és Varga Ferenc: Importötvözők nélkül készített öntöttvasfajták....	342
7. Nándori Gyula: A folyékony öntöttvas felületi oxidációja.....	382

KÜLÖNLEGES ANYAGOK OSZTÁLYA

1. Papp János: Nagy permeabilitású vas-nikkel ötvözetek fejlesztési irányai	393
2. Pataki Balázs: Lágymágneses ferritek	403
3. Solymár Jánosné: Négyszögletes hiszterézisgörbájú ferritek fejlesztése és felhasználása	412
4. Pataki Balázs: Izotrop báriumferrit mágnesek	426
5. Szakács György: A kerámiai lapka szemcsenagysága és forgácsolási tulajdonságai közötti összefüggés vizsgálata	432
6. Pogány Tibor: A zsugorítási idő és a hőmérséklet hatása a kerámiai forgácsolólapkák tulajdonságaira	458

HEGESZTÉSI OSZTÁLY

1. Flieger Nándor és Gyenes József: A Vasipari Kutató Intézet és a Csepeli Elektródagyár 10 éves együttműködésének eredményei. (Elektródaválasztékunk fejlesztése)	471
2. Zorkóczy Béla: Szerszámok felrakó hegesztése	475
3. Molnár László: Öntöttvas „félmeleg” ívhegesztésére alkalmas elektróda és a hegesztés technológiája	509
4. Molnár László: Gazdaságos lángvágófúvóka kidolgozása	514
5. Hajagos Ferenc: Hegesztési varratok helyi előmelegítése és feszültségmentesítése infravörös sugárzással.....	519
6. Neményi Rezső: Nagy felületek lángedzésére alkalmas berendezés	526
7. Szegedi Vargha József: Korszerű szerszámkészítési módok	531
8. Szegedi Vargha József: Hengerek felrakó hegesztése	535

9. Molnár László: A nagy hőmérsékleten és nyomáson dolgozó CrMo-ötvöztetésű szerke- zeti acélanyag hegeszthetőségének vizsgálata és hegesztési technológiájának kidolgozása.....	545
10. Nagyenyedi József: Hegeszthető nagy folyáshatárú acélok	562

ANYAGVIZSGÁLATI OSZTÁLY

1. Mester István: Az anyagminőség ellenőrzése roncsolás nélkül, a fémek szövetszer- kezete alapján	571
2. Szombatfalvy Árpád: Pörkölt ércék mágneses vizsgálata	580
3. Szombatfalvy Árpád: Vas-nikkel ötvözetek Curie-pontjának vizsgálata	581
4. Fuchs Erik: Vákuumtechnikai áramátvezető huzalok hőokozta méretváltozása	589
5. Szombatfalvy Árpád: A maradék austenit meghatározása mágneses eljárással	596
6. Szombatfalvy Árpád: Acélok C-görbéinek meghatározása	598
7. Fuchs Erik: Edzett acél austenittartalmának röntgendiffrakciós meghatározása	607
8. Fuchs Erik: Alumíniumoxid szemcseméretének röntgendiffrakciós meghatározása	616
9. Fuchs Erik: Új módszer korróziós és elektrolitos folyamatok közvetlen mikroszkópos vizsgálatára	625

VEGYÉSZETI OSZTÁLY

1. Sajó István: Acélművi salakok gyorselemzése	637
2. Répás Pál: Mágnesek gyorselemzése	661
3. Gegus Ernő: Salakok, ércék, acélzáródmányok elemzése oldatos emissziós színkép- elemzéssel	668
4. Répás Pál: Komplexometria alkalmazása ferroötvözetek gyorsanalízisének	680

IDEGEN NYELVŰ KIVONATOK	688
-------------------------------	-----

AZ INTÉZET CÉLKITŰZÉSE

1949 előtt a magyar vasiparnak nem volt egységesen irányított kutató tevékenysége. A termelőmunka közben felmerülő problémákat üzeink saját erejükből, részint laboratóriumaikban oldották meg, amelyeknek rendeltetése az üzemek folyamatos kiszolgálása volt. Az országos és távlati problémákat lelkes, az ország jobb jövőjéért és a műszaki tudományok fejlődéséért rajongó szakemberek vetették fel, tartották felszínen, sőt nagy nehézség közepette meg is kísérelték azok megoldását. Az utóbbiak közül akkori felsőoktatásunk szaktanszékeinek dolgozói külön megemlítenők, akik az elméleti kutatásban sok értékes eredménnyel gazdagították a műszaki tudományt, és eredményeiknek a hazai üzemek részére való átadásával, az üzemek segítségével vitték előre a műszaki fejlődést.

Ennek a szétágazó munkának egységes szervezetbe való irányítását jelentette országunk vezetőinek 1949. október 20-án kiadott határozata, amellyel Vasipari Kutató Intézet felállítását rendelte el. Az Intézet székházának felépítéséig a szakemberek ideiglenes helyiségekben, üzemi, egyetemi laboratóriumokban és azok berendezéseivel végezték kutatásaikat. Munkájukkal segítették az ipart, ugyanakkor felkészültek a felépítés alatt álló székház berendezésére és az abban folytatandó munka megszervezésére. Az Intézet építése 1950 májusában kezdődött; a felszerelt, az akkori nemzetközi kívánalmakat megközelítő műszerezettséggel ellátott intézet 1951. szeptember 1-én nyílt meg.

1952 júliusáig az intézetet *dr. Gillemot László* vezette, ettől az időtől kezdve az intézet igazgatója *dr. Verő József*. A dolgozók létszáma a székházba költözköztetésekor alig 150 fő, akik közül kb. 35 fő a tudományos kutató. Az 1959. évben a létszám 200 főre, ebben a kutatók száma 45-re emelkedett. Szerény méreteken belül gyarapodott a kutató felszerelés, az utóbbi években néhány nagyon fontos berendezéssel lettünk gazdagabbak, s bár a műszaki fejlődés által megkövetelt jó néhány modern felszerelést nélkülözünk, sok eredményt könyvelhetünk el.

Kutató osztályainkról az évkönyvnek ezen első kötetének egyes témacsoportjainál adunk rövid tájékoztatást. Osztályaink munkáját segíti gépészeti- és üzemfenntartási osztályunk, amely a kísérletekhez szükséges próba-

daraboknak, eszközöknek elkészítése mellett már komolyabb kutató felszereléseket is épít megfelelő precizitással és kivitelben.

A kutatási igényeknek egyre növekvő száma a munkahelyek bővítését is szükségessé tette, egyelőre ideiglenes jelleggel. Ez a bővülés székházunk 1951. évi munkahelyterületéhez mérten kb. 30%-os. A további, a kutatások nyugodt lefolyását lehetővé tevő végleges bővítések egyre inkább időszerűekké válnak.

Szele Mihály
h. igazgató

ÉRCMETALLURGIAI OSZTÁLY

Az Intézet megalakulása után a Metallurgiai Főosztály egyik csoportjaként működött és feladata a hazai vas- és mangánérc, vastartalmú melléktermékek kohósításának, valamint kohósításra való előkészítésének kutatása volt. 1952 óta önálló osztályként működik, feladatköre közvetlen redukációs folyamatok, ferroötvözetgyártási, koksztisztítási kutatásokkal erősen növekedett. A legutóbbi években felszerelésének, műszerezésének bővítésével sok munkája elméleti jellegű feladatokra is kiterjedt, mint redukciómechanizmus, salakképződés és kristályosodás, szelektív kohósítás, ércdúsítás stb.

Az osztály munkája az 1959. évig bezárólag az alábbiakban vázlatosan felsorolt főbb feladatokra terjedt ki:

Kidolgozta laboratóriumi és félüzemi kísérletekkel a rudabányai pátvasérc dúsítását, aminek alapján felépült a rudabányai ércdúsítómű.

Az úrkúti mangánércelőfordulás különböző fajtáinak hasznosítására: eljárást dolgozott ki az oxidos érc mosási homokjának és iszapjának feldolgozására; kutatásokat végzett a karbonátos mangánérc hidrometallurgiai dúsítására, az ércnek gázkéntelenítésre való felhasználására.

Kidolgozta egyéb hazai ércfélések hasznosítását: a szarvaskői wehrli feldolgozását ilmenitre, különféle serpentinek hasznos fémalkotóinak kinyerését, nagyolvasztói szállóporok dúsítását, frissítőérc előállítását hazai és a rendelkezésünkre álló külföldi ércekből.

Megoldotta durvább vasércporok pelletezéses darabosítását; átszívósos zsugorítóművek teljesítményének növelésére előpelletezés közbeiktatásának elméleti és gyakorlati alapjait munkálta ki.

A kohósítási tárgykörben végzett kutatási munkái: vörösiszap kohósítása, szelektív kohósítás Mn- és Ti-oxidokban dús salakok gyártására gyenge minőségű ércekből, oxigén kohósítás alkalmazási lehetőségeinek vizsgálata, kohókoksztisztítási módszerek finomítása, nyersvasnak kohón kívüli kénytelenítése és kondicionálása, nagyolvasztó-salakok tulajdonságainak vizsgálata, vaszivacsgyártás és vaspor előállítása vasszivacsból.

Ferroötvözetek gyártásával kapcsolatos kutatásai: nitridált ötvözetek, ferrobór, ferromolibdén, ferrowolfram, ferrovanádium, szilikomangán hazai gyártásának megindítása.

Kutatásait jelenleg már három eléggé jól felszerelt laboratóriumban végzi. A technológiai laboratóriumban ércelőkészítési, dúsítási, darabosítási, ércpörkölési, redukciós kísérleti, elektromos kemencékkel ötvözetgyártási vizsgálatokhoz szükséges készülékek állanak rendelkezésre. A hidrometallurgiai kísérletekhez főleg saját építésű készülékek szolgálják a kutatást. Az ásványtani és termikus laboratórium felszerelése különféle mikroszkópos és termóanalitikai vizsgálatot, viszkozitásmegállapítást, salakvizsgálatokat tesz lehetővé.

Sz. M.

A RUDABÁNYAI PÁTVASÉRC DÚSÍTÁSA

DR. VÉCSEY BÉLA,
műszaki tudományok kandidátusa

DR. VISNYOVSKY LÁSZLÓ
a műszaki tudományok kandidátusa

és HOLLÓ TIBORNÉ

DK 622.792.292: 662.778

A rudabányai pátvasérc guttensteini dolomit többé-kevésbé teljes metasomatózisa révén képződött. A metasomatózis nagyon változó módon ment végbe, és így az érc, amelynek elsődleges ásványa a sziderit (FeCO_3), nagy mennyiségben tartalmazza az eredeti dolomit elemeit, valamint a fémhordozó oldatokból származó jelentős mennyiségű baritot, mangánt és fémszulfidokat. Az érc átlagos ásványi összetétele:

42,22%	vaskarbonát	5,07%	ankerit
13,87%	magnéziumkarbonát	3,08%	kaolin
13,18%	barit	2,93%	gipsz
6,3%	kvarc	1,79%	mangánoxidul
7,8%	kalciumkarbonát	1,47%	mangánkarbonát
		0,5%	fémszulfid

A felület közelében 50—60 m mélységig a sziderit oxidációjából limonit keletkezett.

A tökéletlen metasomatózis termékét, akár karbonátos, akár oxidos alakban, ankeritnek nevezik. Ez azonban nem azonos a $\text{CaCO}_3(\text{Mg}, \text{Fe}, \text{Mn})\text{CO}_3$ összetételű ankerit ásvánnyal.

A fenti ércnek vastartalma erősen változó. Átlagértéknek az alábbiakat vehetjük:

pátérc 7—30% Fe,
ankerit 10—25% Fe,
limonit 25—45% Fe.

A limonit és az ankerit kísérő kőzete főképpen bázisos alkotókat (CaO , MgO) tartalmaz, ezért dúsítani nem szükséges.

A pátérc átlagos összetétele

Fe	25,00%	MgO	7,11%
SiO ₂	7,69%	BaSO ₄	12,02%
Al ₂ O ₃	1,22%	Cu	0,10%
MnO	1,70%	Zn	0,02%
CaO	5,60%	Pb	0,01%
Izz. veszt.		28,59%	

Az érc összetétele azonban rendkívül nagy határok között változik. 93 munkahelyről vett minták Fe-tartalma 7,02—31,54%, BaSO_4 -tartalma 0,5—45,81%, SiO_2 -tartalma 1,1—28,35% között ingadozott. Ilyen változó összetételű ércet kibányászott nyers állapotában nem célszerű kohósítani, legalábbis egyenlősíteni kell. Ez azonban ma már nem elegendő, a dúsítás kérdését is meg kell oldani, mert a nagy barittartalom fölösleges ballasztot jelent a nagyolvasztóban, a 25—28%-ot kitevő izzítási veszteség pedig fölösleges szállítási költségeket okoz.

A rudabányai pátérc dúsítására olyan eljárást kellett kidolgozni, amellyel a káros barittartalom kiküszöbölhető és egyben a tiszta barit kinyerésének lehetőségét is meg kellett vizsgálni.

Mindenekelőtt az ércet ásványtani vizsgálatoknak vetettük alá. Mikroszkópi vizsgálatok szerint az érc fő alkotója sziderit (FeCO_3). A szideritkristályok szemnagysága 0,08—3 mm; leggyakoribbak a 0,15—1 mm-es kristályok. Kifejlődésük nagyrészt hypidiomorf csipkézett érintkezési felületekkel. Gyakran tartalmaznak kovasav, szericit és grafitos zárványokat. A szideritkristályok szemcsehatárain ankerit van. Az ankerit egyébként erek alakjában is fellelhető. A barit (BaSO_4) leginkább mint nem jellegzetesen kristályosodott kitöltőanyag jelentkezik a hézagokban és a kristálycsoportok között, mintegy átítatva az egész ércet.

A réz leginkább kalkopirit alakjában fordul elő 0,07—0,15 mm-es kristályokkal. Egyéb szulfidásvány, mint pirit, galenit, kis mennyiségben szintén előfordul. Spektrálanalízis szerint az alkotók megoszlása

10^1	Fe Ba (Mg)
10^0	Mn Si Ca (Al)
10^{-1}	Cu (Sr)
10^{-2}	—
10^{-3}	Pb (Zn Ag As)

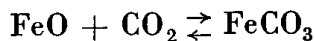
Az érc Fe-tartalmának dúsítására fajsúly szerinti elkülönítő eljárások nem jöhetnek szóba, mert a vaskarbonát és a barit közel azonos fajsúlyuknál fogva együtt dúsulnak. Ilyen összetételű érceket magnetizáló pörköléssel és mágneses szeparálással lehet szétválasztani.

A magnetizáló pörkölés feltételeinek megállapítására laboratóriumi kísérleteket végeztünk 2 mm-nél kisebb szemnagyságú pátérccel. A fenti átlagelemzésnél rosszabb minőségű ércel dolgoztunk, hogy az ércösszetétel esetleges jövőbeni leromlását is figyelembe vegyük. A gondosan homogenizált kísérleti érc átlagmintájának összetétele:

Fe	15,6%	MnO	1,3%
BaSO_4	24,4%	CaO	11,2%
SiO_2	6,3%	MgO	2,6%
Al_2O_3	8,3%	Izz. vesz.	27,8%

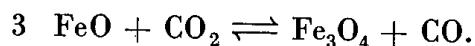
Első lépésként meg kellett állapítani, hogy a szideritet milyen hőmérsékleten és milyen gázatmoszférában kell pörkölni.

A vaskarbonát bomlása Roth és Bertram szerint a

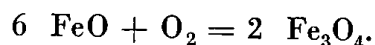


egyenlet értelmében balfelé haladó irányban már 300 C° alatt elkezdődik. A képződött FeO oxidációs reakció által alakítható át mágneses vasoxiddá, magnetitté. Az oxidációnak azonban úgy kell végbemennie, hogy egyrészt a FeO lehetőleg tökéletesen átalakuljon magnetitté, másrészt ne képződjön túloxidáció révén nem mágneses hematit. Erősen redukáló hatású közeg a pörköléshez nem alkalmas. Pörkölési atmoszférának semleges vagy oxidáló hatású füstgáz felel meg.

Semleges, CO₂-tartalmú füstgázban a FeO oxidációja *Luyken* szerint a következő egyenletnek megfelelően megy végbe

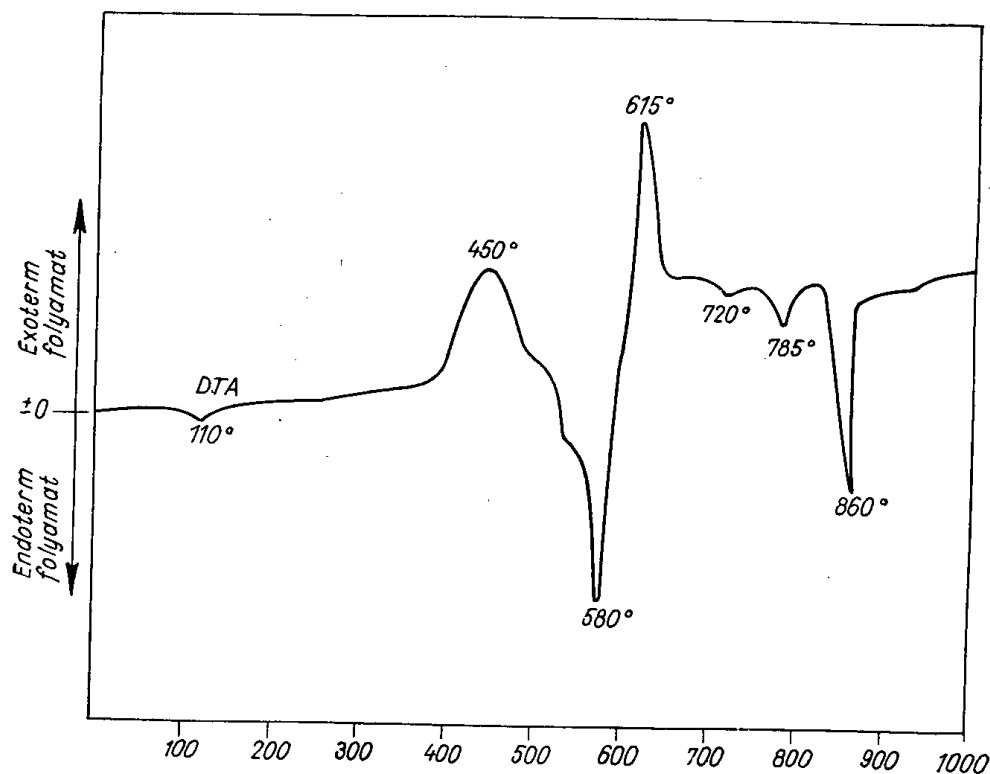


Oxigéntartalmú gázban *De Vecchis* szerint a FeO a következőképpen alakul magnetitté



A sziderit mágnesezhetőségét a pörkölés utáni lehűlés módja is befolyásolhatja. Ha a forró érc levegőn hűl le, akkor legalábbis lassú lehűlés alatt fennáll a nem mágneses α -hematit képződésének a lehetősége. Ennek elkerülésére szintén *Luyken* ajánlja a pörkölt ércnek CO₂-tartalmú füstgázban való lehűtését.

A fenti megállapítások irodalmi adatok, és ezek helyességét az adott ércre meg kellett határozni. A rudabányai ércben pörköléskor végbemenő folyamatokat differenciál termoanalízissel vizsgáltuk. Ebből (1. ábra) kitűnt,



I. ábra. A rudabányai pátvasérc DTA-görbéje

hogy a vizsgált próbánál 450 C°-on enyhén exoterm folyamat megy végbe, amely minimális súlyveszteséggel is jár. Ez a szulfidok oxidációja. A FeCO_3 disszociációja 580 C°-os minimummal erős endoterm folyamatként jelentkezik. A disszociáció csak kb. 500 C°-nál indul meg és a súlyveszteség 660 C°-on fejeződik be. Közben 615 C°-os maximummal exoterm folyamat lép fel, amely a Fe_3O_4 -gyé való oxidációt jelzi. 720 C°-on az ankerit, 785 C°-on a dolomit, 860 C°-on pedig a CaCO_3 bomlása jelentkezik. CO_2 atmoszférában végzett kísérletnél a 615 C°-os exoterm csúcs sokkal kisebb hőhatást mutat. Eszerint az ércet legalább 615 C°-on kell pörkölni, hogy a FeCO_3 magnetitté, Fe_3O_4 -gyé alakuljon át.

Az első tájékoztató pörkölési kísérletek folyamán nem törekedtünk arra, hogy az ércből minél vasdúsabb koncentrátumot állítsunk elő, csupán azt óhajtottuk megállapítani, hogy egyébként azonos feltételek (hőfok, időtartam, mágneses térerősség) mellett különböző közegben végzett pörkölés során az ércből milyen súlyszázaléknyi mágneses terméket lehet kinyerni. Az egyes pörkölési kísérleteket 50 g-os mennyiségekkel csőkemencében végeztük. A kísérletek eredménye az alábbi:

	Mágneses termék, súlyszázalék	
	levegőn hűtve	CO_2 -ben hűtve
Oxidálólág pörk.	63	70
Semlegesén pörk.	66	67

E táblázat szerint a pörkölési atmoszférának nincs különösebb befolyása az átmágnesezhetőségre. Mind az oxidáló, mind a semleges közegben pörkölt sziderit közel azonos mennyiségű mágneses terméket szolgáltatott.

Kísérleteink szerint a hűtőközeg annyiban befolyásolja az átmágnesezhetőséget, hogy füstgázban való lehűtésekor a mágneses termék mennyisége valamivel nagyobb, mint levegőn való lehűtésekor. Tehát a levegő hatására bizonyos mértékű visszaoxidáció következhet be. A lehűlés menetét azonban üzemi méretekben legalább ugyanilyen mértékben befolyásolja a pörkölőkemence szerkezete, a kemencéből kijövő érc hőfoka, szabad felülete stb., ezért döntő hatást nem tulajdonítunk a védőgázban való lehűtésnek.

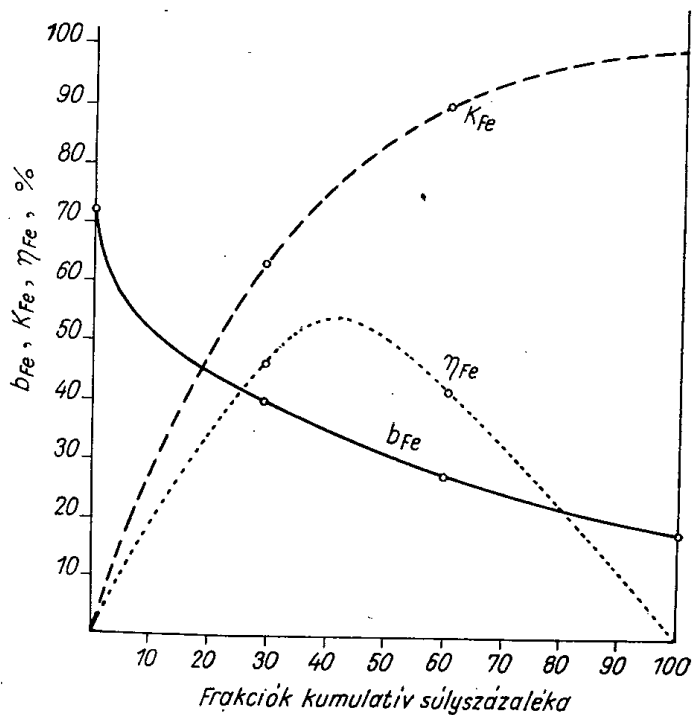
A pörkölési hőmérséklet hatásának megállapítására 450–850 C° között végeztünk pörkölő kísérleteket 1 órás hőfokon tartással. Az előzőekben ismertetett kísérletek folyamán ugyanis azt észleltük, hogy 1 óra elegendő időtartam a magnetizáló pörkölés reakcióinak lefolyásához. A pörkölt termékeket Wetherill–Rowland-típusú keresztzalagos szeparátoron három frakcióra bontottuk és meghatároztuk a termékek súlykihozatalát, Fe- és BaSO_4 -tartalmát. A szeparálási és elemzési eredményeket az 1. táblázatban mutatjuk be.

A mágneses szeparálás adataiból az egyes pörkölési hőmérsékletekhez tartozó dúsítási görbéket szerkesztettünk. A 2. ábra mutatja az 550 C°-on végzett pörkölésre és mágneses szeparálásra vonatkozó dúsítás diagramját. A diagramon b_{Fe} görbe a mindenkor koncentrátum vastartalmát adja meg, K_{Fe} a

1. TÁBLÁZAT

Rudabányai sziderit magnetizáló pörkölése és mágneses szeparálása

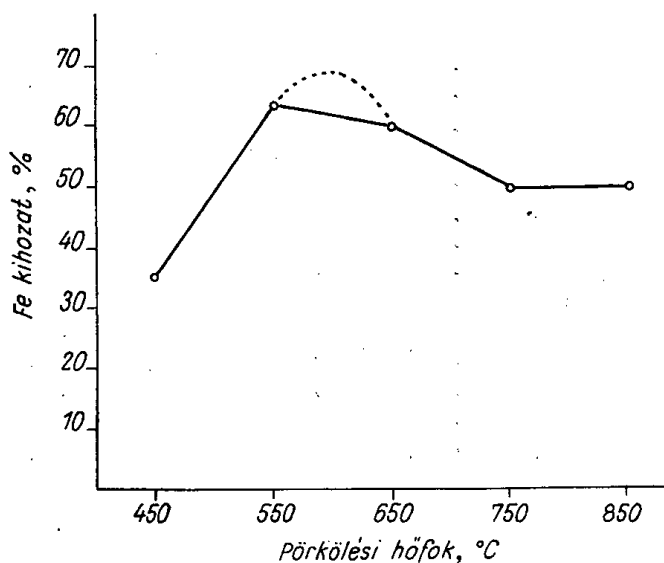
Pörkölési hőmérséklet, C°	Szem- nagy- ság, mm	Szeparálás módja	Termék jele	Súlykihozat, %	Fe-	BaSO ₄	Vasdús termékekben	
					tartalom, %		vaskihozat, tal, %	baritkihozat, tal, %
450	5	Mágneses Száráz	I.	19,6	37,6	6,3	42,5	3,9
			II.	13,3	23,4	4,5	17,8	1,9
			III.	67,1	10,3	43,3		
550	5	Mágneses Száráz	I.	35,5	42,8	5,3	60,3	11,2
			II.	37,4	22,9	4,9	33,7	10,6
			III.	27,1	5,6	49,0		
650	5	Mágneses Száráz	I.	36,9	36,6	9,5	69,5	10,9
			II.	34,4	14,3	13,6	25,2	14,7
			III.	28,7	3,4	83,0		
750	5	Mágneses Száráz	I.	21,6	41,2	8,7	45,0	6,0
			II.	43,1	18,4	28,2	41,1	38,4
			III.	35,3	6,9	61,1		
850	5	Mágneses Száráz	I.	21,6	40,8	13,8	47,3	7,2
			II.	36,8	18,1	26,4	36,0	32,4
			III.	41,6	7,4	59,9		



2. ábra. 550 C°-on pörkölt érc dúsítási diagramja

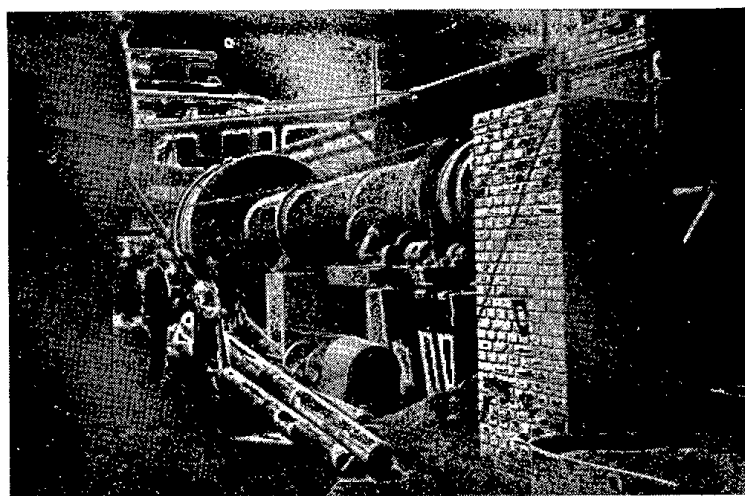
koncentrátum súlykihozatalának megfelelő vaskihozatalt és η_{Fe} a dúsítás hatásfokát.

A diagram szerint pl. a 18,2% Fe-tartalmú pörkölt ércből 40% Fe-tartalmú koncentrátumot kb. 30% súlykihozattal lehet előállítani. Ebben a koncentrátumban a vaskihozatal kb. 63%, a dúsítási hatásfok 46%.



3. ábra. A vaskihozatal változása a pörkölési hőmérséklet függvényében, 40% Fe-tartalmú koncentrátumnál. (Pörkölt ércben Fe 18,2%)

A különböző pörkölési hőmérsékletek hatásának összehasonlítására és a dúsítás jellemzésére a 40% Fe-tartalmú koncentrátummal elérhető vaskihozatot használtuk fel. A 3. ábra tünteti fel az egyes dúsítási diagramokról leolvasott vaskihozatalt a pörkölési hőmérséklet függvényében. Az ábra szerint a



4. ábra. Kísérleti pörköltő kemence

vaskihozatal görbéjének 550—650 C° közt maximuma van, tehát a pörkölést ebben a hőfokközben kell végezni. Ez a gyakorlati érték nagyon jól egyezik a DTA-görbéből leolvasható 580 C°-os bomlási és 615 C°-os oxidálási hőmérséklettel.

A fenti kísérletek alapján jó minőségű, az átlagnak megfelelő vastartalmú sziderittel végeztünk üzemi pörkölési és mágneses szeparálási kísérletet. Az ércet a Lenin Kohászati Művek 10 m hosszú és 800 mm átmérőjű forgódobos kemencéjében (4. ábra) pörköltük torokgázáramban 650 C°-on és levegőn hűtöttük. Az érc szemnagysága pörköléskor 5 mm volt.

	A nyers érc	A pörkölt érc
SiO ₂ %	6,90	8,95
Fe%	23,60	30,82
BaSO ₄ % ...	12,86	16,74

Dobszeparátoron való mágneses szeparálás után az alábbi eredményeket kaptuk:

	Mágneses koncentrátum	Meddő
Súlykihozatal	46,86% (nyers ércre) 61,30% (pörkölt ércre)	29,61% (nyers ércre) 38,70% (pörkölt ércre)
Fe	43,10%	8,30%
BaSO ₄	8,89%	27,90%
Vaskihozatal	85,5%	14,5%

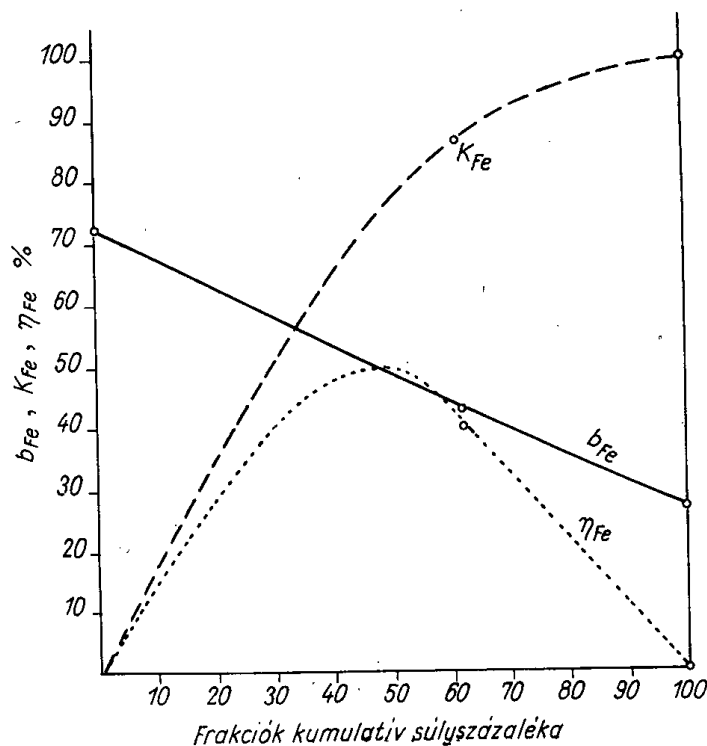
A koncentrátum teljes analízise:

Fe	43,10%	SiO ₂	8,98%
Mn	2,23%	Al ₂ O ₃	1,91%
P	0,02%	CaO	3,70%
S	0,08% (szulfid)	MgO	9,10%
Cu	0,12%	BaSO ₄	8,89%

A dúsítási diagramot az 5. ábra mutatja. Minthogy ennél a kísérletnél az átlagos minőségnek megfelelő érccel dolgoztunk, az eredmények gyakorlati értékűnek mondhatók. Ezeket adtuk meg alapul az ércelőkészítő mű tervezéséhez.

Külön kísérletsorozat keretében foglalkoztunk a baritban dús sziderit dúsításával. Itt ugyanis a vastartalom dúsítása mellett a tiszta barit kinyerésének feladata is felmerül. A barit jelenleg importcikk, a baritban dús sziderit barittartalmának kitermelésével a hazai szükségletet teljes egészében fedezni lehetne.

Laboratóriumi kísérleteink folyamán megállapítottuk, hogy baritban dús szideritet a fentiek szerint kb. 600 C°-on pörköelve a barit nagy része dekrepitál, 0,5 mm-nél finomabb porrá hullik szét. A dekrepitálás azon alapszik,



5. ábra. Átlagos összetételű érc dúsítási görbéi

hogy hevítéskor az ásványokban belső feszültségek lépnek fel, ezek szétvetik az egyes szemcséket.

Baritkinyerési kísérleteink során az alábbi összetételű ércből indultunk ki:

BaSO ₄	Fe	SiO ₂	CaO	MgO
43,1%	18,7%	5,7%	0,2%	2,3%

Mivel a dekrepitálás lényegileg aprítási folyamat és a szétpattogzott szemcséket kiszitálással távolítjuk el, a kiinduló anyagnak nem szabad finom port tartalmaznia. Ezért csak 0,5 mm-nél nagyobb szemcséjű anyagot pörköltünk.

A 2. táblázat mutatja, hogy a sziderit pörkölési hőfoka miképpen befolyásolja a baritkihozatalt:

2. TÁBLÁZAT

Baritkihozatal a hőmérséklet függvényében

Pörkölési hőmérséklet, C°	0,5 mm-nél kisebb dekrepitált barit			
	Súly- százalék	Összetétel, %		Barit- kihozatal, %
		Fe	BaSO ₄	
400	2	4,7	90,0	4,2
500	9	5,0	92,2	19,2
600	10	4,7	91,7	21,3
800	10,5	4,7	91,8	22,4

Ezek szerint 600 C° már elegendő a dekrepitálás végrehajtásához. Ezen a hőfokon a sziderit magnetizáló pörkölése is végbemegy, tehát megvan a lehetősége annak, hogy a dekrepitált barit vastartalmát mágneses szeparálással csökkentjük. A fenti kísérletekkel nyert dekrepitált barit mágneses szeparálásával a vastartalmat a következőképpen lehetett csökkenteni.

	Barit összetétele mágneses szeparálás	
	előtt, %	után, %
Fe	4,7	2,2
BaSO ₄	91,7	92,7

Mágneses szeparálással tehát a barit teljes vastalanítása nem sikerült. Jobb eredményt értünk el sósavas főzéssel. 1 : 1 sósavval melegen a fenti dekrepitált termékből 95,4% BaSO₄-et és 0,84% Fe-t tartalmazó baritot állítottunk elő.

A dekrepitálással azonban a sziderit barittartalmának csak kb. 20—25%-át lehet kinyerni. További baritmennyiségek kinyerésére a dekrepitált barit kiostálásakor fennmaradt 0,5 mm-nél nagyobb szemcséjű pörkölt ércet mágnesesen szeparáltuk.

Súlykihozatal	Fe	BaSO ₄
I..... 59%	38,0%	12,7%
II..... 23%	29,0%	30,2%
III..... 18%	6,7%	68,0%

A III. frakció az érc eredeti barittartalmának további 35%-át tartalmazza, de nem eléggé tiszta állapotban. Sósavas kezeléssel ebből a meddőből a következő összetételű, kevésbé tiszta barit nyerhető ki:

SiO ₂	BaSO ₄	Fe	CaO	MgO
3,3%	89,1%	1,89%	2,2%	nyomok

A vasban dús koncentrátum (I. frakció) 38% Fe-tartalmával dúsított ércnek számít.

Baritban dús szideritből tehát a barit az alábbi törzsfa szerint nyerhető ki.

1. A nyers érc rostálása 0,5 mm-es rostán.
2. A 0,5 mm-nél durvább érc pörkölése 680 C°-on.
3. A pörkölt érc rostálása 0,5 mm-es rostán.
4. A 0,5 mm-nél durvább pörkölt érc mágneses szeparálása.
5. A szennyezett barit vegyi tisztítása.

ÖSSZEFOGLALÁS

A rudabányai sziderit dúsítására laboratóriumi és kisüzemi méretben eljárást dolgoztunk ki, amely szerint az ércből 600 C°-on végzett magnetizáló pörköléssel és mágneses szeparálással 40% fölötti Fe-tartalmú koncentrátum állítható elő. A baritban dús szideritből a fenti eljárás módosításával 90%-os baritot nyerünk ki.

BAUXIT ÉS VÖRÖSISZAP KOHÓSÍTÁSA

Dr. VISNYOVSKY LÁSZLÓ

a műszaki tudományok kandidátusa

DK 669.162.12.011

A bauxit vastartalmú alumíniumérc. Feldolgozása elvileg akkor volna a leggazdaságosabb, ha mind az alumínium-, mind a vastartalmát ki lehetne nyerni. Ilyen feldolgozásra két út kínálkozik:

1. A timföld kivonása kémiai eljárással, majd a maradéknak (vörös-iszap) — amely a timföld eltávolítása után vasban lényegesen dúsabb, mint a nyers bauxit — vasércként való felhasználása nagyolvasztóban vagy más kohászati úton.

2. Először a vas kivonása kohászati eljárással, majd a salak feldolgozása timföldre.

Az első megoldás a Bayer-féle eljárással tulajdonképpen adott, a gyakorlati nehézség csak ott van, hogy rendszerint éppen a vasdúsabb bauxitok nagy kovásvartartalmuk miatt nem alkalmasak a Bayer-féle timföldgyártási eljárás-hoz. Ilyen bauxitoknál tehát a második eljárás jöhet számításba. Erre is ismeretes megoldás, éspedig a Pedersen-eljárás, amely a bauxitból elektrokemencében nagy Si-tartalmú nyersvasat (ferroszilícium) és kovásvaszegény kalciumaluminát-salakot gyárt, amelyet timföldre dolgoz fel. Nálunk részben elektrokemence hiányában, részben pedig, mert az áram a kohászati célokra túl drága, ez a megoldás nem jöhet szóba. Ezért mi abban az irányban folytattunk kísérleteket, hogy *a kalciumaluminát-salakot elektrokemence helyett nagyolvasztóban állítsuk elő*, mégpedig úgy, hogy a nyersvas mellett képződő salak csak melléktermék legyen, vagyis a gyártás költségeit lehetőleg mind a nyersvas viselje.

Kísérleteink közvetlen célja:

1. Milyen összetételi határok között lehet kalciumaluminát-salakkal nagyolvasztóban üzembiztosan dolgozni.

2. Milyen összetételű nyersvas gyártható kalciumaluminát-salakkal.

3. Milyen a nyersvas minősége öntészeti és acélgyártási szempontból.

4. A kalciumaluminát-salaknak milyen összetételi határok között vannak hidraulikus tulajdonságai és milyen hatásokkal lehet belőle a timföldet kinyerni.

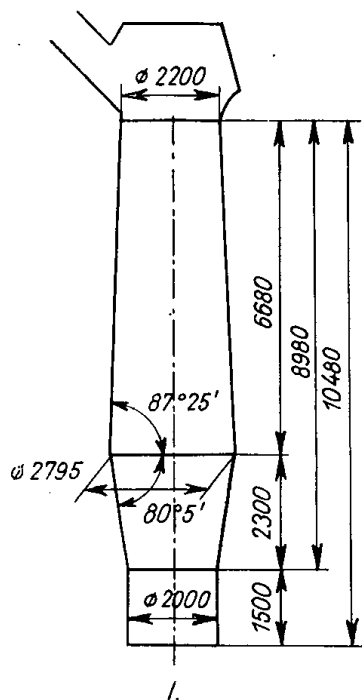
5. Mik a gyártás gazdaságosságának előfeltételei.

Kísérleti berendezés

Kohósítási kísérleteinket Diósgyőrben az 1947-ben épült törpekohóban végeztük. A kohó profilját a 6. ábra mutatja. Műszaki adatai:

Medence átmérője	2 m
Teljes űrtartalom	48,3 m ³
Hasznos űrtartalom	43,6 m ³
A profil magassága	11 m
Fúvókák száma	5 db
Napi kokszeletetés kb.	40 t
Levegő-előmelegítés	550—650 C°

A kohó falazása a medencében és nyugvóban kokszipor és kátrány keverékből készült döngölés, az akna 350 mm vastag samott-tégla.



6. ábra. Diósgyőri bauxit kohóprofilja

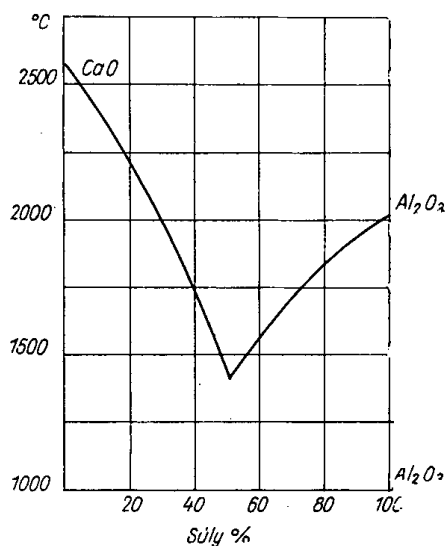
Bauxitkohósítási kísérletek

Kísérleteinknél — amelyek több hónapon keresztül folytak — olyan gánti bauxitot használtunk, amelynek kavasvartartalma 4,5—12% között változott. Ezzel lehetővé vált a salak SiO₂-tartalmának 10—20% közötti változtatása.

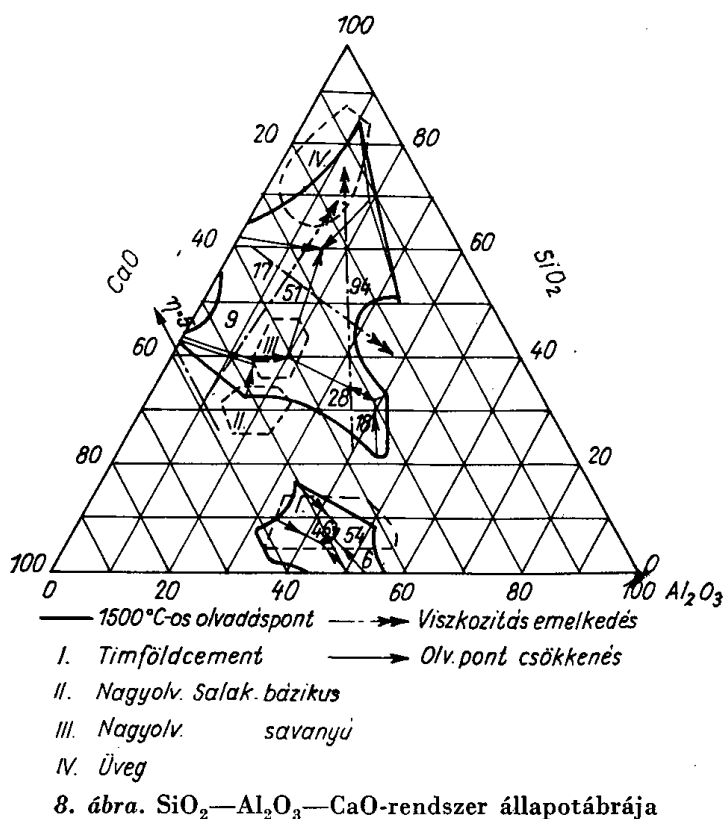
A nagyolvasztóban általában alacsony olvadáspontú és kis viszkozitású salakkal kívánatos dolgozni. Bár az olvadáspont és a viszkozitás között nincs összefüggés, adott hőmérsékleten annál hígfolyósabb a salak, minél alacsonyabb az olvadáspontja. A tiszta CaO—Al₂O₃-rendszer olvadáspontját a 7. ábra mutatja. Eszerint legalacsonyabb olvadáspontú a 44,2% CaO- és 55,8% Al₂O₃-tartalmú, 5 CaO · 3 Al₂O₃-képletű vegyület. A gyakorlatban ezen a két alkotón kívül mindig szerepel a rendszerben SiO₂, MgO, TiO₂, FeO, MnO₂.

CaS stb. is, amelyek lényegesen megváltoztatják az olvadáspont-minimum összetételét és rendszerint csökkentik mind az olvadáspontot, mind a viszkozitást.

A $\text{SiO}_2\text{—Al}_2\text{O}_3\text{—CaO}$ -rendszer 1500 C°-os olvadáspontjának izotermáját a 8. ábra mutatja. Az izoterma határain belül az olvadáspont az egyszerű nyílak irányában csökken, a viszkozitás pedig a kettős nyílak irányában emelkedik.



7. ábra. $\text{CaO—Al}_2\text{O}_3$ -rendszer olvadáspont-ábrája



8. ábra. $\text{SiO}_2\text{—Al}_2\text{O}_3\text{—CaO}$ -rendszer állapotábrája

Néhány salak olvadáspontja:

SiO ₂	Al ₂ O ₃	CaO	Olvadáspont
%	%	%	C°
7,8	43,0	49,2	1360
6,9	41,8	51,3	1350
18,2	30,9	50,9	1335
21,8	37,0	40,0	1590

További salakalkotók — TiO₂, FeO, alkáliák stb. — még tovább csökkentik az olvadáspontot.

A viszkozitást illetően a nagyolvasztónál 1400 C°-on 75 poise-egység az a határ, amelynél a salak még jól folyik. K. Endell szerint a viszkozitás ezen a hőmérsékleten a következő képlettel számítható:

$$\eta = \frac{4,9}{K_z - 0,45}$$

ahol

$$K_z = \frac{100 - (\text{SiO}_2 + \text{Al}_2\text{O}_3)}{\text{SiO}_2 + \text{Al}_2\text{O}_3}$$

K_z tulajdonképpen a salak bazicitása. Minél nagyobb ez a szám, vagyis minél bázisosabb a salak, annál kisebb a viszkozitás. Ez a megállapítás azonban csak bizonyos határig, illetve hőmérsékleten felül, tehát túlhevített állapotra érvényes. A bázisos salakok ui. lehűléskor hirtelen kezdenek merevedni, mert egyes vegyületek kristályosodása már magas hőmérsékleten megkezdődik. Emiatt a hőmérséklet csökkenésekor a bázisos salakok viszkozitása átmenet nélkül, hirtelen nő meg.

Az aluminátsalakok viszkozitása Endell mérései alapján a 9. ábra szerint változik. Ebből látható, hogy a CaO-tartalom csökkenése és a SiO₂-tartalom

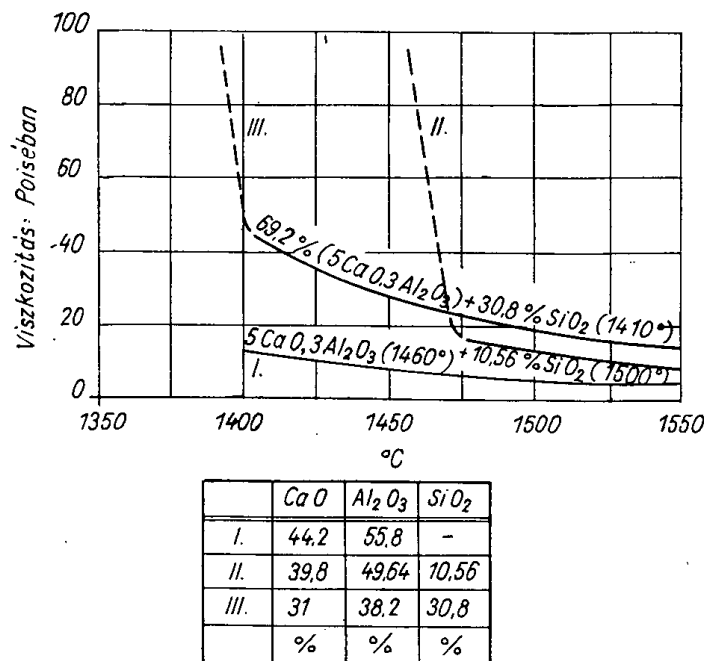
3. TÁBLÁZAT

	SiO ₂	Al ₂ O ₃	CaO	η
+	19,61	39,16	38,12	17,2
+	18,51	45,30	40,58	14,2
+	10,57	37,20	41,12	14,0
+	12,97	41,14	42,75	12,5
+	15,09	37,08	45,48	10,5
+	16,57	35,05	43,03	10,1
+	12,58	36,70	47,93	8,5
+	13,35	32,92	50,38	8,1
+	14,27	28,52	52,83	5,6
+	13,10	29,06	53,37	5,4
+	10,65	29,77	50,91	4,8
○	20,10	18,00	52,00	4,0
○	30,00	18,05	48,00	10,0
○	28,13	17,04	53,00	8,5

növekedése bizonyos hőmérsékletnél a viszkozitás vonalán hirtelen törést eredményez.

A kísérleteinknél képződött salakok összetétele csökkenő számított viszkozitás szerint (3. táblázat).

A 10. ábrán a $\text{CaO}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2$ -rendszerben csak a CaO -t és Al_2O_3 -t tüntettük fel, de úgy, hogy a SiO_2 -t is figyelembe vettük, és pedig $100-(\text{CaO} + \text{Al}_2\text{O}_3)$ mennyiségben. A viszkozitás számított értékeit eredményvonal, a kísérletek alatt kapott salakok helyét +, illetve szilikátsalakoknál



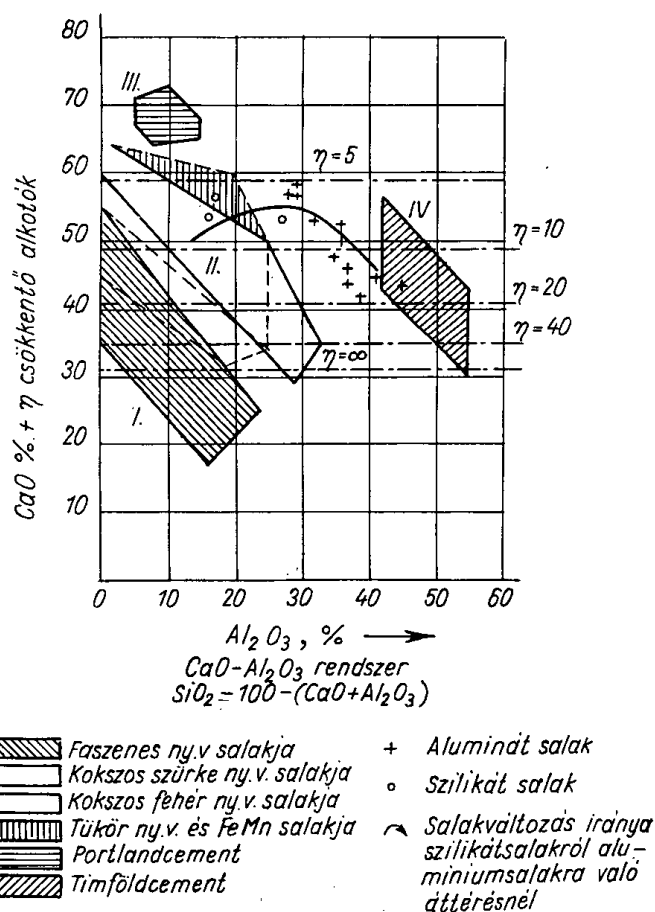
9. ábra. Kalciumaluminát-salakok viszkozitása

○ jelzi. Az I. terület a faszenes, a II. terület a kocszos nagyolvasztósalakok, a III. terület a portlandcement, a IV. terület a kalcium-aluminát-salakok, illetve a timföldcement összetételi határainak felel meg.

Kísérleteink alatt a salakösszetételt többször változtattuk az aluminát- és szilikátsalak között. Áttéréskor összetételét úgy állítottuk be, hogy számított viszkozitása: $\eta = 5-10$ között legyen. A 10. ábra vastag vonala a salakösszetétel változását mutatja olyankor, mikor aluminátsalakról szilikátsalakra tértünk át.

Az üzemben azt tapasztaltuk, hogy híg folyósság szempontjából a CaO , illetve a bázisos alkotók alsó határa a salakban $37-38\%$. Amikor a salak CaO -tartalma erre az értékre csökkent, a medence fokozatosan berakódott salakkal, annyira, hogy a vascsapolás nehézségekbe ütközött. Ez a jelenség 50% CaO -tartalmú salaknál is tapasztalható volt akkor, ha valamilyen ok miatt, pl. nagy, darabos mészkő és bauxit adagolása következtében a medence lehűlt. Ez gyakorlatilag is bizonyította, hogy a kalciumaluminát-salakok kristályosodása lehűlés közben hirtelen indul meg, mint azt a 9. ábra mutatja.

Az üzemi jelenségek alapján tehát megállapítható volt, hogy a *kalcium-aluminát-salakok lehűléssel szemben sokkal érzékenyebbek, mint a szilikátsalakok*. A salak összetételét illetően azt tapasztaltuk, hogy *híg folyósság szempontjából legfontosabb tényező a CaO-tartalom*. Ha ez helyesen van beállítva, a SiO_2 és Al_2O_3 egymáshoz viszonyított aránya 1400°C felett nem befolyásolja károsan a viszkozitást.



10. ábra. Salakok összetétele és viszkozitása

A bauxitkohósítás szempontjából eme legfontosabb megállapítások után a gyártás műszaki és gazdasági előfeltételeit, valamint a gyártható nyersvas összetételét tettük vizsgálat tárgyává.

A különféle elegyeket a 4. táblázat tünteti fel, a nyersvas összetételt pedig — amelyet gyakorisági diagramok alapján értékeltünk ki — az 5. táblázat.

Tisztán bauxit kohósításakor (1. számú elegy) 100 kg nyersvas mellett 635 kg salak képződött, és ennek megfelelően a fajlagos kokszfelhasználás is nagyon nagy volt, 4650 kg/t nyersvas. Tisztán bauxit kohósítása tehát csak akkor lehetne gazdaságos, ha a salakot is magas áron lehetne értékesíteni. A salak és a nyersvas hőmérséklete csapoláskor szokatlanul magas volt, 1550°C —

4. TÁBLÁZAT

Elegy- szám	Koksz, kg	Bauxit		Vasforgács		Mészke, kg	Égetett mész, kg	Salak- menny., kg/q nyv.	Koksz- felh., kg/q nyv.
		%	kg	%	kg				
1	550	100	750	—	—	550	—	635	465
2	550	47	400	53	450	440	—	117	123
3	550	34	320	66	600	340	—	80	99
4	550	52	550	48	500	—	320	128	103
5	550	38	400	62	650	—	330	94	89
6	550	35	320	65	600	—	200	78	95
7	550	48	320	52	350	320	—	120	158
8	550	40	260	60	390	200	—	75	132

5. TÁBLÁZAT

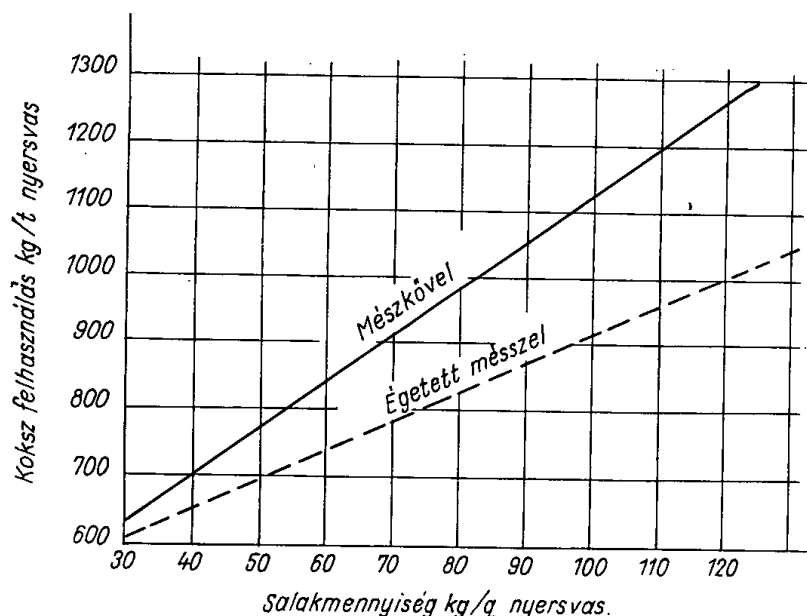
Nyersvas	Elegyszám							
	1	2	3	4	5	6	7	8
C %	4,40	4,30	4,25	4,20	4,30	4,40	4,40	4,20
Si %	0,90	0,20	0,25	0,10	0,08	0,40	0,80	1,40
Mn %	0,50	0,40	0,45	0,40	0,50	0,42	0,45	0,50
P %	1,40	0,25	0,18	0,25	0,20	0,18	0,20	0,27
S %	0,005	0,035	0,04	0,07	0,025	0,02	0,02	0,005
Ti %	0,7	nincs meghatározva						0,55
Cu %	0,04							
Salak	1	2	3	4	5	6	7	8
SiO ₂ %	8—10	10—16	12—19	11—17	9—14	11—18	12—18	12—14
Al ₂ O ₃ %	41—44	29—45	34—39	33—42	24—36	32—37	38—40	37—40
CaO %	41—46	40—57	38—47	42—45	50—56	41—50	39—43	41—44

1650 C°, de ennek ellenére a nyersvas Si-tartalma csak ritkán emelkedett 1,5% fölé.

A 2. és a 3. számú elegynél a bauxittal együtt vasforgácsot is adagoltunk a nyersvastermelés növelésére, helyesebben az 1 t nyersvas mellett képződő salakmennyiség csökkentésére. Mindkét elegyet elsősorban a minimális koksz-szükséglet meghatározására állítottuk be. Az egyértelmű összehasonlítás miatt a nyersvas Si-tartalmát mindkét gyártásnál azonos értéken, 0,2—0,25%-on tartottuk. A kokszfelhasználás a salakmennyiségnek megfelelően csökkent a 11. ábra szerint. A nyersvas törete a S-tartalomtól függően fehér-feles vagy szürke volt. 0,2% Si-tartalmú nyersvas törete teljesen szürke volt, ha S-tartalma nem haladta meg a 0,015%-ot. Ha az S-tartalom 0,03%-ra ment fel, a nyersvas törete teljesen fehér lett és tükrösen kristályosodott, úgy mint a Mn-tartalmú nyersvasak.

Bauxitkohósításnál a salakmennyiség nagyon jelentős mértékben befolyásolja a kokszfelhasználást, különösképpen azért, mert az Al₂O₃ elsalakítása

sok mészkövet kíván. Ennek kiegészítése nagyolvasztóban sok kokszot igényel. Ilyenkor *égetett mész adagolásával számottevő kokszmegtakarítást lehet elérni.* Ennek gyakorlati kivizsgálására a 4., az 5. és a 6. számú elegynél mészkő helyett égetett meszet adagoltunk. 100 kg mészkő helyett 60 kg égetett mész adagolása 20—22 kg kokszmegtakarítást eredményezett. A nyersvasra vonatkoztatott kokszmegtakarítás a 6. ábrából olvasható ki. A kísérleti eredmények szerint égetett mész adagolásának gazdasági előnye akkor van, ha 100 kg mészkő és 20 kg koksz ára kevesebb, mint 60 kg égetett mészé.



11. ábra. Salakmennyiség és kokszszükséglet

Az égetett mésszel folytatott üzem alatt erősen bázisos, 50—56% CaO-tartalmú salakkal dolgoztunk. Ez a salak igen jól kéntelenített, de gátolta a Si redukcióját. A nyersvas átlagban 0,025% S-t és 0,1%-nál kevesebb Si-t tartalmazott.

A Si redukciójának növelésére a 7. sz. elegynél nagyobb salakmennyiséggel és savanyúbb salakkal dolgoztunk. A nyersvas Si-tartalma ekkor 1,2%-ig, majd a 8-as elegynél 2%-ig emelkedett. A Si redukálása azonban aránytalanul emelte a kokszfogyasztást, amennyiben 1% Si-többlet 300 kg koksz/t nyersvas-at fogyasztott, szemben a szilikátsalakoknál szükséges 70—150 kg-mal.

A salak ezeknél a gyártásoknál is mindig rendkívül meleg, 1600—1650° hőmérsékletű volt. Nagy kéntelenítő hatására jellemző, hogy az 1% feletti Si-t tartalmazó nyersvasokban S csak nyomokban volt kimutatható. A nagy Si-tartalmú nyersvasok törete szürke, durvaszemcsés, de grafithabot sohasem tartalmazott.

A továbbiakban megkíséreltünk egészen kevés, 1 t nyersvasra 330 kg salakkal való kohósítást. Ez a kevés salak nem biztosított egyenletes járatot, gyakran fordult elő hirtelen lehűlés, amikor is a nyersvas S-tartalma 1%-ig emelkedett, bár normális járatnál átlagban csak 0,01—0,03% volt.

A nyersvas minősége

A bauxitból mindenkor redukálódott a nyersvasba 0,1—1,2% Ti és 0,1—0,3% V. A bauxitból, illetve a *kalciumaluminát-salakkal gyártott nyersvas tehát mindenkor Ti-nal és V-mal ötvözött*, további jellemzője a nagy, 4%-nál több C, valamint az alacsony S- és Si-tartalom. A nyersvasban a grafit rendkívül finomszemcsés és egyenletes eloszlású, ami miatt *minősége hasonló a faszenes nyersvaséhoz*.

Ez a nyersvas *bauxitnyersvas* néven került az öntödékhez és az öntödék megállapítása szerint a legmesszebbmenő igényeket is kielégítette. Finomszemcsés szerkezeténél és egyenletes grafiteloszlásánál fogva lehetőséget adott az öntvények minőségének javítására, a selejt csökkentésére és nagyobb mennyiségű acélhulladék beolvasztására, ami a betét árát csökkentette.

Minthogy a bauxitnyersvas szövetszerkezete hasonló volt a faszenes nyersvaséhoz, kísérleteket végeztünk a *kohóból való közvetlen öntvénygyártásra*. Több sorozat 3360 kg súlyú acélműi kokillát öntöttünk. Ezek az üzemekben sokkal tartósabbaknak bizonyultak, mint a kupolából öntöttek. A bauxitnyersvasból készült kokillákból a diósgyőri acélműben 15,6 kg/t acél volt a fogyasztás, ami más kokillákból való fogyasztásnak abban az időben kb. csak a fele volt.

A bauxitnyersvasból való szélfrissítéses acélgyártást is megkíséreltük, éspedig egy 1,5 t-ás savanyú bélésű, oldalfúvású kiskonverterben. Ezeknél a kísérleteknél kitűnt, hogy a *nagy C-tartalmú bauxitnyersvas akkor is lefűjtatható acéllá, ha Si- és P-tartalma alacsony*. Pl.:

	Nyersvas összetétele	Acél összetétele
C	4,63%	0,16%
Si	0,77%	0,46%
Mn	1,40%	0,20%
P	0,069%	0,077%
S.....	0,016%	0,02%
Ti	0,30%	0

A nyersvasat 1420 C° hőmérsékleten csapoltuk a 800 C°-ra előmelegített konverterbe. Az adag fővése a fűjtás megkezdése után 4 percre indult meg. A teljes fűjtási idő 0,3 at fűvónyomásnál 21 percig tartott. A konverterben 0,5% FeMn-nal, az üstben 0,5% FeSi-mal és 0,1% Al-mal dezoxidáltunk. Csapolási hőmérséklet 1620 C°.

Az acélt lemezbugává kovácsoltuk, majd 4—1,6 mm vastag lemezeket hengereltünk belőle. A kovácsolt anyagból vett próbák szilárdsági értékei, hőkezelés nélkül.

	Hosszirányú próba	Keresztirányú próba
Szakítószilárdság, kg/mm ²	48,7	51,0
Folyási határ, kg/mm ²	35,1	36,9
Kontrakció, %	50,2	57,7
Nyúlás, %	27,5	26,2
Útómunka, mkg/cm ²	12,5	13,2

Az acél szövetszerkezete finomszemcsés. A záródmányok mennyisége nem haladta meg a közepes minőségű martinacélét.

A salak minősége

A kalciumaluminát-salak minőségére végzett vizsgálatok azt mutatták, hogy akár hidraulikus kötőanyagként (cement), akár mint timföldgyártási alapanyag jól felhasználható.

Cement előállításához a salakot csak meg kell őrölni. A cement finomságúra őrölt salakot *timföldcementnek* neveztük el. Az Építéstudományi Intézetben megvizsgált egyik salak (timföldcement), amely 11,56% SiO₂-t és 3,25% oldhatatlan maradékot tartalmazott, a következő tulajdonságokat mutatta:

A kötés kezdete	3,5 ó
A kötés vége	8 ó
Nyomószilárdság, 2 nap múlva	310 kg/cm ²
Nyomószilárdság, 28 nap múlva	380 kg/cm ²

A timföldcement jó *tűzálló betonnak* is bizonyult, amennyiben 33% timföldcement és 67% samottdarából készült beton próbatest 800 C°-on 55 kg/cm², 1000 C°-on 30 kg/cm² nyomószilárdságot mutatott.

A salakból való timföldkinyerésre végzett kísérleteink eredménye a következő. Salakösszetétel:

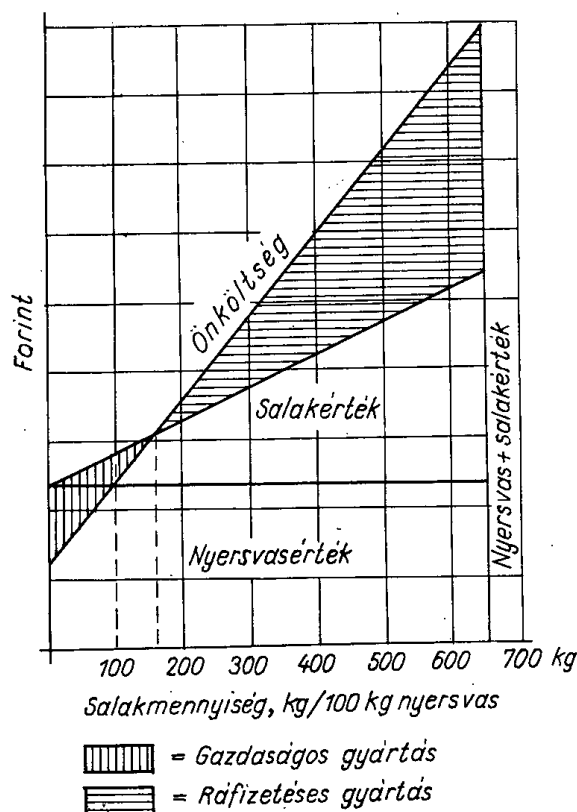
SiO ₂	13,9%
Al ₂ O ₃	34,3%
CaO	44,6%
MgO	2,3%
TiO ₂	1,5%
FeO	2,2%

A cementfinomságra őrölt salakot 300 g/l szódatartalmú oldattal 6 at nyomáson 1 órán át lúgoztuk, majd leeresztés után a lúgot meleg vízzel 1,142 fajsúlyra hígítottuk. Ez a lúg 20,85 g/l Al₂O₃-t és 0,012 g/l SiO₂-t tartalmazott. A lúgban levő szürkés színű iszapot üleptettük. Az ülepedés ideje 35 perc volt, ami igen rövid idő a vörösiszap ülepedéséhez képest. A tiszta aluminát-lúgból a timföldhidrátot szénsavval választottuk le. Ilyen módon a salak Al₂O₃-tartalmának 88—94%-át sikerült kinyerni.

A bauxitkohósítás gazdaságossága

A bauxit vastartalma túl kevés ahhoz, hogy tisztán bauxitból érdemes legyen nyersvasat gyártani. A nagy salaktömeg miatt ui. a kokszszükséglet nagyon nagy és a salak nem viselheti a többletköltséget, mert timföldgyártási

célra legfeljebb olyan értéket képviselhet, mint valamely hasonló Al_2O_3 -tartalmú bauxit. A kohósításra kerülő elegyet tehát vasban dús ércekkel, pl. piritpörkkel vagy vasforgáccsal dúsítani kell annyira, hogy a nyersvas és a salak értéke több legyen, mint a gyártási önköltség.



12. ábra. A bauxitkohósítás gazdaságossága

A költségek elvi alakulását a nyersvasra jutó salakmennyiség függvényében a 12. ábra mutatja. Eszerint kb. 100 kg salak/100 kg nyersvas salakmennyiségig a gyártás akkor is gazdaságos, ha a salakot egyáltalán nem értékeljük. A salaknak bauxit áron való értékelésénél pedig 160 kg/100 kg nyersvas salakmennyiség a gazdaságosság felső határa.

Vörösiszap és piritpörk kohósítása

A Bayer-féle timföldgyártásnál keletkező vörösiszap még sok Al_2O_3 -t tartalmaz. Ezért a vörösiszaphoz is lehet kalciumaluminát-salakot képezni. A vörösiszap kohósításánál tehát ugyanazok a problémák jelentkeznek, mint a bauxitkohósításnál. Ha a vörösiszapot önmagában kohósítanánk, 1 t vas mellett még mindig 2500 kg salak képződne. Ez az eljárást gazdaságtalanná teszi. Tehát a vörösiszaphoz is ugyanúgy, mint a bauxithoz, vasban dús érceket kell adagolni. Erre a célra kiválóan megfelel a piritpörk.

Eredeti állapotukban sem a vörösiszap, sem a piritpörk nem adagolható a nagyolvasztóba. Előzőleg feltétlenül darabosítani kell őket. Darabo-

sítás szempontjából ez a két anyag szerencsésen kiegészíti egymást. A 30—40% nedvességtartalmú vörösiszap száraz piritpörkkel keverve képlékeny, jól alakítható tömeget alkot, amelyből könnyűszerrel lehet téglaprésen érc-téglákat vagy forgó dobban pelleteket képezni. Kiégetés után az érctéglá vagy a pellet a nagyolvasztó ideális betétanyaga.

Kísérleteinknél 40% kausztifikált vörösiszaphoz és 60% bulgáriai pirit-pörkből a diósgyőri Érc-téglagyárban készítettük az érc-téglákat, amelyeknek összetétele kiégetés után az alábbi volt:

Fe	45,60%
Mn	0,28%
P	0,17%
S	0,97%
SiO ₂	7,90%
Al ₂ O ₃	15,40%
CaO	5,66%
MgO	0,57%

Az érc-téglák porozitása 35—40%, ökölnagyságra törve adagoltuk. Megfelelő mészkőhozaggal a következő összetételű nyersvasat és salakot gyártottuk belőle:

	Nyersvas-összetétel %		Salak-összetétel %
C	3,5—4,3	SiO ₂	16—18
Si	1,6—3,2	Al ₂ O ₃	26—27
Mn	0,30—0,40	CaO	50—53
P	0,20—0,29	S	2,5—2,8
S	0,016—0,020		
Ti	0,60—0,70		
V	0,10—0,15		
Cu	0,60—0,80		

A salak már átmenetet képez a szilikát és aluminát összetétele között, de a kéntelenítést nagyon jól elvégezte. Viskozitása az adott, kb. 1500 C°-os hőmérsékleten megfelelő volt.

A nyersvas törete szürke, minősége a Ti-tartalom miatt ugyanolyan, mint a bauxitnyersvasé, tehát kiváló öntészeti nyersvas. Cu-tartalma a pirit-pörktől származik, ez azonban minőségét sok célra még javítja. A termelt kb. 58 t nyersvasat az öntödék felhasználták.

A salak értékesítésére vonatkozólag nem végeztünk vizsgálatokat.

ÖSSZEFOGLALÁS

Kísérleteink során kidolgoztuk a bauxitból és vörösiszaphoz képezhető kalcium-aluminát-salakokkal való nyersvasgyártás metallurgiáját. Megállapítottuk, hogy a bauxit nem tekinthető önálló vasércnek, csak salakképzőnek. A vele gyártott nyersvas Ti-nal és V-mal ötvözött lesz, ami miatt a nyersvas minősége a faszenes nyersvaséhoz hasonló, tehát öntészeti célokra kiválóan alkalmas. A salakból a timföldet jó hatásfokkal ki lehet nyerni, vagy pedig — mint közepes minőségű timföldcement, illetve tűzálló cement — értékesíthető.

A bauxitkohósítás gazdaságosságának előfeltétele, hogy 1 t nyersvas mellett 1000—1600 kg-nál ne képződjön több salak. Ez úgy érhető el, hogy a bauxittal együtt vasban dús érceket, pl. piritpörköt vagy vasforgácsot is kohósítsunk.

DURVA SZEMCSÉS ÉRCPOROK DARABOSÍTÁSA PELLETEZÉSEL

DR. VISNYOVSKY LÁSZLÓ és HOLLÓ TIBORNÉ

a műszaki tudományok kandidátusa

DK 622—764

A nyersvasgyártás fejlesztésének egyik módja az új kohók építése mellett a meglevő kohók kapacitásának növelése. Az érc, illetve a betét előkészítése (dúsítása, darabosítása) is ezt a célt szolgálja. A vasérc dúsításával és darabosításával a kohó vasban dús, egyenletes permeabilitású, pormentes betéthez jut, ezáltal emelkedik a termelés, csökken a kokszfogyasztás és a szállóporvesztesség. Jelenleg a 100%-ban előkészített betét adagolását igyekeznek megvalósítani.

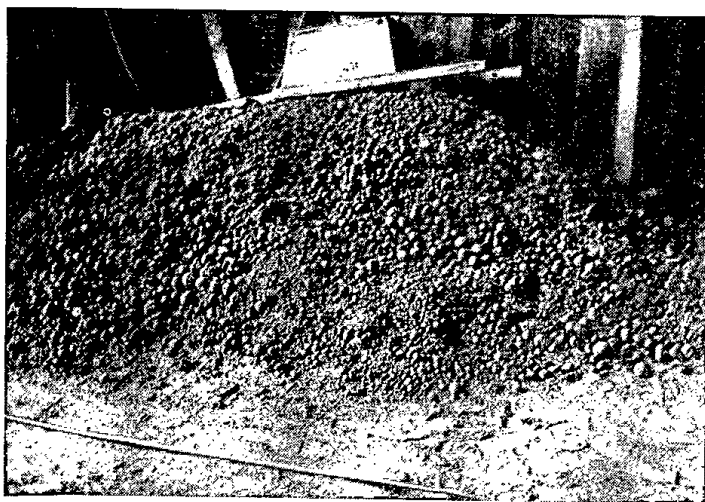
Poralakú vasérc darabosítására leghasználatosabb eljárás a szívásos zsugorítás, amellyel a közvetlenül nem adagolható apró ércet megfelelő darabos termékkel lehet alakítani. Az utóbbi évtized folyamán azonban emellett az ércpelletezés is mindinkább elterjedt. Ez az eljárás nem pótolhatja a szívásos zsugorítást, hanem mintegy kiegészíti azt, mert általában csak az igen finom ércporok darabosítására alkalmas.

Az ércpelletezés lényege, hogy kb. 10% nedvességtartalmú finomszemcsés érc forgó dobban vagy ferde tengelyű forgó tányérban görgetve tömör golyókká alakul. A golyókat alkalmas berendezésben a kezdődő zsugorodás hőmérsékletén kiégetik. Az eljárás elvileg már néhány évtizede ismeretes, de nagyüzemi megvalósítása csak az elmúlt években Svédországban és az USA-ban történt meg. Az USA-ban a taconite-érc darabosítására használják. A taconite kb. 25% Fe-tartalmú, sok kvarcos meddőt tartalmazó vasérc, amelyet dúsítás előtt 0,1 mm alá kell őrölni. Az ilyen apró koncentrátum darabosítására a szívásos zsugorítás nem alkalmas, mivel nem tud ilyen finom szemcsés betétet feldolgozni. A pelletezés viszont kiválóan alkalmas a 0,1 mm alatti szemcseosztály darabosítására. Ezen a területen tehát jelentős hiányt pótol.

Nálunk a fenti alakban a pelletezésnek nem lenne nagy jövője, mivel ilyen finom porércek nincsenek. De vannak nagyon finom szemnagyságú, szinte kolloid iszapok (vörösiszap, mangániszap), amelyek a hazai nyersanyaghelyzetben mint vas- és mangánhordozók jelentős értéket képviselnek, viszont darabosítás nélkül nem adagolhatók a nagyolvasztóba. Az iszapok darabosítására végzett kísérleteink során legmegfelelőbbnek találtuk a pelletezést. Elgondolásunk szerint az iszapot, amely eredeti állapotában pelle-

tezéshez túl nedves és túl képlékeny, annyi poréccel (pl. 8 mm alatti kri-vojrugi hematittal, szállóporral stb.) keverjük, hogy nedvességtartalma kb. 10% legyen, és ezután pelletezzük. Az iszapok segítségével tehát a durva ércporok pelletézését is meg kívántuk oldani. A pelletek a szokásos módon kiégethetők és így a kohó számára jó betétanyagot képviselnek (13. ábra).

A szívással működő zsugorítók olyan érckeveréket, amelyben sok a finom, 0,5 mm-nél apróbb por, csak igen rossz hatásfokkal darabosítanak. Megállapítottuk, hogy a zsugorítás előtti olyan pelletezés, amelynél a finom por nem nagy, hanem csak 1–3 mm-es pelletekké alakul, lényegesen javítja



13. ábra. Durva ércporból és vörösiszaphból készült pelleték

az üzemi eredményeket. Ezt a folyamatot előpelletezésnek neveztük. Az előpelletezett betétanyag permeabilitása nagymértékben megnő, tehát zsugorítása gyorsabb, a berendezés kapacitása emelkedik és a termék szilárdsága javul.

Iszapjaink és a karbonátos mangánérc kohósíthatóvá tételére, valamint a szulfidos ércporok darabosítására kidolgoztuk ezt a kétféle pelletező eljárást, és eredményeinket üzemi kísérletekkel is igazoltuk.

Durvaszemcsés ércporok pelletézése

Az ércpelletezés két munkafolyamatból áll:

1. az érckeverék golyókká alakítása.
2. A nyers golyók kiégetése.

A golyóképzésnél a szemcsék közti összetartást részben a görgetés tömörítő hatása, részben a szemcsék közti kapilláris vízhálózat biztosítja. Ezáltal a golyók olyan szilárdságra tesznek szert, hogy a kiégetés elején bizonyos adagoszlop-súlyt elbírnak. Kiégetéskor nagy szilárdságot biztosító kötés jön létre, amelyet az érc összetételétől, a hőmérséklettől stb. függően a vasoxidok átkristályosodása, a meddő elsalakulása okoz. A kiégetett golyók szilárdsága a kohósítással járó igénybevételnek megfelel.

6. TÁBLÁZAT
Pelletező berendezésekben feldolgozott ércék és érckeverékek szitaelemzése

Szem- nagyság, mm	I. Svéd magnetit			II. Svéd magnetit			III. Ózdi zausorító betét 10% kötőanyag			IV. Ózdi zausorító betét			V. Hematit + vörösiszap összetételű pelletező betét		
	pelletezve			pelletezve			pelletezve			pelletezve			pelletezve		
	% eredeti	% dobban	% tányér- ban	% eredeti	% dobban	% tányér- ban	% eredeti	% dobban	% tányér- ban	% eredeti	% dobban	% tányér- ban	% eredeti	% dobban	% tányér- ban
0,1	100,0	8,1	—	20,7	28,4	37,1	15,2	4,9	4,5	14,5	11,1	6,6	43,9	—	—
0,1—0,3				60,6	54,8	61,4	23,4	22,5	6,8	23,7	28,1	17,5	17,2	—	—
0,3—0,6		40,0	3,9	18,4	7,1	1,0	5,5	6,1	—	3,8	—	—	10,2	—	—
0,6—1,0				0,3	5,7	0,5	14,6	20,9	6,8	10,6	10,4	10,6	11,9	—	—
1—3				—	4,0	—	19,4	18,3	23,0	20,5	15,6	19,8	16,8	—	—
3—8		51,9	96,1	—	—	—	21,9	27,3	58,9	26,9	34,8	45,5	—	100	100
8—10				—	—	—							—		
10															
	100,0	100,0	100,0	100,0	100,0	100,0	100,0	100,0	100,0	100,0	100,0	100,0	100,0	100,0	100,0

A golyóképzésre eddig kétféle berendezést használnak: kissé ferde tengelyű forgó dobót és forgó peremes tányért, amelynek tengelye a vízszintessel kb. 60°-os szöget zár be. Mindkét berendezés folyamatos üzemre alkalmas. Az irodalmi adatok szerint nagyüzemi berendezéseknél újabban elsősorban a pelletező tányért használják.

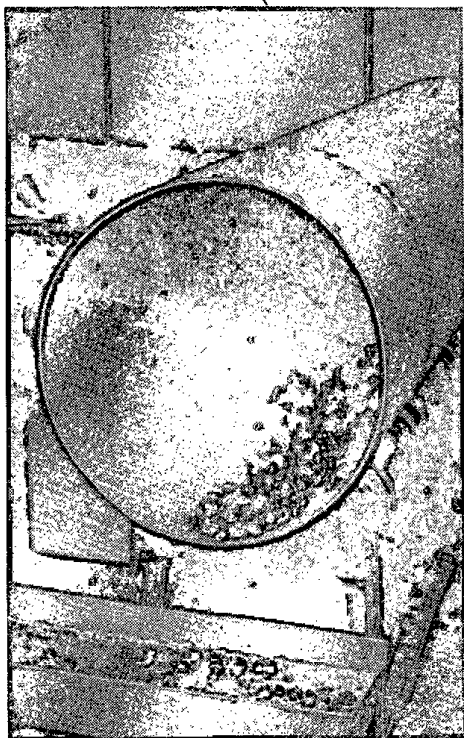
Ennek oka egyrészt az olcsóbb szerkezet és kisebb helyszükséglet lehet, a döntő azonban az, hogy a forgó tányér tömörítő hatása jobb, a darabosítás hatásfoka nagyobb. Ezt igazolja a 6. táblázat, amely saját kísérleti adatainkat tartalmazza. A laboratóriumi pelletező tányérral és dobbal darabosítottunk különböző szemcseösszetételű érckeverékeket, és a kiinduló anyagokból, valamint a végtermékekből szitaelemzést készítettünk. A táblázat ezeket a szitaelemzési adatokat mutatja be és egyben azt is kimutatja, hogy tányérban a durva szemcsés ércnek finom portartalma valóban jobban darabosítható, mint dobban. A táblázat V. adagja vörösiszappal pelletezett betétre, a III. és IV. adagja előpelletezett betétre vonatkozik. A II. anyag tipikusan rosszul pelletezhető, képlékeny alkatrészeket vagy kötőanyagot nem tartalmaz, önmagában véve pedig túl durva ahhoz, hogy golyósítható legyen. Az I. anyag szemnagysága olyan finom, hogy önmagában, kötőanyag nélkül hajlamos golyóképzésre. A II. és az V. anyagnál a dob és a tányér tömörítő hatása egyforma volt, a többi anyagnál azonban a tányérban pelletezett adagban jóval kisebb a finom szemcsetartalom, mint a dobban pelletezett adagban. Ezek szerint előpelletezésre, valamint nagyon finom porok pelletezésére tányért érdemes használni; durvaszemcsés ércnek kötőanyaggal történő pelletezésénél a tányérnak nincs döntő előnye a dobbal szemben.

A hazai viszonyok között pelletezéshez az alábbi nyersanyagok használhatók fel: a krivojrogi hematit 8 mm-nél finomabb pora, a piritpörk, a nagyolvasztó szállópora és kötőanyagként a timföldgyári vörösiszap, a mangánmosóból származó mangániszap és az úrkúti karbonátos mangánérc. Ez az utóbbi nedvesen képlékeny, agyagszerű, tehát kötőanyagként jól megfelel. A keverékek összetételének megállapításánál abból indultunk ki, hogy a vörösiszap a kohüzembe való érkezésekor általában kb. 30% vizet tartalmaz. A légszáraz ércet 25–30% vörösiszappal keverve, megkapjuk a pelletezéshez szükséges kb. 10% nedvességtartalmú keveréket.

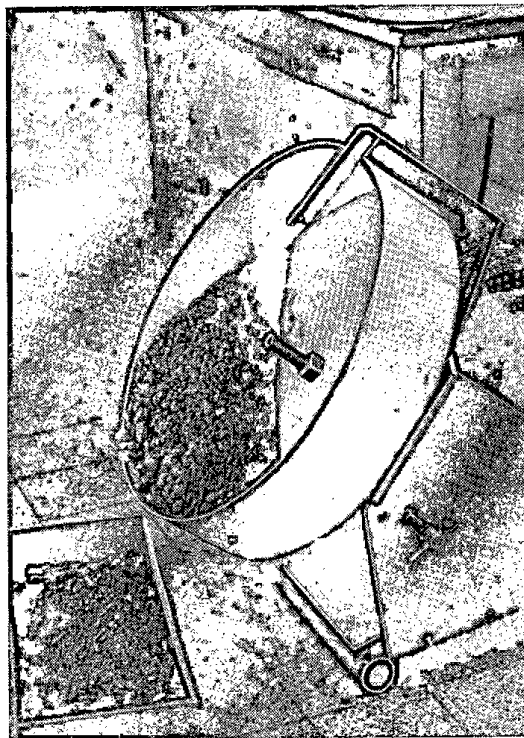
A pelletező betét összeállításánál elengedhetetlen az erőteljes hatású keverőberendezés, pl. keverőcsiga, amely a kötőanyagot és ércet egyenletesen összedolgozza. Egyenlőtlenül elkevert anyagban a különálló kötőanyagdarabok nagyon nagy, esetleg ökölnagyságú golyókat is alkothatnak, míg a kötőanyaggal nem keveredett apró érc nem darabosodik, legfeljebb a nagy golyók felületére tapad rá. Alaposan átdolgozott keverékből aránylag egyenletes, 20–50 mm méretű golyók képződnek.

Az összekevert betétet a pelletező dobba, illetve tányérba (14. és 15. ábra) beadagolva kb. 5 perces forgatás után bekövetkezik a darabosodás, ha a betét víztartalma az optimális, kb. 10%. Ennél alacsonyabb víztartalomnál a darabosodás nem teljes, sok apró szemcse marad; nagyobb víztartalomnál viszont a golyók nagyon nagyok és lágyak lesznek.

Mind a dob, mind a tányér alkalmas folyamatos üzemre; a beadagolt anyag a dobon végighaladva az ürítővégen kihull, a tányérban pedig a hajlászög helyes beállításával elérhető, hogy a legnagyobb méretű golyók kerül-

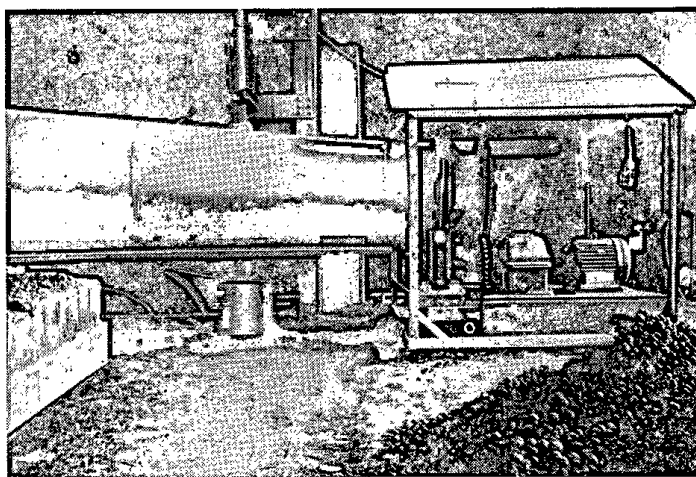


14. ábra. Laboratóriumi pelletező dob



15. ábra. Laboratóriumi pelletező tányér

jenek a gördülő betét tetejére és a tányér peremén kihulljanak. Ha a keverék nedvességtartalma nem volt helyesen beállítva, úgy ezt golyóképzés közben még szabályozni lehet finoman porlasztott víz ill. száraz porérc hozzáadásával. A kötőanyagmennyiséget azonban utólagos adagolással nem lehet növelni, mert görgetés közben nem dolgozódik bele az anyagba. Ugyanígy



16. ábra. Kisüzemi golyóképző dob

görgetés közben még hozzá lehet adni egyéb adalékokat, pl. szénport, ami felületileg bevonja a kész golyókat és elősegíti a kiégetést.

A keverék szemcseösszetételén és víztartalmán kívül a golyóképzési folyamatot a dob vagy a tányér kerületi sebessége is befolyásolja; ennek optimális értéke tapasztalataink szerint 40—80 m/s. Hasonlóan fontos tényező a tányér lapjának hajlásszöge; ezt úgy kell beállítani, hogy az anyag a tányér lapján gördüljön és ne csússzon.

A laboratóriumi kísérletek alapján a Lenin Kohászati Művekben felállított kisüzemi golyóképző berendezésben (16. ábra) 25—30% kötőanyagot tartalmazó durva szemcsés ércporból kb. ötperces görgetési idővel olyan 20—50 mm méretű golyókat lehet előállítani, amelyek ejtőszilárdsága nyers állapotban 0,5—1 m. Ez azt jelenti, hogy a golyók erről a magasságról kemény talajra leejtve nem esnek szét, legfeljebb kissé ellapulnak. Természetesen nem az egész betét alakul egyszerre ilyen nagy golyókká; a pelletező dobban az ürítővégen távozó pelleteket átszítáljuk és pl. a 20 mm-nél kisebbeket visszaadagoljuk. A tányérnál ez nem szükséges, mivel abból csak a legnagyobb golyók távoznak, és így az adagolás sebességével szabályozhatjuk a kívánt golyóméretet.

A golyók kiégetésére azért van szükség, mert nyers állapotban nem bírják ki a kohóba való adagolást és az adagoszlop súlyát szétporladás nélkül. Azonkívül a nedvességtartalmuk eltávolítására nem érdemes kohókokszt fogyasztani, inkább a kohón kívül olcsóbb tüzelőanyaggal végezzük azt el. Az iszapos kötőanyaggal készült golyók — tapasztalataink szerint — a hirtelen felhevítést jól bírják. 800 C°-ú kemencetérbe beadagolva a golyók nem estek szét, nem repedeztek. Azt tapasztaltuk azonban, hogy lassú hevítéskor, főleg bizonyos adagoszlop súlya alatt nem alaktartók, és többé-kevésbé tömör réteggé állnak össze. Ennek értelmében a legegyszerűbb és legolcsóbb kiégetési módszernél, az aknáskemencében való égetésnél, bizonyos nehézségek várhatók. A Lenin Kohászati Művekben végzett üzemi kísérleteink során meg is állapíthattuk, hogy a 6 m magas aknáskemence (17. ábra) felső részében, az égők fölött kb. 2 m-re a felszálló vízgőz lecsapódott a golyókon, azokat ellágyította, és így gázátmeresztő réteg alakult ki. Ezért a továbbiakban az égők fölött legfeljebb 1,5 m adagoszlopot hagytunk, hogy a vízgőzlecsapódást megakadályozzuk. Az aknáskemencében való kiégetés további nehézsége a hőfokszabályozásban rejlik. A golyók kiégetéséhez a kezdődő zsugorodás hőmérséklete a legalkalmasabb; magasabb hőmérsékleten a golyók felületükön megolvadnak, összetapadnak és megakasztják az egyenletes kemencéjárdát. Alacsonyabb hőmérsékleten viszont a kiégés nem tökéletes, szétporladó golyók képződnek. A kísérleti kemencénk három belső égővel volt felszerelve és többszöri kísérletek folyamán sem sikerült a tapadványképződést meggátolni. Valószínűleg egyenletesebb hőmérsékletet biztosít a külső égőtér, amelyből csak az égéstermékek kerülnek az aknába.

A nyers ércgolyók kiégetése forgókemencében vagy zsugorítószalagon is megoldható. Laboratóriumi forgókemencénkben végeztünk néhány égetési kísérletet és ezekből megállapíthattuk, hogy a kapott kiégett pelleték egyenletes minőségűek és tapadványképződés alig következik be. Forgókemencében üzemi kísérletet nem végezhattünk, és így nem tudtuk megvizsgálni, hogy folyamatos üzemben a hőfokállandóságot mennyire lehet biztosítani.

Szívásos zsugorítással laboratóriumi 20×30 cm-es Greenawalt-üstben égettünk ki pelleteket. Az első kísérletek azt mutatták, hogy az üstbe vegyesen berakott különböző méretű pelletek egyenlőtlenül égnak ki. A zsugorítás 15–20 perces időtartama elegendő a max. 20 mm-es pelletek kiégetésére, de a nagyobb pelletek, főleg az üst felső részében, csak kiszáradtak és nem égtek ki. Ezután kísérleteztünk a réteges égetéssel: az üst alsó részébe helyeztük a nagyobb pelleteket, a felső felébe a kisebb, 20 mm alatti pelleteket. Így sikerült biztosítani az egyenletes kiégetést kb. 40 mm pelletnagyságig. Nagyobb méretű pelleteket üstben nem lehet egyenletesen kiégetni.



17. ábra. Kisüzemi aknáskemence

A kiégetés folyamán a pelletekben — összetételüktől függően — bizonyos kristálytani változások mennek végbe: a vasoxidok átkristályosodnak, a meddő alkotórészek elsalakulnak stb. Ezek az átalakulások általában szilárdságnövelő hatásúak és előidéznek a pelleteknek égetés utáni nagy ejtőszilárdságát. Nyers pellet ejtőszilárdsága — mint említettük — kb. 0,5 m, kiégett pelleté 2–3 m. Az égetés folyamán a pelletek szerkezete annyiban is átalakul, hogy a pórusok nagyrészt ún. nyílt pórusokká alakulnak, amelyek a redukáló gázok számára a kohóban közvetlenül hozzáférhetők. A pelletek kémiai összetételében jelentős változás csak túlégetéskor következik be, ekkor ugyanis a nagymértékű elsalakulás folytán sok vas is kétértékű alakban a salakba kerül. Ez feltétlenül kerülendő, mert ennek a vasnak a redukálása sokkal nehezebb, mint a vasoxidé. Ez is amellettszól, hogy az égetésnél kerüljük a helyi túlmelegedést.

A nagyobb méretű pelletek teljes átégésének biztosítására széntartalmú keverékek pelletezésével és kiégetésével is kísérleteztünk. A zsugorítóüstben végzett égetés után tapasztalhattuk, hogy a széntartalom ugyan elősegíti az átégést, de egyben a vasoxid redukálódását és elsalakulását is. A nagymértékű elsalakulás 100–150 C°-kal előbb indul meg, mint szénmentes pelleteknél (7. táblázat).

7. TÁBLÁZAT

Zsugorított pelletek tulajdonságai

Pelletösszetétel	Égetési hőmérséklet, C°	Ejtő- szilárdság, m	Összes Fe, %	Fe—II, %	Nyílt pórusok %-os térfogata
75% krivojrogi hematit + 25% kötőanyag	800	0,3	49,94	—	8,4
	900	1	49,90	—	16,0
	1000	3	48,70	2,32	32,5
	1100	3	48,69	6,94	32,2
	1200	3	51,43	15,23	36,6
75% krivojrogi hematit 25% kötőanyag 8% kokszpor	800	0,5	56,16	—	
	900	1	56,90	—	
	1000	3	57,40	5,18	51,3
	1100	3	60,12	34,00	50,3
	1200	3	62,11	49,00	24,6

Összefoglalva tehát a kísérleti eredményeket:

1. Durva szemcsés ércporokat kb. 25% iszapszerű vagy agyagos jellegű kötőanyaggal jól összedolgozva pelletező tányérban vagy dobban kb. 10% nedvességtartalommal és 5 perces görgetési idővel golyókká lehet alakítani.

2. A golyók kiégetésére legegyszerűbb megoldás az aknáskemence, de ennek zavarmentes üzeme nehezen megoldható. Jobb, bár költségesebb megoldásnak bizonyult a forgókemencében vagy zsugorítóüstben, illetve szalagon történő égetés. Az utóbbival max. 40 mm-es golyókat lehet feldolgozni és a golyókat ajánlatos nagyság szerint rétegezni.

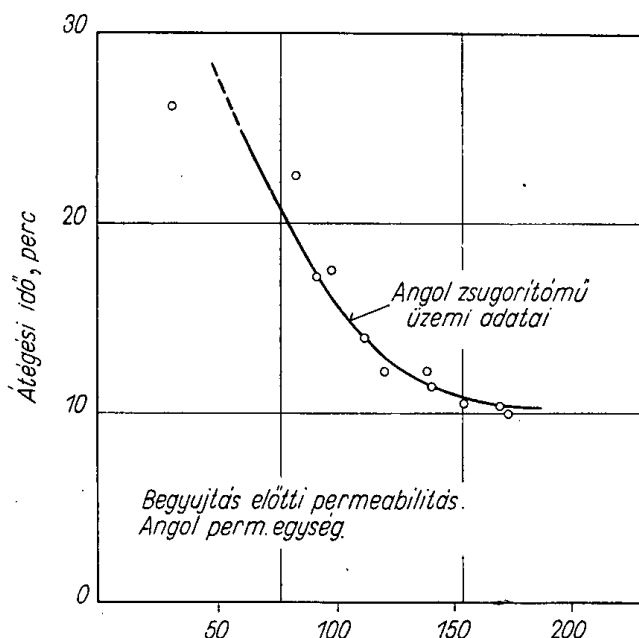
3. A kiégetés elősegítésére a golyókat felületileg be lehet vonni szénporral. A szénpor bekeverése a golyókba nem célszerű, mert nagymértékű elsalakulást és vasredukciót okoz, ami viszont a pelletek redukálhatóságát rontja.

Zsugorítókeverékek előpelletezése

Ilyen jellegű problémát két üzemtől kaptunk: az Ózdi Kohászati Üzemektől és a Metallochemia Vállalattól. Mindkét esetben a finom poros zsugorítóbetét pelletezését kellett megoldani a kapacitás növelése és a szállóporvesztés csökkentése céljából.

A probléma elméleti alapjai a következők:

Szívásos zsugorításnál egyébként egyenlő feltételek mellett (betétvastagság, szívás nagysága stb.) a kiégés időtartama a betét permeabilitásával arányos (18. ábra). A permeabilitás viszont a betét szemcseösszetételétől függ. A finom portartalom növelése lerontja a permeabilitást és így növeli



18. ábra. Átégési idő és permeabilitás összefüggése szívásos zsugorításnál

a kiegészítő időtartamát, de egyben a termék szilárdságát csökkenti, és a porvesztés is nő. A zsugorítóba való berakás előtti nedvesítéskor hozzáadott víz hatására a finom por felületesen összetapad ugyan, de a zsugorodást megelőző száradáskor ismét széthull, így a betét kezdeti jó permeabilitása fokozatosan romlik. Ezen csak úgy lehet segíteni, ha a finom port valamilyen módon, pl. pelletézéssel előzőleg szemcsésítjük.

Az üzemek részéről rendelkezésre bocsátott nyersanyagokat és azok szitaelemzését a 8. táblázat mutatja be. Elsőnek az ózdi zsugorítómu betétének pelletezésére végzett kísérleteinket ismertetjük.

A szitaelemzési adatok alapján a küldött ércek közül a krivojrogi hematit és a visszatérő anyag jelentős mennyiségű durva, 4 mm-nél nagyobb szemcsét tartalmaz. Az ilyen ércekből összeállított keverék kötőanyag nélkül bizonyos mértékig ugyan pelletézhető (6. táblázat, IV. anyag), de a pelletek nem tömörek, hanem csak a nagy szemcsékre felületileg rátapadt finom porból állnak és kiszáradáskor szétesnek. Tartós pelletek képzéséhez kötőanyag szükséges. Mint a pelletezés ismertetésénél említettük, vörösiszaphból, karbonátos mangán-érből 25%-nyit hozzáadva valamely durvaszemcsés érchez, 20–50 mm méretű pelleteket állíthatunk elő. Ez a pelletméret szívásos zsugorításhoz nem szükséges, sőt káros, ezért kisebb mennyiségű, kb. 10% kötőanyaggal kísérleteztünk. Az ilyen betétanyagból (6. táblázat, III. anyag) nagyrészt egészen apró, 1–3 mm méretű golyókat kapunk, és alig néhány nagyobb golyó képződik, rendszerint a nagyobb szemcsékre tapadt ércporból. Ezek az apró golyók, az ún. mikropelletek szárításakor már nem esnek szét, tehát ezzel a módszerrel a port eredményesen meg lehet kötni. A pelletképződési folyamatot a nedvességtartalom annyiban befolyásolja, hogy mikropelletek képződésénél az optimális víztartalom kb. 10%. A görgetési idő kb. 5 percen.

8. TÁBLÁZAT

Előpelletezésre kerülő betétanyagok szitaelemzése

	< 0,2 mm	0,2—0,6 mm	0,6—1,0 mm	1—2 mm	> 2 mm
<i>Ózdi Kohászati Üzemek</i>					
Piritpörk	29,4	17,6	14,8	17,6	20,7
Szállópor	63,4	33,4	3,2		
Krivojrog: hematit ...	25,0	18,8	21,9	3,1	31,2
Visszatérő anyag	18,0	10,0	10,0	13,8	48,2
Mészke	48,9	11,1	21,2	18,8	
Karbonátos mangánérc	20	40	40		
Kokszpor	16,7	28,6	51,4	1,6	1,7
<i>Metallochemia</i>					
Ólomzinpör	63,1	12,1	4,6	5,5	13,7
Ólomzinpör pörk	68,4	13,3	4,6	4,8	8,9
Ólmos szállópor	57,0	17,3	7,7	6,3	11,9
Granulált salak	5,1	3,2	15,0	24,0	52,7
Rézszinpör	53,4	11,5	7,4	9,4	18,3
Rézszinpör pörk	80,2	11,7	2,0	2,2	3,9
Rézsálak	25,2	17,0	14,0	14,8	28,6
Kokszpor	16,5	22,1	17,0	14,0	30,4
Mész	53,1	31,4	5,3	5,2	5,0

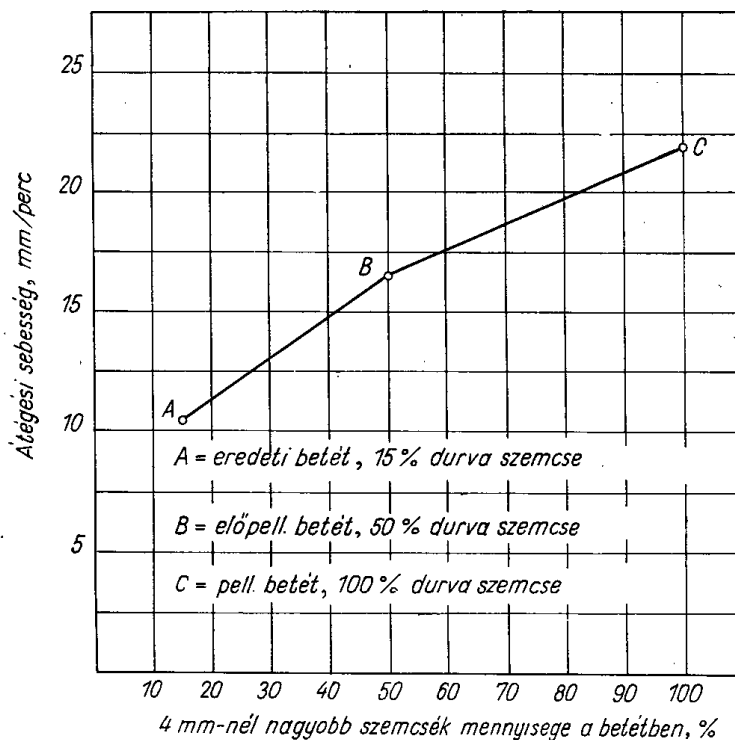
túl nincs befolyással. Az előpelletezési folyamatnál a legfontosabb változók a betét szemcseösszetétele és a kötőanyagtartalom.

Az előpelletezett betét zsugorítását a pelletezési kísérletek kapcsán említett Greenawalt-üstben végeztük. Az üstbe 20 cm vastag betétréteget helyeztünk, a szívás kb. 400 mm vízoszlop volt. Az égetés menetét a füstgáz-hőmérséklet mérésével ellenőriztük. Az égetési időtartamot a vízgőzfejlődés kezdetétől számítottuk, a végét a füstgáz-hőmérséklet csökkenése a maximum elérése után jelentette. Az eredmény értékelésére az égetési időtartamot, illetve az égési sebességet és a zsugorítmány darabosságát használtuk fel. A portartalmú betétek előpelletezése, illetve pelletezése a durva szemcsetartalmat növeli, ezért az égési sebességet és a zsugorítmány darabosságát a betét durva szemcsetartalmának függvényében vizsgáltuk. Számos zsugorítási kísérlet alapján a következőket lehetett megállapítani:

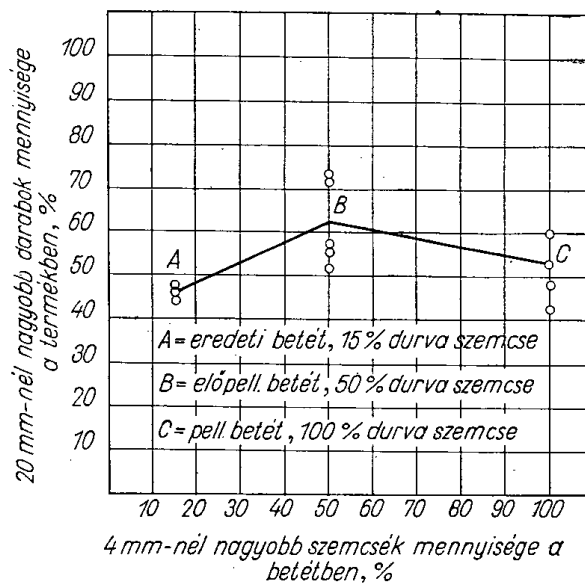
1. A zsugorító betét darabosodásával a permeabilitás és ezzel a kiégési sebesség csaknem lineárisan emelkedik (19. ábra). Előpelletezéssel a zsugorítási sebesség kb. 50%-kal növelhető, ami jelentős kapacitásnövekedést biztosít adott berendezésben.

2. A zsugorítmány darabossága előpelletezéssel javítható, kísérleti berendezésünkben a darabos termék több kísérlet átlagából számítva kb. 25%-kal emelkedett az elő nem pelletezett betétéhez képest.

3. A nagy golyókká alakított betétnek nagyon nagy a permeabilitása, úgyhogy az átégési sebesség több mint kétszeresére emelkedik. Ekkora sebesség mellett azonban a nagyobb pellet nem tudnak teljesen átégni, a beszívott nagy mennyiségű levegő lehűti az égési övezetet, így teljes zsugorodás nem jöhet létre. Ez tükröződik a termék darabosságában is, ami az előpelletezett betétéhez képest lecsökken kb. a nem pelletezett betétnek megfelelő



19. ábra. Előpelletezés és pelletezés hatása az átégési sebességre nagyolvasztóbetét zsugorítá-
sakor



20. ábra. Előpelletezés és pelletezés hatása a zsugorítvány darabosságára nagyolvasztóbetét
zsugorításánál

értékre (20. ábra). Tehát a nagy golyókká való alakítás a szívásos zsugorítás szempontjából nem jelent előnyt, mert az ilyen betétet a szokásos módon nem lehet kiégetni.

4. Az előpelletezés csak akkor hatásos, ha bizonyos mennyiségű kötőanyagot is keverünk az elegybe. Kötőanyagnak egyaránt jól megfelel a karbonátos mangánérc, a mangániszap vagy a vörösiszap. Kezelhetőség szempontjából legkedvezőbb a karbonátos mangánérc. Ezzel egyúttal a szükséges mangánmennyiséget is bevisszük a kohóelegybe. Külön mangánérc adagolása tehát feleslegessé válik. Kísérleteink szerint 10%-nyi karbonátos mangánérc mind kötőanyag-, mind pedig mangántartalom szempontjából kielégítő.

5. Az előpelletezés végrehajtásához elegendő olyan forgó dob vagy tányér, amelyen az anyag 5 perc alatt áthalad.

A másik probléma a szulfidos ércporok zsugorításánál merült fel. A finom szemnagyság miatt itt is jelentős anyagveszteség mutatkozik, és a berendezés kapacitása elég kicsi. Eddigi tapasztalataink alapján célszerűnek látszott az előpelletezést ezzel az anyaggal is kipróbálni.

A szulfidos ércporok zsugorítását a 38. táblázatban megadott kiinduló anyagokkal végzik. Az üzem zsugorító berendezése kb. 1 m maximális rétegvastagságot biztosító üst, amelyben a betétet alulról történő fúvással zsugorítják. Az ércágyat vékony rétegben rakják le, annak átégése után fokozatosan rakják rá a további adagokat. Az átégési időtartam az 1 m-es rétegre vonatkozólag kb. 1 óra, a szállóporképződésből adódó veszteség nagy.

A 38. táblázat szerint a betétanyagok finom portartalma igen nagy, tehát a betét nyilván nem alkalmas átfúvásos vagy szívásos zsugorításra, mert permeabilitása túl alacsony. A betét tüzelőanyag-tartalmának (jelen esetben kokszpornak és kénnek) gyors elégését csak bőséges levegőszolgáltatással biztosíthatjuk. Kis permeabilitású betéten az időegységben kevesebb levegő halad át, ezért az égés lelassul, sőt szélső esetben teljesen leáll, és így egyenlőtlenül kiégett, többé-kevésbé nyers, nagy portartalmú terméket kapunk.

A szulfidos ércporok előpelletezését az előbbieken ismertetett pelletező tányérban végeztük, a kiégetést pedig a Greenawalt-üstben. Mivel ez eltérő rendszerű az üzemi zsugorító berendezéstől, párhuzamos zsugorító kísérleteket végeztünk előpelletezett és nem pelletezett betéttel, hogy így összehasonlíthó adatokat nyerjünk a kiégési sebesség alakulására vonatkozólag.

Az ólomtartalmú betét előírt összetétele:

45%	gyöngyösoroszi ólompor
15%	gyöngyösoroszi ólomszínpor
15%	ólmos szállópor
10%	mész
8%	kokszpor
7%	granulált salak.

Az ólomszínpor átlagban kb. 50% Pb-t és 22% S-t tartalmaz. Az ólompor S-tartalma 8–10%. A zsugorítmányban a 45–50% Pb és max. 3% S-tartalom a kívánatos.

A fenti összetételű betét nedves állapotban a pelletező tányérban kezelve teljes egészében mikro-, illetve makropelletékké alakul. Ez azt bizo-

nyítja, hogy a darabosításhoz további kötőanyag adagolása nem szükséges, a betétben levő 10% mészhíg elég a kötést biztosítja.

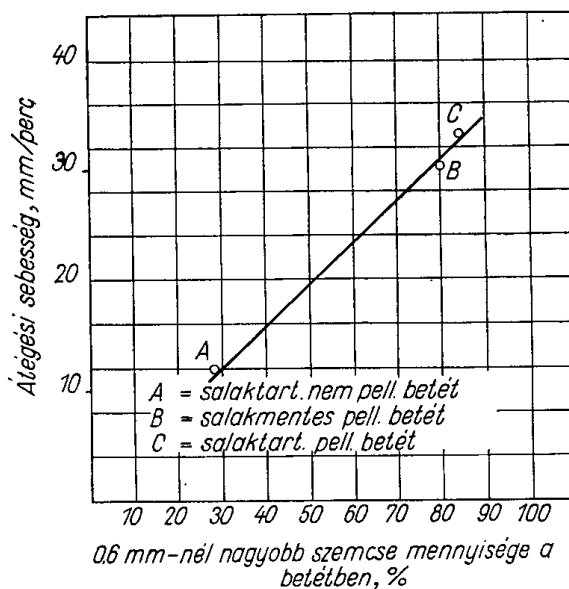
A darabosított betét nedvességtartalma 105 °C-on való szárítással meghatározva kb. 25%-nak adódott. Ez pelletizáláshoz túlságosan magas érték; mivel azonban az anyag ennek ellenére szemmel láthatóan nem volt túl nedves, a víz egy részét valószínűleg a hozzáadott égetett mészhíg veszi fel.

Az előpelletizálás hatásosságát az alábbi összeállítás bizonyítja:

Szem nagyság mm	Nem pelletizált	Előpelletizált
	betétben	
>0,6	28,66%	83,9%
0,6–0,1	34,19%	15,0%
<0,1	37,15%	1,1%

Eszerint a pelletizált anyagban finom por gyakorlatilag már nincs.

Az előpelletizálás és az átégési sebesség összefüggésének megállapítására a Greenawalt-üstben zsugorítottunk nem pelletizált, előpelletizált és gra-



21. ábra. A betét darabosságának hatása az átégési sebességre ólomtartalmú betétnél

nulált salak hozzáadása nélkül készült előpelletizált betétet. A salakot ugyanis az üzem közlése szerint csak a betét fellazítása és permeabilitásának növelése végett adagolják, mert egyébként a zsugorítmány ólomtartalmát csökkenti.

A zsugorítási kísérletek eredményeit a 21. ábra mutatja be. Az átégési sebesség salak tartalmú és salakmentes betétben előpelletizálás hatására 30–32 mm/s, előpelletizálás nélküli salak tartalmú betétben csak kb. 12 mm/s. Tehát granulált salak adagolása fölöslegesnek látszik, mert az előpelletizálás permeabilitásnövelő hatása lényegesen nagyobb salakmentes betétben is.

A szállóporveszteséget számszerűen nem tudtuk megállapítani, de látható, hogy a legfelső rétegben a tökéletlenül zsugorodott, csak kiszáradt pelletek sem estek szét, tehát szabad por a betétben feltétlenül jóval kevesebb van, mint előpelletezés nélkül.

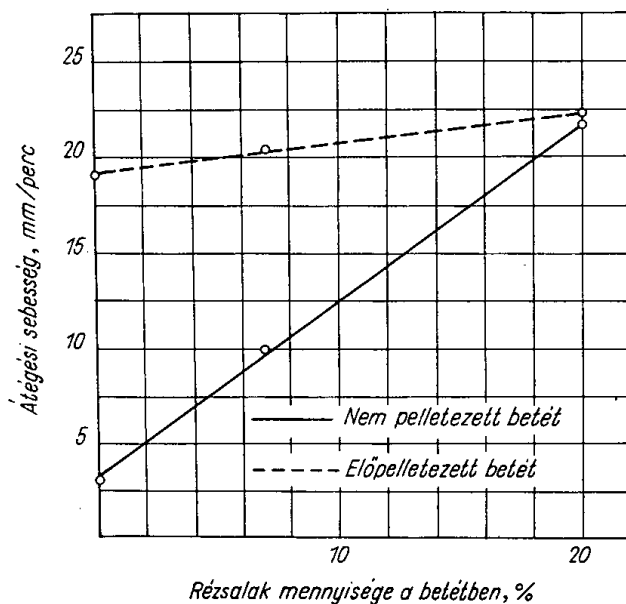
A betét egyébként egyenletesen átégett és zsugorodott, ólomtartalma kb. 45, S-tartalma 1,3%.

A réztartalmú betétet pontos előírások híján háromféle összetételben készítettük: rézszínpor és pörk egyenlő mennyiségeiből rézsalak nélkül, 7% és 20% salakkal. A betétek összetétele a következő volt:

Salakmentes betét	7% salaktartalmú betét
40% rézszínpor	38% rézszínpor
40% rézszínpor pörk	35% rézszínpor pörk
12% mész	12% mész
8% kokszpor	8% kokszpor
	7% rézsalak

20% salaktartalmú betét
30% rézszínpor
30% rézszínpor pörk
20% rézsalak
12% mész
8% kokszpor

A betétek előpelletezése a mész kötőanyag hatására megfelelően végbe-
megy. A zsugorítási eredményeket a 22. ábra mutatja. A diagram szerint az
előpelletezés permeabilitásnövelő hatása kb. olyan, mintha 20% salakot ada-
golnánk a betétbe. Tehát előpelletezést kell alkalmazni akkor, ha a betét 20%-



22. ábra. A salaktartalom hatása az átégési sebességre réztartalmú betétnél

nál kevesebb rézsalakot tartalmaz, mert akkor az előpelletezés igen nagymértékben növeli az átégési sebességet és egyben a termék minőségét is javítja. Tulságosan lassú égésnél ugyanis a betét nagy része nyers marad, széthull. 20% salak adagolása egyenértékű az előpelletezéssel.

ÖSSZEFOGLALÁS

A nagyolvasztóbetétek darabosításának jelentősége, eddigi darabosító eljárások. A pelletezés mint finom porércék darabosítására alkalmas eljárás. A pelletezés elmélete. Durvaszemcsés ércék pelletezhető iszapszerű kötőanyaggal (vörösiszap, karbonátos mangánérc). Golyóképző berendezések. A kötőanyagmennyiség és szemnagyság hatása a gyártható pelletek méreteire (előpelletezés, pelletezés). A pelleték keményítése kiégetéssel, kiégetésre alkalmas kemenceberendezések. A kiégetéskor a pelletékben lejátszódó változások, a kiégett pelleték kötésmódja. Kisüzemi pelletezési kísérletek. A kiégett pelleték felhasználása, összehasonlítása más betétanyagokkal.

FRISSÍTŐÉRC ELŐÁLLÍTÁSA KRIVOJROGI ÉRCBŐL ÉS SZÁLLÓPORBÓL

DR. VISNYOVSKY LÁSZLÓ és HOLLÓ TIBORNÉ

a műszaki tudományok kandidátusa

DK 549.641.23.002.2.622.764

Az acélgyártáshoz frissítési célokra felhasználható ércel szemben — mint ismeretes — két fontos minőségi követelményt támasztanak: 1. a vashoz kötött oxigéntartalma lehetőleg sok legyen, 2. az érc fajsúlya és darabnagysága nagy legyen.

A vashoz kötött nagy oxigéntartalom azért fontos, hogy a frissítést lehetőleg kis mennyiségű érc felhasználásával lehessen elvégezni, mert az ércel bevitt fölösleges ballasztanyag megolvasztása rontja az acélgyártás gazdaságosságát. A fajsúly és a darabnagyság bizonyos minimális értéke az acélfürdőben való minél tökéletesebb elkeveredést biztosítja; az ércet csak úgy lehet a salaktakarón át a fürdőbe juttatni, ha fajsúlya és darabnagysága akkora, hogy nem úszik a salakon, hanem azon át lesüllyed a fürdőbe.

A frissítőérc céljaira alkalmas vasérc lelőhelyei világviszonylatban is ritkák és távolról sem fedezik a szükségletet. Magyarország a többi népi demokratikus országgal együtt frissítőérc-importra szorul. Az acélgyártás tervbe vett fejlődésével kapcsolatban a frissítőérc-felhasználás is emelkedik, ezért célszerűnek látszik olyan eljárásokat kidolgozni, amelyek a szükségletnek hazai ércekből való pótlását biztosítják.

A frissítőérc minőségére nincsenek általánosan elfogadott szabványok; a 9. táblázat közöl néhány kül- és belföldi adatot. Amint látjuk, ezek eléggé eltérők, és valószínűleg a helyi viszonyok alapján kialakult gyakorlatot tükrözik. Nyilvánvaló azonkívül, hogy ezek a mutatószámok különböző fajta ércekre vonatkoznak. Pl. 5% maximális kovásvartartalmat írnak elő, egy esetben 60%, a másik esetben 49% minimális vastartalomnál. A minimális oxigéntartalom és vastartalom összehasonlítása alapján hematittartalmú frissítőércekről van szó. Így tehát a mutatószámok nem érvényesek a hazánkban használt svéd vagy kínai frissítőércekre, amelyek részben vagy egészen magnetittartalmúak.

Magyarországi viszonyok között van néhány olyan porérc és ipari melléktermék, amelyekből dúsítással frissítőérc minőségűnek megfelelő koncentrátumot lehet előállítani. Ilyen pl. a krivojrogi hematit apró frakciója, a nagyolvasztók szállópora. A minőségi előírások figyelembevételével ezekből a kiinduló anyagokból frissítőércet két munkafázissal állíthatunk elő:

1. A kiinduló anyag dúsítása a kívánt tisztasági fokra,
2. a koncentrátum darabosítása.

9. TÁBLÁZAT

Frissítőérc minőségi mutatószámai

	A	B		C		
		optimális	minimális	I	II	II
Minimális Fe-tartalom ..	62%	60%	55%	56%	49%	42%
Minimális O-tartalom ...		25%	22%			
Maximális SiO ₂ -tartalom	8%	5%	8%	4%	5%	6%
Maximális P-tartalom ...	0,03%	0,05%	0,08%	0,08%	0,10%	0,12%
Maximális S-tartalom ...	0,03%	0,05%	0,08%	0,035%	0,040%	0,045%
Maximális nedvesség-tartalom	3%			4%	6%	10%
Nyomószilárdság, min. .	50 kg/cm ²					
Porozitás	5—10%					
Elporladás ejtéskor max.	10%					
Hőállóság 1500 C°-ra hirtelen felhevítve ...						

A — *Tiurenkov*: Ércbrikettálás.

B — KGMTI szakvélemény a Kohászati Alapanyagellátó Vállalat miskolci brikett-üzemének felülvizsgálata alapján.

C — MNOSZ 5638 T szabványtervezet.

A dúsítási és a darabosítási vizsgálatok megkezdése előtt tisztázni kívántuk a kísérletek pontos célját, vagyis azokat a minőségi követelményeket, amelyeket teljesíteniünk kell. A hazai üzemek a gyakorlatban az alábbi minőségű frissítőércet követelik meg:

Minimális Fe-tartalom 60%
 Minimális O₂-tartalom 23%
 Maximális SiO₂-tartalom 7%

Egyöntetű és elfogadott minőségi szabványértékek híján ezeket az értékeket vettük irányadónak. A gyakorlatban nincs kialakult irányérték a frissítőérc C-tartalmára és ez az adat a 9. táblázatban sem szerepel. A szállóporból készült frissítőércnél lényeges a lehetőleg alacsony C-tartalom, mivel a C csökkenti az érc frissítő hatását.

A lényeges fizikai tulajdonságok nagy részét a 9. táblázat összefoglalja, nem említi azonban a darabosított frissítőérc térfogatsúlyát. A természetes darabos frissítőércnél 3,5 körüli térfogatsúlyt kívánnak meg, de porércék darabosításánál — tapasztalataink szerint — ezt az értéket nem lehet elérni. A darabosított termékek térfogatsúlya 2,5—3,4 között van. Mivel az olvadt salak fajsúlya 2,5-nek vehető, a darabosított frissítőércnél legalább ezt az értéket el kell érni, és lehetőleg nagyméretű darabosítványt kell készíteni, amelynél a salak felületi feszültsége kevésbé akadályozza a fürdőbe való lesüllyedést.

A krivojrogi hematit dúsítása

A krivojrogi vasércnek frissítőérc céljaira történő dúsításával G. I. Judenics foglalkozik. Dúsítási módszer gyanánt elsősorban a flotálást ajánlja, esetleg fajsúly szerinti dúsítással kombinálva, magnetittartalmú érceknél pedig a mágneses szeparálást. A magyarországi kohóknál felhasznált krivojrogi vasérc magnetittartalma csekély, tehát a mágneses dúsítás nem jöhet számításba. A flotálás előtt költséges őrlést kellene beiktatni; ezzel szemben a fajsúly szerinti dúsítás (ülepítés vagy szérelés) a porérc nagy részével közvetlenül elvégezhető, az esetleges rostáláson kívül semmiféle további előkészítő műveletre nincs szükség.

A frissítőérc gyártására alkalmas 8 mm alatti krivojrogi hematitpor átlagos összetételét és szitaelemzését a 10. táblázat mutatja be.

10. TÁBLÁZAT

Frissítőérc gyártására felhasznált hematit szitaelemzése és összetétele

Átlagminta összetétele			
Fe	56,40%	Al ₂ O ₃	1,78%
SiO ₂	13,50%	CaO	1,59%
MnO	0,14%	MgO	0,95%
Izz. vesz. 3,00%			
Átlagminta szitaelemzése és a frakciók összetétele			
Szitaosztály	Súlyszázalék	SiO ₂ %	Fe%
< 0,6 mm	43,8	12,50	57,0
0,6—2,0 mm	25,0	16,10	55,9
2,0—4,0 mm	12,5	24,25	51,3
> 4,0 mm	18,7	22,50	52,6

Az érc fajsúly szerinti dúsításánál figyelembe kell venni, hogy a krivojrogi hematit réteges szerkezetű. A hematit- és kvarc rétegek igen változó vastagságban fordulnak elő, 0,1 mm-től több mm-ig terjedő méretű rétegeket láthatunk. Dúsítás előtt ezt az ércet azonban nem érdemes a teljes feltárásig, tehát 0,1 mm alá őrlni, mert ezzel a költséges művelettel sok nehezen dúsítható finom port termelünk. Amennyiben gazdasági szempontból, a kihozat növelése szükségesnek mutatkozik, úgy elegendő az első dúsítás közép-termékét tovább őrlni.

A krivojrogi hematitércpor egyes szemcséin végzett méréseink szerint a fajsúly az SiO₂-tartalom függvényében a következőképpen változik:

Fajsúly	SiO ₂ %	Fajsúly	SiO ₂ %
5,04	0,33	3,82	12,40
4,65	3,25	3,50	23,70
4,35	5,50	3,17	34,90
4,02	8,80		

Tehát a koncentrátum fajsúlya kb. 4,2 fölött van max. 7% SiO_2 -tartalom mellett, a középtermék fajsúlya pedig 3,5–4,5 kb. 7–23% SiO_2 -tartalom mellett.

A következő kérdés az volt, hogy érdemes-e a 8 mm alatti porércet dúsítás előtt osztályozni, és ha igen, milyen szemnagyságnál. Elvileg — mint mondtuk — az érc szerkezete olyan, hogy nagyobb szemnagyságban végzett dúsításnál is várható megfelelő koncentrátum. De meg kell állapítani, hogy a szétválasztandó ásványok fajsúlykülönbsége alapján mi a minimális dúsítható szemnagyság.

Erre nézve a dúsítási kritérium ad felvilágosítást. Ez a kritérium az alábbi viszonzyszámmal fejezhető ki:

$$\frac{F_e - F_v}{F_m - F_v} = k,$$

ahol F_e a tiszta ércásvány fajsúlya, F_v a dúsítási közeg, jelen esetben a víz fajsúlya; F_m a meddő ásvány fajsúlya; k a dúsítási kritérium.

A tapasztalat szerint, ha

k 2,5 akkor dúsítás minden szemnagyságnál lehetséges,

k 1,75 akkor dúsítás kb. 0,1 mm fölött lehetséges,

k 1,5 akkor dúsítás kb. 0,5 mm fölött lehetséges,

k 1,25 akkor dúsítás 2–3 mm fölött lehetséges,

$k < 1,25$ akkor dúsítás már nem lehetséges.

A jelen esetben a tiszta hematit fajsúlya 5,1, a tiszta kvarcé 2,6, tehát a dúsítási kritérium

$$\frac{5,1 - 1}{2,6 - 1} = 2,56$$

Ez nagyon kedvező kilátásokat nyújt a dúsítási lehetőségekre vonatkozólag, mert azt jelenti, hogy a porérc finom frakcióit, amelyekben legtöbb a teljesen feltárt szemcse, szintén lehet fajsúly szerint dúsítani, és a dúsítás előtt nem szükséges a finom porfrakciót eltávolítani.

A gyakorlatban a krivojrogi hematitpor dúsítására a vizes közegben való ülepítést már üzemi méretekben alkalmazzák, de ezzel csak a 2 mm fölötti frakciót dolgozzák fel, tehát az ércport dúsítás előtt 2 mm-es szitán osztályozzák. Az ércpornak 2 mm alatti része azonban kb. 70 súlyszázalék, tehát a frissítőérc gyártása szempontjából jelentős érték vész kárba, ha éppen a jól feltárt ércfrakcióból ilyen jelentős mennyiséget eltávolítunk. Vizsgálataink ezért ennek a 2 mm alatti hematitpornak a dúsítására irányultak.

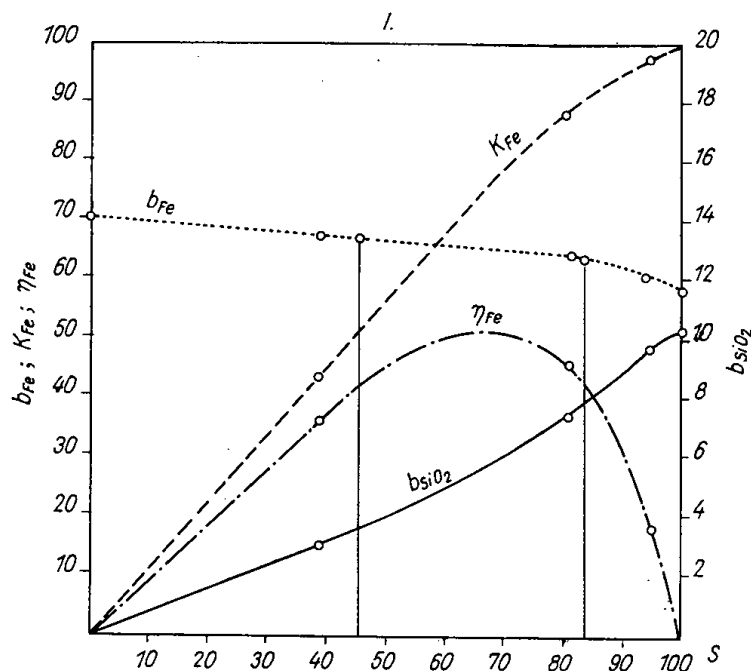
A 0–2 mm közötti szemnagyságú ércpor fajsúly szerinti dúsítására a vizes közegben való ülepítést és a szérelést vizsgáltuk meg. Az ülepítésnél a kb. 0,5 mm alatti finom port nem lehet megfogni, így ez az dúsítás folyamán veszendőbe megy; a 0,5–2 mm szemnagyságú érc viszont jó kihozattal dúsítható. Laboratóriumi, 30×40 mm szita felületű ülepítőberendezésben a 0–2 mm méretű krivojrogi hematitpor dúsításakor az alábbi eredményeket kaptuk:

	Kihozat, %	SiO ₂ %	Fe%
Koncentrátum	48	3,72	67,0
Meddő	52	19,76	43,5
Eredeti érc.....		16,10	55,90

Ez az eredmény önmagában véve megfelelő; mivel azonban az ércfrakció 0,5 mm alatti része — kb. 65 súlyszázalék — veszendőbe megy, a módszer gazdasági szempontból nem ad kielégítő eredményt.

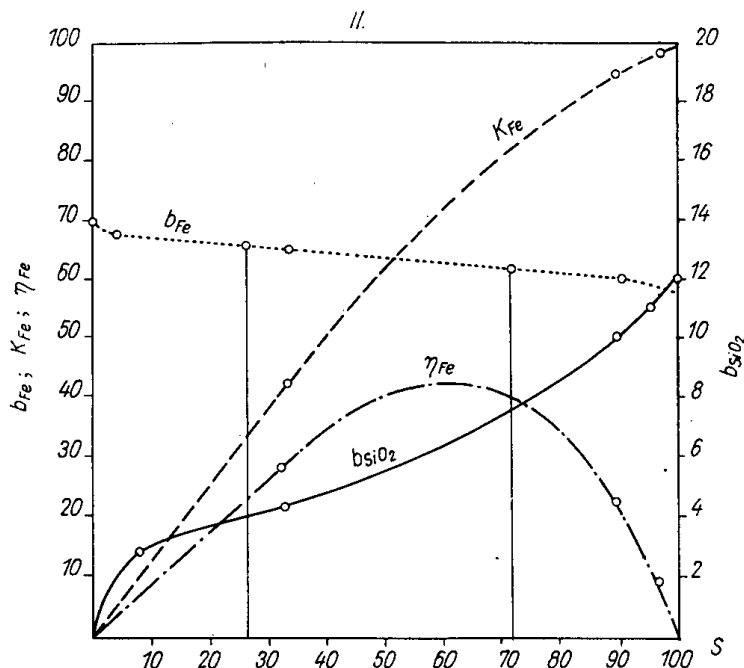
Ezek után áttértünk a széreléssel való dúsításra. A kísérleteket a teljes 0—2 mm szemnagyságú hematitfrakcióval és összehasonlításként a 0,5—2 mm szemnagyságú hematitfrakcióval is elvégeztük. A szérlep 0,5 m² felületű, 2 mm bordamagassággal. Az optimális lökethossz 8 mm volt. A szérelési kísérletek eredményeit a mellékelt 23. és 24. diagramok ábrázolják.

A diagramokból leolvasható bármely adott vastartalmú koncentrátum súlykihozata és SiO₂-tartalma. Pl. 63% Fe-tartalomnál a SiO₂-tartalom 8%,



23. ábra. Krivojrogi hematit 0—2 mm dúsítása széreléssel

a súlykihozat 70—80%. (Az előzőekben megadott minőségi követelményt — min. 60% Fe, max. 7% SiO₂ — nem lehet pontosan megvalósítani, a 60% Fe-tartalomhoz itt jóval magasabb SiO₂-tartalom tartozik. Ezért közelítő értékekkel dolgoztunk.) Jobb minőségű, 67% Fe-tartalmú koncentrátum SiO₂-tartalma 4%, súlykihozata 30—45%. A kihozatali adatok természetesen csak az adott nyersércre vonatkoznak; gyengébb minőségű ércből kiindulva alacsonyabb kihozatot érünk el.



24. ábra. Krivojrog hematit 0,5—2 mm dúsítása széreléssel

A két feltüntetett szérelési diagram közül az 1. a 0—2 mm méretű ércfrakcióra, a 2. a 0,5—2 mm méretű frakcióra vonatkozik, amelyből a 0,5 mm alatti frakciót előzőleg leválasztottuk. A két diagram alapján a kétféle szemcseosztályból a frissítőérc-kihozatal kb. egyforma, tehát szérelés előtt nem szükséges további osztályozást végezni, mert a 0,5 mm alatti szemcseosztály leválasztása nem javítja a szérelés eredményét.

Krivojrog hematit fajsúly szerinti dúsításánál tehát megállapíthatjuk, hogy

1. a dúsítási kritérium alapján fajsúly szerinti elválasztás minden szemnagyságban, tehát a finom szemnagyságokban is lehetséges.

2. A finom frakciókat 0—2 mm szemnagyságig nedves széreléssel lehet dúsítani. A kihozatal a kívánt összetételtől függően 70—80% körül van.

3. A 0,5 mm feletti szemnagyságok esetében az ülepítés is megfelelő módszer. A kihozatal hasonló, mint szérelésnél.

A nagyolvasztó-szállópor dúsítása

A nagyolvasztói szállópor — amelyet kísérleteinknél felhasználtunk — alábbi összetételű volt:

Fe.....	46,1 %
SiO ₂	12,32%
C.....	11,6 %

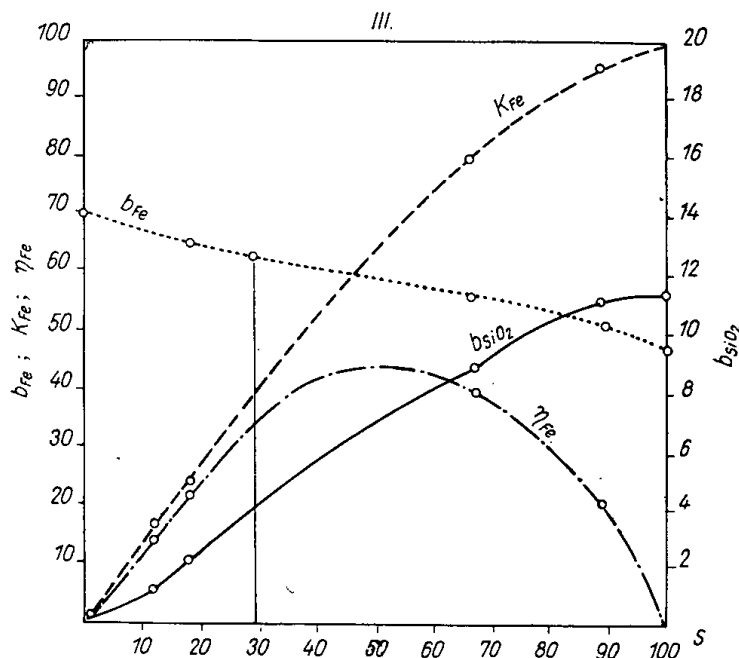
Szemcseösszetétel szempontjából hasonlít a krivojrog hematit 2 mm alatti frakciójához. A szitaelemzési adatokat a 11. táblázat mutatja.

11. TÁBLÁZAT

Nagyolvasztói szállópor szitaelemzési adatai

Szitaosztály	Súlyszázalék	SiO ₂ %	Fe%	Al ₂ O ₃ %	C%
< 0,06 mm	31,3	21,50	47,61	0,76	3,6
0,06–0,1 mm	26,6	13,72	50,27	1,30	5,6
0,1–0,2 mm	7,5	15,10	41,10	1,12	12,4
0,2–0,3 mm	12,4	12,30	44,77	2,08	10,0
0,3–0,6 mm	13,8	13,61	39,91	2,24	12,0
0,6–1,0 mm	6,5	14,13	33,30	3,04	16,8
1,0–1,5 mm	1,0	15,30	24,13	3,20	18,6
> 1,5 mm	0,9	32,90	24,03	7,80	10,0

A különböző szemnagyságú szállóporfrakciók összetétele — a legdurvább kivételével — nagyjából azonos, és így szérelés előtti osztályozással nem lehet dúsítást elérni. A szállópor szérelésénél a szokásos meddőalkotókön kívül a



25. ábra. Nagyolvasztó-szállópor dúsítása széreléssel

koksztartalom eltávolítása is fontos, mivel a C-tartalom a frissíthetőséget lerontja.

A szállópor szérelését ugyanazon a szérlapon végeztük, mint a krivojrogi hematitét. A szállóport minden előzetes kezelés (rostálás, őrlés) nélkül adagoltuk. A szérlap alatt öt terméket fogtunk fel, ezek összetételi és súlyadataiból állítottuk össze a 25. diagramot.

A jelölések ugyanazok, mint a 23. és 24. diagramokban. A szállóporból a diagram alapján 63% Fe-tartalmú koncentrátumot kb. 25% súlykihozattal

lehet előállítani. A SiO_2 -tartalom itt 3%, de ezenkívül más meddőalkotók is vannak benne. A koncentrációt C-tartalma 1% körül van.

A szérelt szállóportermékek szitaosztályozása és az egyes szitaosztályok vegyelemzése alapján a következő képet kapjuk:

A frissítőérc gyanánt felhasználható termékek teljes egészükben az 1 mm alatti szitaosztályokból és túlnyomó részben a 0,5 mm alatti szitaosztályokból kerülnek ki. A szemcseosztályok vegyi összetétele állandó, tehát ezek a termékek teljesen feltárt, osszenövémentses szemcséket tartalmaznak (12. táblázat).

12. TÁBLÁZAT

Széreléssel nyert szállóporfrakciók vegyi összetétele

Frakció	Súlyszázalék	Fe%	$\text{SiO}_2\%$
I	3,9	64,46	2,0
II	32,5	59,76	5,7
III	26,6	41,70	15,5
IV	37,0	30,50	14,2

A frakciók szitaelemzése

Szitaosztály	I			II			III			IV		
	Súly%	Fe%	$\text{SiO}_2\%$	Súly%	Fe%	$\text{SiO}_2\%$	Súly%	Fe%	$\text{SiO}_2\%$	Súly%	Fe%	$\text{SiO}_2\%$
< 0,06 mm	10,7	67,83	1,20	2,7	62,7	4,80	3,7	42,6	22,5	4,1	34,5	28,8
0,06—0,1 mm	41,5	64,18	4,25	12,6	60,6	6,90	4,0	31,7	30,6	3,1	11,7	25,3
0,1 —0,2 mm	35,5	63,91	0,35	34,7	59,4	6,60	10,3	18,1	23,5	4,2	17,9	10,6
0,2 —0,3 mm	7,7	63,91	0,40	37,6	60,9	4,80	23,0	36,7	18,7	6,9	21,8	12,2
0,3 —0,6 mm	4,0	63,10	0,65	10,3	59,4	4,80	42,0	49,1	11,4	27,2	28,3	13,4
0,6 —1,0 mm	0,6	65,53	0,40	1,5	50,1	8,10	11,7	48,2	11,3	41,7	34,9	13,6
1,0 —1,5 mm				0,3			1,6	44,4	12,7	9,7	32,8	13,4
> 1,5 mm				0,3			3,7	44,4	10,4	3,1	31,3	11,8

A szállópor dúsítására a szérelésen kívül a mágneses szeparálás is alkalmas, mivel a szállópor jelentős mennyiségű magnetitet tartalmaz.

A szállópor esetében a mágneses szeparálás alkalmazási lehetőségeit néhány előkísérlet kapcsán tisztáztuk.

Egy 47,5% Fe- és 11,1% SiO_2 -tartalmú szállópormintát 0,5, 1,0 és 2,0 mm lyukbőségű szitákon osztályoztunk és a termékeket egyenként mágnesesen szeparáltuk. A szeparálási termékek súlyszázalékait és elemzési adatait a 13. táblázat tartalmazza.

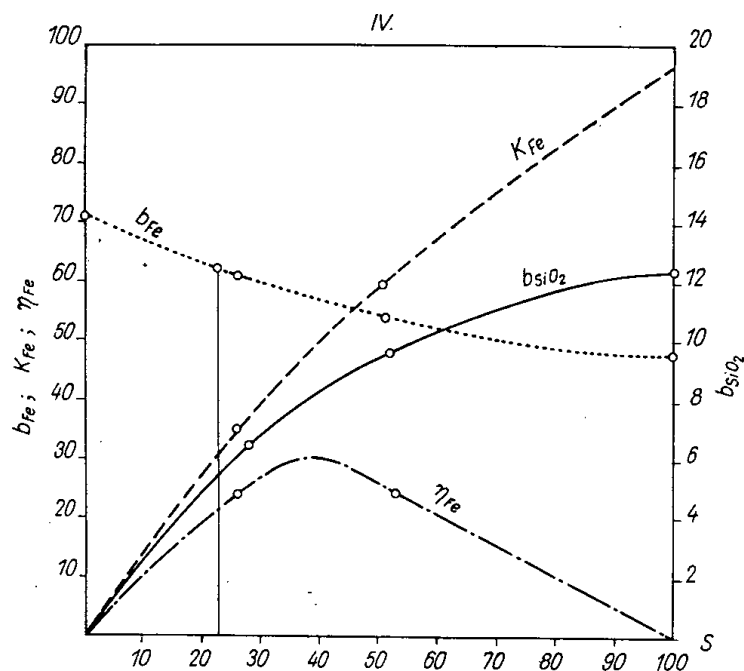
A dúsítással megfelelő koncentrációban kinyerhető magnetit túlnyomó részben a 0,5 mm alatti szitaosztályban található. A durvább szemcseosztályokból egyáltalában nem lehet használható vastartalmú terméket kinyerni, ezért ezek a dúsítás szempontjából tehetetlent képviselnek. A gyakorlatban mégis célszerűbb a szállóport teljes egészében a szeparátorokra vinni, mert a 0,5 mm szemnagyságnál való elválasztás üzemi méretekben nehezen vihető keresztül.

13. TÁBLÁZAT

Osztályozott szállópor mágneses szeparálása

Szemnagyság	Termék	Súlyszázalék	Fe%	SiO ₂ %
< -0,5 mm	Koncentrátum	21,6	63,1	6,7
	Középtermék	4,3	50,4	
	Meddő	45,6	40,0	
0,5—1,0 mm	Koncentrátum	1,5	56,2	8,2
	Középtermék	0,7	37,9	
	Meddő	7,3	30,1	
1,0—2,0 mm	Koncentrátum	1,0	50,0	9,0
	Középtermék	0,7	34,2	
	Meddő	7,8	34,9	
> 2 mm	Koncentrátum	3,4	47,2	11,3
	Meddő	6,1	30,2	
		100,0		

A szállópornak ez az összetétele keletkezési módjával függ össze. A nagyolvasztóbetétből származó vasoxidokat az akna felső részében a torokgáz CO-tartalma 500—600 C°-on magnetitté redukálja, de a redukáló hatás — úgy látszik — csak a finom szemnagyságokra terjed ki. Az érintkezési idő rövidsége miatt a durvább szemcsék ilyen körülmények között nem redukálódnak.



26. ábra. Nagyolvasztó-szállópor dúsítása mágneses szeparálással

A szállópor mágneses szeparálási kísérleteihez váltóáramú forgómezős szeparátort alkalmaztunk. A szeparálási eredményeket a 26. diagram ábrázolja. Eszerint a 63% Fe-tartalmú koncentrátum kb. 25 súlyszázalék kihozattal és kb. 7% SiO_2 -tartalommal állítható elő a szállóporból.

Frissítőércet tehát szállóporból mind nedves szereléssel, mind mágneses szeparálással elő lehet állítani, mégpedig kb. egyenlő kihozattal és összetétellel. Ezek alapján a helyi körülmények szabják meg, hogy a gyakorlatban a szállópor dúsítására melyik eljárást alkalmazzuk.

A dúsított frissítőérc darabosítása

A szeléssel vagy mágneses szeparálással a krivojrogi hematitből vagy szállóporból előállított frissítőérc szemnagysága 0—2 mm között van, és nagyrészt, egyes esetekben teljes egészében 0,5 mm alá esik. A mesterséges frissítőérc előállításának második munkafázisa tehát a koncentrátumok darabosítása kell legyen. A darabosításnak kettős célja van: egyrészt a felhasználás szempontjából kedvező darabnagyság biztosítása, másrészt a szükséges térfogatsúly beállítása. *G. I. Judenics* a krivojrogi flotált érc koncentrátumok darabosítására a szivásos zsugorítást ajánlja. Ez azonban frissítőérc gyártására nem a legkedvezőbb megoldás. A zsugorítmány ugyanis szivacsos, porózus szerkezetű és aránylag könnyen morzsolódik. Ezért nincs meg a kezeléshez szükséges szilárdsága és a kívánt térfogatsúlya. Ha viszont nagy szilárdságú, jobban megolvadt zsugorítmányt készítünk, akkor rendszerint redukció is következik be, és az érc veszít értékes oxigéntartalmából.

A darabosítás céljaira alkalmasabbnak látszik az érc brikettálása, ami a szükséges térfogatsúlyt biztosíthatja. Itt azonban problémát jelent a kötőanyag helyes megválasztása. Túl sokat ugyanis nem szabad adagolni, mert akkor lerontja az érc összetételét, azonkívül az adalék nem tartalmazhat az acélgyártás szempontjából káros alkotókat és végül az is kívánatos, hogy a kötőanyag a kellő szilárdságot lehetőleg hőkezelés nélkül is biztosítsa. Minden további művelet ugyanis megnöveli a frissítőérc gyártási költségeit. Mindezeket a követelményeket egyik kötőanyag sem tudja teljesen biztosítani, csak közelítő megoldást sikerült elérni.

Az irodalomban több helyi jelentőségű, esetleg üzemi bevezetésre nem is jutott eljárást találtunk frissítőérc brikettálására: 1. a Schumacher-eljárás, amely magnéziumklorid és vasszulfát kötőanyagot használ a brikettáláshoz. 2. A brikettálás mésszel vagy mész-cement kötőanyaggal. 3. A vákuumsajtolás kalciumkloriddal. 4. Brikettálás szerves kötőanyaggal. 5. A Jarcho-eljárás vasforgács és páclé kötőanyaggal stb.

A legeredményesebb darabosító eljárás megállapítására összehasonlító vizsgálatokat végeztünk a fontosabb és nálunk kísérletileg megvalósítható brikettálási módszerekkel. Értékelési alap gyanánt az ejtőszilárdságot 1 m-ről történő ejtésnél, a hőállóságot 1000 C°-ra való hirtelen felhevítéskor és a vízállóságot 24 órás víz alatti tárolásnál vettük fel. Az ejtőszilárdságot brikettálás után közvetlenül, 48 óra és 96 óra múlva, a hőállóságot és a vízállóságot pedig 48 óra múlva határoztuk meg. Teljesség kedvéért zsugorítási kísérleteket is végeztünk. A brikettálási kísérleteket 50 mm átmérőjű szerszámmal kézi-sajtón, néhány esetben hidraulikus sajton végeztük, zsugorításhoz 30×40

cm rostélyfelületű laboratóriumi Greenawalt-üstöt használtunk. A darabosítási kísérletek eredményeit a 14. táblázat tartalmazza.

14. TÁBLÁZAT

Frissítőérc darabosítása

A d a l é k	Darabosítás	Ejtőszilárdság			Hőál- lóság	Víz- álló- ság	Térf.- súly	O ₂	
		azon- nal	48 óra	96 óra					
1% cement	Brikettálás	0	0	0	+	0	2,42	25	
2% cement	Brikettálás	0	0	0	+	0			
3% cement	Brikettálás	0	0	0	+	0			
1% cement	Brikettálás								
	5 t/cm ²	0	0	0	+	0			
1% bentonit	Brikettálás	0	0	0	0	0			
2% bentonit	Brikettálás	0	0	0	0	0			
3% bentonit	Brikettálás	0	0	0	0	0			
5% vaspor + páclé	Brikettálás	0	0	0	+	+	2,58		
5% vasforgács + páclé ..	Brikettálás	0	0	0	+	+	2,59		
7% vaspor + páclé	Brikettálás	0	+	+	+	+	2,55		
7% vasforgács + páclé ..	Brikettálás	0	+	+	+	+	2,58		
5% mész	Brikettálás	0	0	+	+				
10% mész	Brikettálás	0	0	+	+				
5% szurok, nyersen	Brikettálás	+	+	+					
5% szurok, kiég.	Brikettálás	+	+		+		2,45	24	
5% mész, 12% szén	Zsugorítás	+	+	+	+	+	2,0—3,8		

A szállóporból és a krivojrogi vasérből előállított frissítőérc darabosítására végzett kísérletek folyamán három olyan eljárást találtunk, amelyek a követelményeknek többé-kevésbé megfelelnek. Ezek az eljárások:

1. A Jarcho-módszer szerinti brikettálás vasforgács és páclé kötőanyaggal.
2. Szerves kötőanyaggal történő brikettálás téglá nagyságú darabokká és a téglák utólagos kiégetése kb. 900 C° hőmérsékleten.
3. Szívásos zsugorítás.

A Jarcho-eljárásnak nálunk kidolgozott módoszata szerint a darabosításra kerülő ércből az alábbi keveréket készítjük:

100 rész dúsított érc
7 rész öntöttvasforgács
7 rész víz
0,2 rész koncentrált kénsav

A kénsav helyett páclevet is lehet használni, olyan mennyiségben, amely a fentiek megfelelő mennyiségű szabad kénsavat tartalmaz. Esetünkben a pácléből kb. 16 rész kell a fenti keverékbe, ekkor természetesen víz hozzáadása felesleges. Általában a Jarcho-eljárás szerinti brikettálásnál ügyelni kell arra, hogy az érc lehetőleg száraz legyen, különben a keveréskor a reakció nem folyik le kellő intenzitással és a brikettek szilárdsága nem lesz megfelelő.

Az érckeverék hőmérséklete az állás folyamán 1 óra múlva 55—60 C°-ra emelkedik. Ekkor briketteket készítünk és azokat 2 napig tároljuk. Közvet-

lenül a préselés után a brikettek szilárdsága kicsi, kézzel könnyen szétmorzsolhatók.

A Jarcho-eljárás mind összetétel, mind szilárdság szempontjából kifogástalan terméket ad. Külön előnye, hogy a vasforgács hozzákeverése folytán ennek a terméknek a legnagyobb a térfogatsúlya. A megkötött brikettek szabadban tárolhatók, a nedvességet bírják. Az eljárás hátránya, hogy öntöttvasforgácsot igényel, meglehetősen nagy mennyiségben. Évi 50 000 tonna frissítőérc előállításához kb. 3500 tonna öntöttvasforgács kell. Ezt a mennyiséget az üzemeknél képződő hulladék gyűjtésével kellene biztosítani. Hátrányt jelent továbbá, hogy a brikettáló keverék összeállítása előtt a dúsított szállópor legalább 3–4% víztartalomig ki kell szárítani. A kötéshez szükséges kénsav mennyiségét ugyanis páclé vagy hígított kénsav alakjában kell hozzáadni. Szárítás nélkül a brikettáló keverék vagy túlságosan nedves lesz, vagy nem tartalmazza a kellő kénsavmennyiséget.

Összetétel és szilárdság szempontjából szintén megfelelő terméket ad a szerves kötőanyaggal történő brikettálás. A brikettek sajtolás után rögtön kemények, a nedvességgel szemben ellenállóak. Ebben a nyers állapotban azonban frissítőércnek nem használhatók, mert karbontartalmuk magas. Ezt kiégetéssel lehet csökkenteni, a briketteket alagútkemencében 800–900 C°-ra felhevítve, csekély további fűtéssel a szerves kötőanyag és a szállópor eredeti koksztartalma kiég. A kiégett brikett C-tartalma kb. 0,3%.

Harmadik megfelelő eljárás a szívásos zsugorítás. A napi 200 tonna zsugorítmány legyártása két Greenawalt-rendszerű üstben megoldható. A bekeveréshez keverő és pelletező dob, illetve pelletező tányér szükséges. Ha a zsugorítást szilárd tüzelőanyaggal végezzük, akkor külön keverő nem szükséges, a pelletező dob elején beadagolt érc, szénpor és víz a megfelelő hosszúságú dobon áthaladva összekeveredik. Ha azonban folyékony tüzelőanyagot, pl. pakurát használunk, akkor pelletezés előtt feltétlenül intenzíven át kell dolgozni az anyagot, hogy egyenletes keveredést érjünk el. A pelletezést viszont nem ajánlatos elhagyni, mert a finom szemcséjű szállópor és a krivojrogi hematit pelletezés nélkül nagyon kis permeabilitású betétet ad. Ezáltal a zsugorítási sebesség csökken és a betét szilárdsága romlik. A zsugorítmány rideg és erősen porózus anyag, ezért szilárdsága és térfogatsúlya kisebb, mint a briketteké, illetve téglaké.

A fenti megfontolások alapján azt kell mondanunk, hogy a három ismertett darabosító eljárás közül egyiket sem lehet egyértelműen mint legjobbat ajánlani. Ennél a kérdésnél a felhasználó üzemek igényei alapján kellene dönteni. Amennyiben a martinüzemnek megfelel a zsugorított frissítőérc, úgy — ha megvan a berendezés — a szívásos zsugorítást lehet legegyszerűbben megvalósítani. Zsugorítási kapacitás hiányában — amennyiben vasforgács rendelkezésre áll — elsősorban a Jarcho-eljárás ajánlható, de a szerves kötőanyaggal való brikettálás is megfelel, bár ehhez külön égető berendezés szükséges.

Összefoglalva, tehát a krivojrogi ércből vagy szállóporból történő frissítőérc gyártásra az alábbi technológia ajánlható:

1. Az érc vagy szállópor nedves szérelése.

2. A koncentrátum víztelenítése kb. 10% víztartalomra.

3a. A víztelenített koncentrátum keverése 6–8% kokszzporral vagy pakurával, pelletezése és zsugorítása.

3b. A víztelenített koncentrátum keverése 5% szurokkal, brikettálása és a brikettek kiégetése.

3c. A víztelenített koncentrátum előpelletezése és zsugorítása.

ÖSSZEFOGLALÁS

A frissítőérc minőségi követelményei fizikai és vegyi szempontból. A frissítőérc jelenleg főleg importcikk, a hazai nyersanyagok közül dúsítás és a darabosítás után a krivojrogi hematit-por és a nagyolvasztó szállópora jöhet számításba. A krivojrogi hematit összetétele és fizikai állapota szerint a nedves szérelés a legalkalmasabb dúsítási eljárás, amellyel kb. 45 súly% frissítőérc nyerhető ki. Szállóporra a nedves szérelés mellett a mágneses szeparálás is megfelel, mindkét eljárásnál a frissítőérc-kihozatal kb. 25 súly%. A koncentrátumok darabosítására a vizsgált eljárások közül megfelel a szívásos zsugorítás, a szerves kötőanyaggal végzett brikettálás és kiégetés, valamint a Jarcho-eljárás szerinti brikettálás.

ILMENIT ELŐÁLLÍTÁSA A SZARVASKŐI WEHRLITBŐL

DR. VISNYOVSKY LÁSZLÓ és HOLLÓ TIBORNÉ
a műszaki tudományok kandidátusa

DK 669.186.669.719

A Bükk hegység délnyugati részén, Szarvaskő község határában nagy tömegű, magmatikus eredetű Fe- és TiO_2 -tartalmú gabrodialis-peridotitos kőzet található. Ennek egyik elkülönülési terméke a wehrlit, amelyben a vas és a titán annyira dúsult, hogy ipari feldolgozásra is érdemesnek látszik. Átlagos összetétele:

Fe	22—27%
TiO_2	10—16%
SiO_2	28—30%
Al_2O_3	1—3%
CaO	2—10%
MgO	12—15%
S	0,05—0,1%
P	0,01—0,02%
V	0,10—0,15%

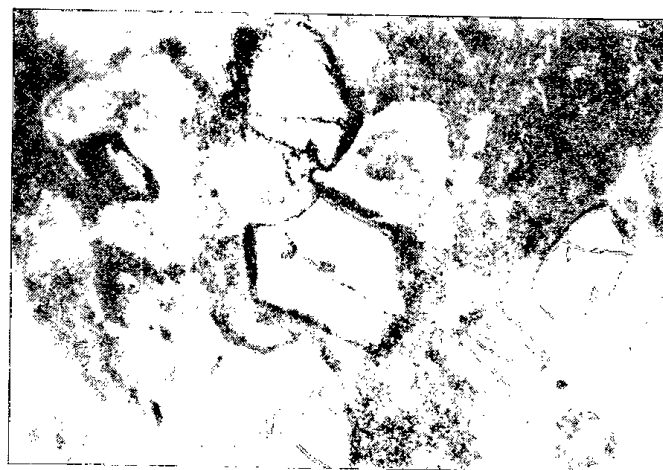
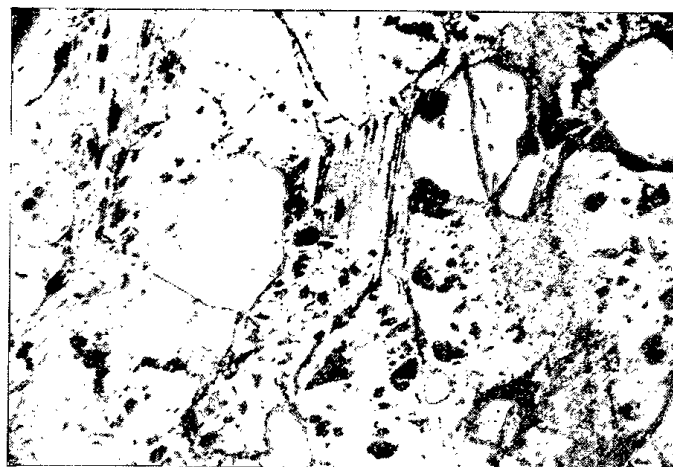
A földtani vizsgálatokkal megállapított ércvagyon kb. 400 000 t.

A wehrlitet régebben vasércként akarták hasznosítani, de ehhez vastartalmának további dúsítása lett volna szükséges, amit azonban az 1930-as években nem tudtak megoldani.

Mi nem a vas, hanem a TiO_2 -tartalom dúsítását tűztük ki célul, mert a titán értékesebb, mint a vas. A titántermékekhez szükséges alapanyagot, az ilmenitet ma is importáljuk.

Mindenekelőtt meg kellett állapítanunk, hogy a wehrlit titántartalma milyen alakban és kötésben fordul elő. Az ércsiszolatok mikroszkópi vizsgálata alapján a wehrlit titántartalma nagyrészt különálló ilmenitszemcsék alakjában helyezkedik el az alapkőzetben (27. ábra). Ennek fontosabb ásványai: olivin, diallag, amfibol, augit. A wehrlit ásványi összetétele *Wendl Aladár* szerint

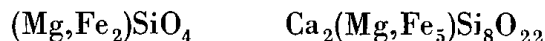
ilmenit	32,7 súlyszázalék
olivin	30,1 súlyszázalék
piroxének	20,0 súlyszázalék
amfibol	16,0 súlyszázalék
egyéb	1,2 súlyszázalék



27. ábra. *a* — Nyers wehrlitérc. 70×; *b* — ugyanaz poláros fényben; *c* — ilmenitkristály. 250×

A 400 000 t wehrlit tehát kb. 120 000 t ilmenitet tartalmaz, amely elegendő arra, hogy hosszú évtizedekre fedezze szükségletünket.

A wehrlit vastartalmának kb. 1/3 része az ilmenitben található, a többi olivinhez és amfibolhoz kötött, kb. az alábbi képlet szerint



Ennek megfelelően a wehrlit ilmenittartalma meglehetősen tisztán és messzemenően kiválaszthatónak látszik; az ilmenit kivonása után keletkező meddőben pedig átlagban kb. 20% Fe marad, tehát ez sem értéktelen anyag, hanem gyenge minőségű vasérc.

A dúsítás sikerének egyik előfeltétele a dúsítandó érc kellő mértékű feltárása. A wehrlitesizsolatokon megállapítottuk, hogy az ilmenitszemcsék mérete 0,2–0,5 mm és elszórtan fordulnak elő, tehát az ércet erre a szemnagyságra kell törni, hogy teljes feltárást érjünk el.

A max. 0,5 mm-re őrölt wehrlitércel különböző dúsítási eljárásokat vizsgáltunk meg, és pedig mágneses szeparálást, flotálást, ülepítést és szérelést. A nyers wehrlitércből mágnessel csak kis mennyiség, kb. 4–5 súlyszázalék választható ki, amely 28–30% Fe-t és 7–8% TiO_2 -t tartalmaz. Mágnesessé úgy tehető az érc, hogy vastartalmát fémig redukáljuk. Redukciókor azonban nemcsak az ilmenit Fe-tartalma, hanem a nem ilmenithez kötött vas is redukálódik és a koncentrátumba kerül. Így tiszta ilmenitet nem lehet előállítani. Kísérleteinknél redukció és mágneses szeparálás után 39% Fe- és 30,9% TiO_2 -tartalmú koncentrátumot kaptunk.

A flotálásra csak néhány tájékoztató kísérletet végeztünk, elég gyenge eredménnyel. A flotálás hátránya a feltétlenül szükséges igen finom őrlés, ami a kemény wehrlitnél nagy költségtöbbletet jelent. Ezért a flotálás lehetőségét nem is vizsgáltuk részletesen.

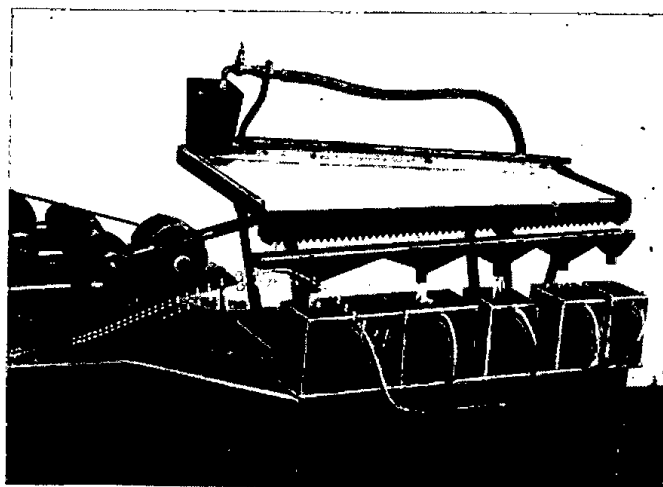
Leginkább célravezetőnek látszott a fajsúly szerinti elválasztás, mivel a wehrlit érc- és meddőásványai elég eltérő fajsúlyúak.

	Fajsúly
ilmenit	4,6–4,9
magnetit	5,0–5,2
piroxén	3,3–3,6
olivin	3,3–4,2
amfibol	3,0–3,4

Ülepítéssel és hidrociklonos kezeléssel nem értünk el kielégítő eredményeket, ezért a nedves széreléssel történő dúsítást dolgoztuk ki.

A kísérleti berendezésünk excenter hajtású, farugós alátámasztású, 1 m × 0,5 m méretű rázószér, teljesítménye a lökethossztól függően 15–20 kg/óra. A szér lap burkolata alumíniumlemez, 0,5 mm magas és 2,5 mm széles bordákkal. Az adagolótölcsér alatti rész és a szér lap koncentrátumoldala sima lemezből készült, mivel így jobban volt biztosítható a finomszemcsés meddő kimosása a feladott anyagból. A szér lap termékeit öt frakcióban fogtuk fel (28. ábra).

Az első kísérletek folyamán kíméletes aprítás céljából kézi törést használtunk (az aprítást megkönnyítette a wehrlit felhevítése kb. 600 C°-ra és hirtelen lehűtése); majd a kalapácsmalomban és golyós malomban szakaszosan, illetve folyamatosan őrlött ércet széreltünk. A különböző módon őrlött nyers-



28. ábra. Laboratóriumi szérlap

anyagokkal elért eredmények arra mutatnak, hogy az őrlés módja nagy mértékben befolyásolja a dúsítást.

Ezek alapján a szérelési kísérletek folyamán

1. az aprítás előtti hőkezelés hatását,
 2. az aprítás módjának hatását,
 3. a legkedvezőbb lökethosszt,
 4. a feladott anyag szűkebb szemcsehatárok közt való osztályozásának hatását és
 5. a szérelési középtermékek ismételt szérelését vizsgáltuk meg.
- Egy-egy szérelési kísérletnél 5—10 kg ércet dolgoztunk fel. A kapott öt frakciót szárítás után lemértük és megelemeztük TiO_2 - és Fe-tartalomra.

Az egyes változók hatásának megállapítására végzett kísérletek eredményei

1. A törés megkönnyítését célzó hőkezelés rontja a TiO_2 -kihozataalt (15. táblázat). Tehát dúsítási szempontból a wehrlit törésének megkönnyítésére hőkezelést feleslegesen alkalmazni. A további kísérleteket nem hőkezelt wehrlittel végeztük.

2. A wehrlit törésénél ügyelni kell arra, hogy elsősorban a ridegebb meddőt porítsuk és az ilmenitszemcsék lehetőleg épen maradjanak. Kézi töréssel, szita nélküli golyós malomban, kalapácsmalomban és szítás golyós malomban aprított wehrlitminták szitaelemzését és szérelési viselkedését a 16. táblázat mutatja. Kíméletes töréskor (kézi törés, folyamatos kihordású golyós malom, kalapácsmalom) kb. 40%-nyi 0,1 mm alatti frakció képződik, ami rendszerint az eredeti wehrlitnél szegényebb TiO_2 -ben. Az ilyen érc szérelése-

15. TÁBLÁZAT

Hőkezelés befolyása a wehrlit szérelésére

Termék jele	Súly%	TiO ₂ %	Fe%
Nyers wehrlit			
I	7,4	46,5	33,1
II	11,7	41,0	32,94
III	26,0	25,0	29,1
IV	39,4	5,75	24,1
V	15,5	1,7	17,2
Izz. wehrlit			
I	10,4	36,9	32,5
II	10,4	18,2	27,6
III	40,6	9,7	24,9
IV	38,6	4,9	20,4

16. TÁBLÁZAT

Az őrlés módjának befolyása a wehrlit szérelésére

	Kézi törés		Golyósmalom szita nélkül		Golyósmalom szítával		Kalapácsmalom szítáva	
	Súly%	TiO ₂ %	Súly%	TiO ₂ %	Súly%	TiO ₂ %	Súly%	TiO ₂ %
Szitaelemzések								
0,4 — 0,3 mm	34,50	14,02	14,45	14,66	30,0	14,28	34,72	11,44
0,3 — 0,2 mm	7,53	17,31	3,95	16,23	25,5	16,16	8,75	19,44
0,2 — 0,1 mm	18,82	15,45	15,51	16,80	23,0	14,73	17,70	17,73
0,1 — 0,06 mm	24,20	11,87	45,70	13,94	5,0	14,95	16,34	15,02
0,06 — 0,01 mm	—	—	—	—	—	—	—	—
< 0,02 mm	14,95	9,30	20,37	14,95	15,5	8,86	23,31	12,87
Szérelési eredmények								
I. frakció		42,21		39,76		45,63		42,60
II. frakció		31,32		29,60		42,34		37,90
III. frakció		14,61		13,30		16,73		18,50
IV. frakció		2,14		8,43		5,86		9,7
V. frakció		1,14		9,44		2,14		7,4

kor 1—5% TiO₂-tartalmú meddőt kapunk. Szita nélküli golyós malomban agyonőrölt ércnek kb. 65%-a 0,1 mm alatti szem nagyságú. Ennek szérelésekor a meddőfrakciók TiO₂-tartalma 8—10%, jelölül annak, hogy sok ilmenitszemcse is összetört.

3. A legjobb kihozatot adó szérelési lökethosszúság megállapításánál úgy jártunk el, hogy a 0,5 mm alá tört wehrlitet egyébként azonos körülmények mellett 5, 7, 9 és 12 mm lökethosszúsággal széreltük. A lökethosszúságot az excentertárcsa megfelelő beállításával szabályoztuk. 5 mm alatti és 12 mm fölötti lökethosszúsággal nem kísérleteztünk, mivel ezek voltak a szélső értékek, amelyeknél a szérelés folyamán még szemmel láthatóan szétválás következett be.

A legjobb szérelési lökethossz 7–9 mm volt, amellyel a 40% TiO_2 -tartalmú terméket 40–47% kihozattal sikerült előállítani (17. táblázat). A lökethossz csökkentésével és növelésével a kihozatal erősen leromlott, annak jeléül, hogy a lökethossz a szérelés hatásfoka szempontjából igen fontos tényező.

17. TÁBLÁZAT

Lökethossz befolyása a wehrlit szérelésére

Termék jele	Súly%	$\text{TiO}_2\%$	Fe%
Lökethossz 5 mm			
I	—	—	
II	2,2	33,3	
III	7,6	40,4	
IV	44,7	18,1	
V	45,5	2,8	
Lökethossz 7 mm			
I	4,8	31,9	34,5
II	18,5	36,9	32,0
III	26,5	16,4	24,7
IV	33,5	2,4	17,6
V	16,7	0,9	12,7
Lökethossz 9 mm			
I	26,5	34,7	30,8
II	17,6	20,6	26,3
III	10,7	7,8	21,5
IV	21,4	1,7	18,2
V	16,2	0,85	13,0
Lökethossz 12 mm			
I	16,9	31,9	
II	16,1	23,9	
III	37,3	14,3	
IV	14,7	5,7	
V	15,0	2,0	

4. A megállapított optimális, 7–9 mm lökethosszúsággal széreltünk különböző szűkebb szemcsehatárok között osztályozott őrlött wehrlitet. Ily módon meg akartuk határozni a végleges őrlési finomságot és azt, hogy a széreléshez szükséges-e előzetes szitaosztályozás. A vizsgált szitaosztályok: < 0,5 mm, 0,5–0,1 mm, 0,5–0,2 mm, 0,2–0,1 mm és > 0,1 mm.

A legnagyobb TiO_2 -tartalmú terméket (46,5%) a 0,2–0,5 mm közötti szemnagyságnál kaptuk. A legjobb TiO_2 -kihozattal pedig a 0,1–0,2 mm-es szitaosztály adta (40% TiO_2 -tartalmú termék 70%-os TiO_2 -kihozattal) (18. táblázat). Leggyengébb volt a 0,1 mm alatti szitaosztály, amelynek eredeti TiO_2 -tartalma csak 5,2% volt. Ebből oly kevés koncentrátumot lehetett leválasztani, hogy széreléssel történő feldolgozása voltaképpen felesleges. Mivel azonban ennek a szitaosztálynak a jelenléte nem zavarja különösebben a durvább szitaosztályok szérelését, nem érdemes a szérelési törzsfába a gyakorlati-

18. TÁBLÁZAT

Különböző szemnagyságú wehrlitfrakciók szérelése

Szemnagyság	Súly%	TiO ₂ %	Fe%
0,2—0,5 mm			
I	7,4	46,5	33,1
II	11,7	41,0	32,9
III	26,0	25,0	29,1
IV	39,4	5,7	24,1
V	15,5	1,7	17,2
0,1—0,2 mm			
I	12,0	44,0	35,0
II	10,1	33,6	32,4
III	17,0	11,7	24,5
IV	42,4	1,4	18,5
V	18,5	0,9	16,7
0,1—0,5 mm			
I	10,4	40,7	34,8
II	20,4	31,0	29,5
III	22,8	11,5	22,9
IV	34,8	2,3	17,2
V	11,6	1,6	12,1
< 0,5 mm			
I	4,8	31,9	34,5
II	18,5	38,9	32,0
III	26,5	16,4	24,7
IV	33,5	2,4	17,6
V	16,7	0,9	12,7
< 0,1 mm			
I	20,8	17,3	27,6
II	6,4	5,0	20,3
III	6,4	3,3	19,6
IV	17,3	1,8	19,3
V	48,9	1,7	18,9

lag nehezen megoldható finom szítalást felvenni. Ennek a szitaosztálynak az eltávolítása különben hidrociklonban is megoldható, a gyakorlatban azonban úgy látszik, elegendő a szérelőasztalnak az adagoló alatti sima részén végzett kimosás.

A 0,2 mm-nél nagyobb szitaosztályokat is tartalmazó anyagokban a kihozat valamivel rosszabb, mint a 0,1—0,2 mm-es szitaosztályban. Ezért eredetileg arra gondoltunk, hogy az egész kiinduló anyagot 0,2 mm alá törve széreljük. Ezzel azonban egyrészt sok finom port kapunk, másrészt erősen megnő az amúgy is jelentős őrlési költség. Ezért inkább azt az utat választottuk, hogy a középtermékek másodszori törésével és szérelésével igyekezzünk a titánkihozatot növelni.

5. A vegyelemzési adatok alapján a szér II. és III. termékei tekinthetők középterméknek. Ezeket tehát egyesítve részben törés nélkül, részben 0,2 mm-re

19. TÁBLÁZAT

Wehrlit-középtermékek másodszori szérelése

Termék jele	Súly%	Ti ₂ O%	Fe%
Először szérelve, 7 mm löket			
I	9,2	38,2	34,9
II	15,0	31,3	29,7
III	17,0	14,0	23,5
IV	31,2	2,2	17,7
V	27,6	1,1	15,1
Másodszor szérelve, törés nélkül, 5 mm löket			
I	14,5	40,0	34,5
II	8,0	35,5	31,7
III	11,2	20,3	27,7
IV	7,4	6,9	20,2
V	31,3	2,2	17,7
VI	27,6	1,2	15,1
Másodszor szérelve, törés nélkül, 7 mm löket			
I	16,6	38,6	32,6
II	9,7	32,2	30,4
III	11,0	15,9	26,5
IV	3,9	5,3	18,6
V	31,2	2,2	17,7
VI	27,6	1,1	13,1
Másodszor szérelve, 0,2 mm alá tört állapotban, 7 mm löket			
I	17,4	41,3	35,0
II	6,2	29,2	34,7
III	6,2	9,1	31,7
IV	11,2	3,4	15,8
V	31,4	2,2	17,7
VI	27,6	1,1	15,1

törve újból széreltük. Az első széreléshez képest valamivel a löketet is csökkentettük. Ezzel az volt a célunk, hogy a titántartalmú szemcséket lehetőleg széles sávra széthúzva, a meddő szemcséket minél tökéletesebben kimossuk és az első széreléshez képest jóval kevesebb meddő mellett minél több koncentrátumot nyerjünk ki a középtermékből. A 0,2 mm-re őrlött középterméknél az eredeti lökethosszúságot használtuk, mert a finomabb szemcsenagyságnál ez biztosította a koncentrátumsáv szélesebb kialakulását.

Legjobbnek bizonyult a középtermék újbóli őrlése és szérelése 7 mm lökethosszal (19. táblázat). Ilyen módon olyan TiO₂-kihozatot sikerült elérnünk, mintha az egész ércet szérelés előtt 0,2 mm alá törve dolgoztuk volna fel, viszont csak az ércnek kb. 30%-át kellett gyakorlatilag másodszor őrlni.

Wehrlitdúsítási kísérleteink célja egyrészt ilmenit előállítása, másrészt olyan koncentrátum kinyerése volt, amely Fe-Si-Ti gyártására felhasználható.

20. TÁBLÁZAT

Termék jele	40% TiO_2 -tartalmú frakcióban		30% TiO_2 -tartalmú frakcióban		Dúsítási hatásfok, max.
	TiO_2 kih., %	Súlykih., %	TiO_2 kih., %	Súlykih., %	
Nyers wehrlit, < 0,5 mm	57	10	88	50	60
Izz. wehrlit, < 0,5 mm	30	8	45	18	36
Wehrlit < 0,5 mm, 5 mm löket	30	10	66	35	48
Wehrlit < 0,5 mm, 7 mm löket	47	18	85	43	63
Wehrlit < 0,5 mm, 9 mm löket	44	17	84	44	68
Wehrlit < 0,5 mm, 12 mm löket	19	9	40	22	37
Wehrlit 7 mm löket, 0,2–0,5 mm	57	10	88	50	60
Wehrlit 7 mm löket, 0,1–0,2 mm	70	20	90	34	72
Wehrlit 7 mm löket, 0,1–0,5 mm	30	10	65	42	61
Wehrlit 7 mm löket, < 0,5 mm	47	18	85	43	63
Wehrlit 7 mm löket, < 0,1 mm	10	2	30	8	50
Wehrlit < 0,5 mm, először szérelve, ... 7 mm löket	25	7	80	30	62
Másodszor szérelve, törés nélkül, 5 mm löket	47	15	90	37	72
Másodszor szérelve, törés nélkül, 7 mm löket	25	8	90	37	70
Másodszor szérelve, 0,2 mm alá törve, 7 mm löket	75	20	89	30	74

Az első célnak kb. 40% TiO_2 -tartalmú koncentrátum, a másodiknak 25–30% TiO_2 -tartalmú koncentrátum felel meg. Ezért a szérelési kísérletek eredményeit annak alapján bíráltuk el, hogy a fenti koncentrátumok milyen TiO_2 -kihozattal állíthatók elő. A 20. táblázatban állítottuk össze ezeket az értékelési adatokat. A széreléssel elérhető eredményeket a 29. ábra dúsítási görbéi mutatják.

A fentiek alapján a wehrlit nedves szérelésének munkamenete a következő:

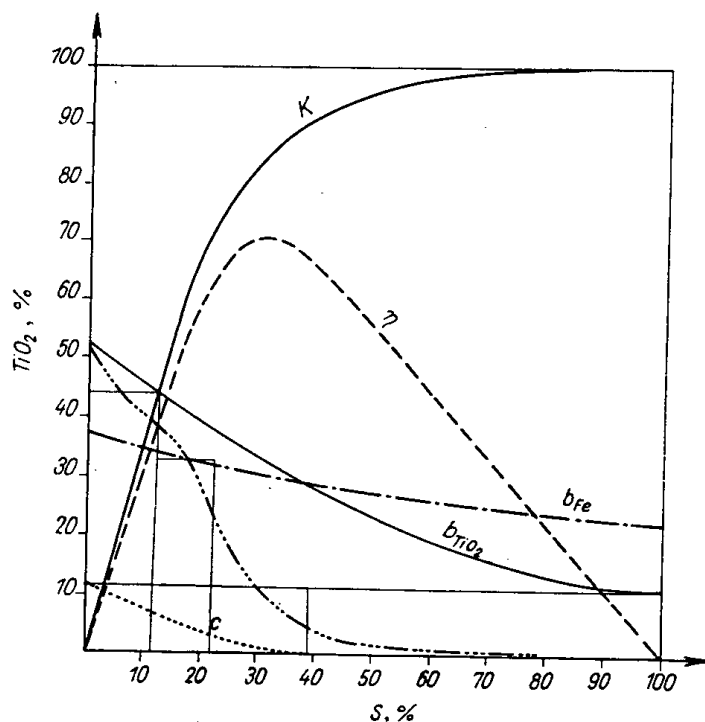
1. A nyers wehrlitérc törése < 0,5 mm szemnagyságra.
2. Az érc nedves szérelése 0,5 mm magas bordájú szérlapon.
3. A 15–35% TiO_2 -tartalmú középtermékek törése 0,2 mm szemnagyságra.
4. A középtermékek újbóli szérelése. A munkamenet törzsfáját a 30. ábra mutatja.

Ezzel az eljárással wehrlitből kinyerhető termékek várható mennyiségét és összetételét a 21. táblázat mutatja.

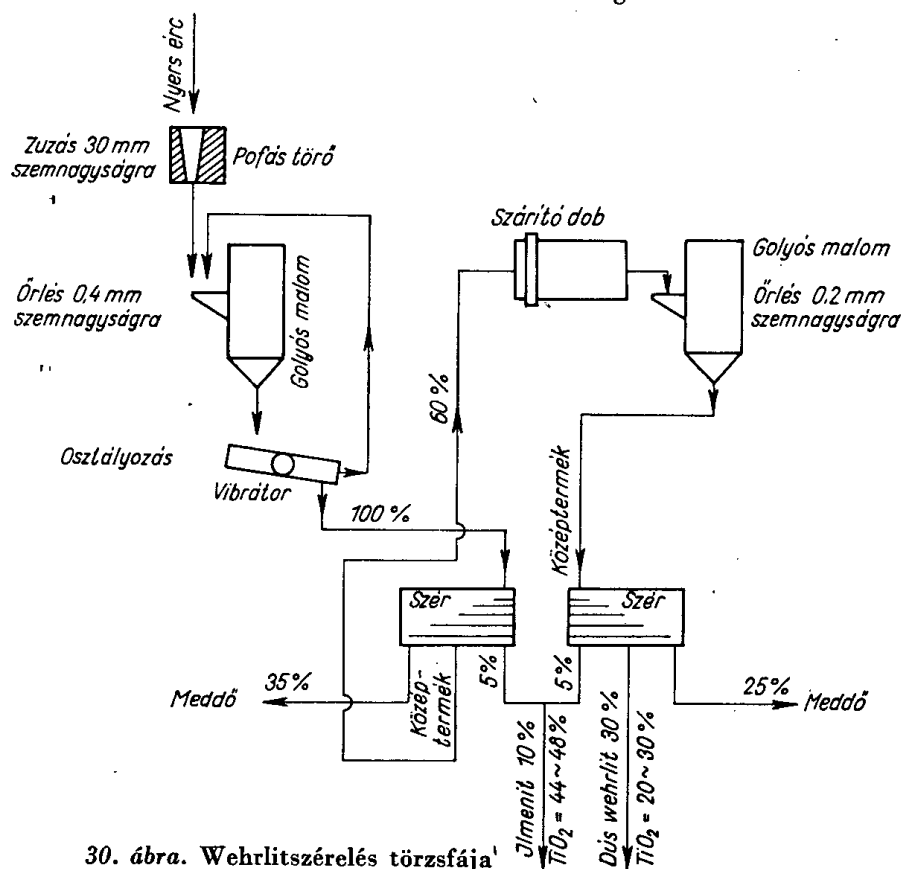
21. TÁBLÁZAT

Wehrlitércből széreléssel kinyerhető termékek

Termék	Súly kihozatt	Összetétel, %			
		TiO_2	Fe	SiO_2	MgO
Ilmenit	20%	40–44	34–35	3–4	3–3,5
Középtermék	20%	20–22	22–25	18–20	8–9
Vasérc	60%	0,6–1	18–20	34–35	10–11



29. ábra. Wehrlitzérelés dúsítási görbéi



30. ábra. Wehrlitzérelés törzsfája

Üzemi kísérletek

A laboratóriumban kidolgozott dúsítási eljárás üzemi kipróbálására az apci Fémtermia Vállalat üzemében 2 db 1,4 m²-es szérlapot állítottunk fel és ezeken feldolgoztunk néhány tonna wehrlitet. A kezdeti beállítási nehézségek után a szérlapok kielégítően működtek, és azokon az első szérelést el lehetett végezni. A helyi adottságok miatt azonban a víznyomás gyakran és nagymértékben változott, ezért a szérelési viszonyok pontos beállítását és nagy tisztaságú koncentrátum előállítását ott nem tudtuk megvalósítani. Az Apcon előszérelt anyagot intézetünkben másodszor széreltük. Előállítottunk 500 kg ilmenitet és kb. 1 t középterméket a következő összetétellel:

	Ilmenit I	Ilmenit II	Középtermék I	Középtermék II	Meddő
TiO ₂	45,20	42,50	34,20	20,81	2,96
SiO ₂	3,80	5,40	10,30	21,50	32,65
FeO	44,82	44,01	43,36	37,35	25,65
Al ₂ O ₃	1,14	0,89	1,14	1,52	2,80
CaO	0,88	1,03	1,47	2,55	4,66
MgO	3,90	5,0	6,90	11,15	11,75
S	0,15	0,04	0,07	0,011	0,035

A wehrlit szérelési termékeinek felhasználása:

1. A 42—45% SiO₂-tartalmú ilmenit-minőséget elektródabevonatokhoz a Csepeli Elektródagyárban, ferrotitángyártásra az apci Fémtermia Vállalatnál, titánfehér előállításra a veszprémi Nehézvegyipari Kutató Intézetben vizsgáltattuk meg. A wehrlitből előállított ilmenit mindhárom célra teljesen egyenértékűnek mutatkozott az importált ilmenittel, sőt ferrotitán- és elektródagyártásához az importálttal szemben külön előnye az, hogy foszfor- és kénzegényebb.

2. A szérelési középtermék a wehrlit TiO₂-tartalmának 35—50%-át tartalmazza, feldolgozására tehát feltétlenül gondolni kell. További dúsítására végeztünk szérelési és flotálási kísérleteket, de ezek nem adtak elég jó ilmenitkihozatait. Ennek a terméknek feldolgozására az elektrokemencében nyersvasra és titánban dús salakra való kohósítás látszik a legmegfelelőbbnek. Egyfázisú ívkemencében végzett kohósítási kísérletnél az alábbi összetételű nyersvasat és salakot gyártottuk a középtermékből:

	Nyersvas %		Salak %
C	3,57	TiO ₂	55,07
Si	1,17	SiO ₂	18,80
Mn	0,30	Al ₂ O ₃	4,85
P	0,06	CaO	2,60
S	0,05	MgO	13,85
Ti	0,88	FeO	2,80
V	0,36	V	0,11

A nyersvas nagyon jó minőségű öntészeti nyersvas. A salak 55% TiO_2 -tartalmánál fogva legalábbis egyenértékű az ilmenittel és TiCl_4 -ra vagy titánfehér festékre dolgozható fel. A TiCl_4 gyártására vonatkozólag a Fémipari Kutató Intézetben végeztek kísérleteket. Ezek szerint a salak jól klórozható, a termelt TiCl_4 olyan tiszta, hogy fémtitán gyártására alkalmas.

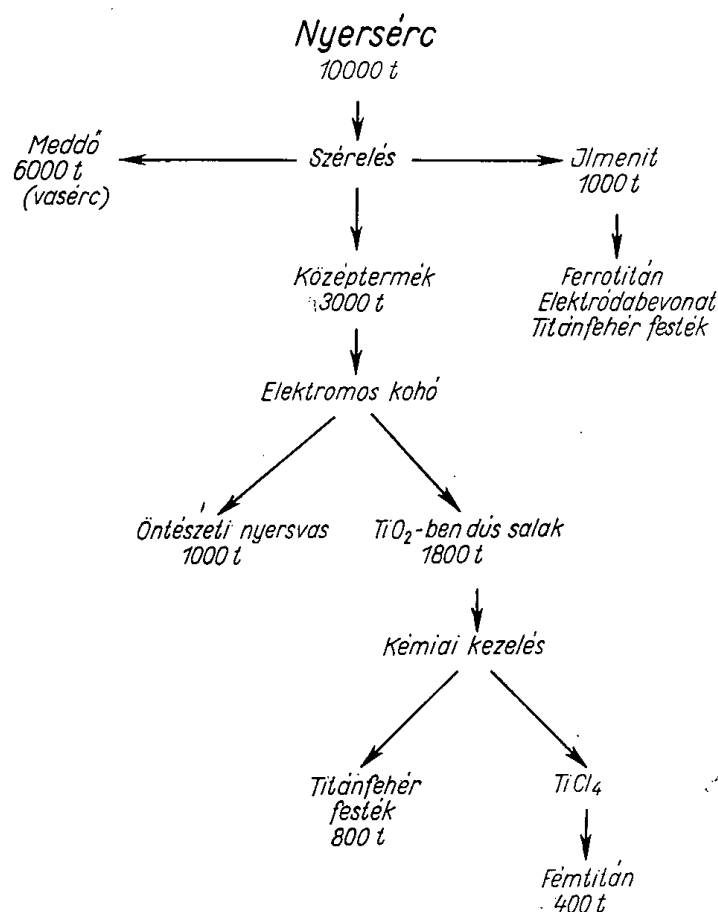
A középtermékből ezenkívül még 18–20% Ti- és 10–15% Si-tartalmú szilikotitán is gyártható, amit dezoxidálási célra az acélgégyártásnál lehet hasznosítani.

ÖSSZEFOGLALÁS

Megállapítottuk, hogy a wehrlit TiO_2 -tartalma ilmenit alakban fordul elő az ércben. Eljárást dolgoztunk ki az ilmenit kinyerésére. Eljárásunk az ilmenit és egyéb ásványok közötti nagy fajsúlykülönbségen alapul. Nedves széken a wehrlitből háromféle termék állítható elő: ilmenit, TiO_2 -dús középtermék és titánszegény meddő, amely kb. 20% Fe-t tartalmaz, tehát mint gyenge minőségű vasérc értékesíthető. A középtermékből nyersvasat és olyan titán-salakot lehet előállítani, amely ismert eljárásokkal festékre vagy titáنتetrakloridon keresztül fémtitánra feldolgozható.

A hazai ilmenitszükséglet jelenleg évenként kb. 500 t, ami várhatóan 1000 t-ra fog emelkedni. Évi 1000 t ilmenit előállításához kísérleteink alapján 10 000 t wehrlit szükséges, és így a jelenleg megállapított 400 000 t ércvagyron 40 évre fedezi szükségletünket.

Évi 1000 t ilmenit előállításának törzsfáját a 31. ábra mutatja.



31. ábra. Évi 1000 t ilmenit előállítási törzsfája

FERROÖTVÖZETEK GYÁRTÁSA

DR. VISNYOVSKY LÁSZLÓ és HOLLÓ TIBORNÉ
a műszaki tudományok kandidátusa

DK 669.162.275.12.046.54

Az acélgártás nélkülözhetetlen segédelemeit, a ferroötvözeteket, legnagyobbbrészt külföldről szerezzük be. A hazai gártás megfelelő ferroötvözet-gyártó elektrokemencék hiányában egyelőre csak metallotermikus úton való-sítható meg. Ilyen megoldáshoz kidolgoztuk az automataacélok gártásához szükséges vasszegény mangánszulfid előállítását, a ferromolibdén gártását közvetlenül molibdénszulfidból, és ferrobór gártását.

1. Mangánszulfid előállítása

Az ötvözésre való mangánszulfid összetételére nézve nem ismerünk pon-tos előírásokat. Ózdon 1939-ben külföldről beszerzett mangánszulfidot hasz-náltak, amelynek összetétele a következő volt:

Mn%	S%	C%	Fe%
59,6	22,5	7,51	17,9

Ezt az anyagot brikettálva szállították, C-tartalma valószínűleg a kötő-anyagból származott.

A mangánszulfid előállítására többféle lehetőség van:

1. Mangánércből és piritből gártható alumino-termikusan külső hevítés nélkül. Az alumíniumot részben ferroszilícium helyettesítheti.
2. Mangánércből és piritből előállítható tisztán ferroszilíciumos reduk-cióval; a reakció csak előmelegítés után folyik le.
3. Ferromangánból és piritből elektrokemencében való olvasztással.
4. Kisebb mennyiségek gártására megfelel ferromangán és kén össze-olvasztása.

Az első két változatot, tehát a metallotermikus eljárásokat dolgoztuk ki. Ezeknél a mangánérc mangántartalma és a pirit kéntartalma a reakció folya-mán mangánszulfidot alkot, a keverék egyéb fémtartalma pedig szilikoman-gánná redukálódik. A keverék többi része szilikátsalakká olvad meg. Tehát az alumínotermikus reakcióval háromféle terméket kapunk: fémet, szulfidsalakot és szilikátsalakot. Helyesen vezetett reakció és lassú lehűtés után a három ter-

mék tökéletesen elkülönül egymástól: alul helyezkedik el a fém, erre rátapadva a szulfidsalak és legfelül a szilikátsalak.

A mangánszulfid előállítására irányuló laboratóriumi kísérleteket bázisos béléssű üstben végeztük. Az olvasztáshoz felhasznált anyagok:

oxidos úrkúti mosott mangánérc (Mn-tartalom kb. 35%),
pirit (S-tartalom 40%),
alumíniumdara 0,5 mm alatti szemnagyságban,
75%-os FeSi.

A kísérleti olvasztások elegyösszetételét és eredményeit a 22. táblázat tartalmazza. A kapott mangánszulfid összetétele jobb, mint az előzőekben emlí-

22. TÁBLÁZAT

Mangánszulfidgyártási kísérletek eredményei

Betét összetétele, %	Termékek	Termékek összetétele, %				
		Mn	S	Fe	Si	SiO ₂
23,0% pirit	Fém	23,69	0,34		9,10	
58,5% mangánérc	Szulfidsalak	55,47	32,60	1,39		0,10
18,5% alumíniumdara ...	Szilikátsalak	7,66	2,84	0,78		8,50
21,2% pirit	Fém	3,37	0,47		4,01	
52,6% mangánérc	Szulfidsalak	43,89	29,10	6,49		2,43
18,1% alumíniumdara ...	Szilikátsalak	17,5	5,43			9,77
8,1% mész						
19,4% pirit	Fém	2,28	0,40		0,84	
48,6% mangánérc	Szulfidsalak	53,26	28,40	2,93		0,57
16,5% alumíniumdara ...	Szilikátsalak	9,6	1,57	0,75		
15,5% mész						
21,7% pirit	Fém	14,0	0,03		23,10	
54,4% mangánérc	Szulfidsalak	51,78	30,50	2,43		1,90
8,7% alumínium	Szilikátsalak	15,8	5,5	1,04		25,40
15,2% 75%-os FeSi						
22,2% pirit	Fém	13,39	0,03		19,98	
55,1% mangánérc	Szulfidsalak	55,62	32,20	1,61		1,40
11,8% alumíniumdara ...	Szilikátsalak	9,47	1,50	0,69		32,20
10,9% 75%-os FeSi						
22,4% pirit	Fém	2,76	0,10		20,70	
56,2% mangánérc	Szulfidsalak	22,86	12,3	21,36		
20,2% 75%-os FeSi	Szilikátsalak	14,83	2,5	5,38		44,0
1,2% mész						

tett külföldi mangánszulfidé. A mangán—kén arány megközelíti az elméleti értéket, és vastartalma alacsony, ami a felhasználás szempontjából előnyös.

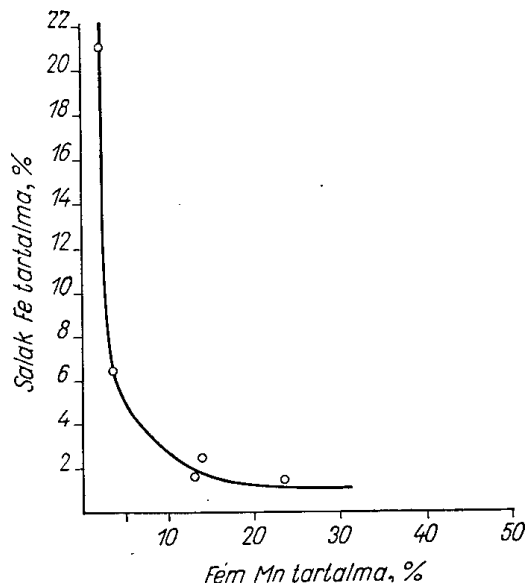
A mangánszulfid-kihozatal attól függ, hogy a reakciótermékek milyen élesen válnak szét. Kis mennyiségű kísérleti olvasztásainknál természetesen nem kaptunk jó kihozati értékeket, de megállapíthattuk a következőket:

Az aluminotermikus reakció hevességének csökkentésére hozzáadott mészkedvezőtlenül befolyásolta a salakok szétválását; a szulfidsalak oldódott

a bázisos szilikátsalakban. A kétféle salak különválásának feltétele, hogy a szilikátsalak savanyú legyen, tehát a

$$p = \frac{\text{CaO}}{\text{SiO}_2} \leq 0,5.$$

A tisztán alumíniummal végzett redukció azonban nagyon költséges, mert az alumíniumdrága. Ezért a további kísérletek folyamán az alumíniumot részben 75%-os FeSi-val helyettesítettük. Ekkor szintén nagyon jó



32. ábra. A fém mangántartalmának és a szulfidsalak vastartalmának összefüggése metallo-termikus mangánszulfidgyártásnál

összetételű mangánszulfidot és melléktermékként szilikomangánt kaptunk, amely az acélgyártásnál szintén jól felhasználható.

A tiszta ferroszilíciumos redukció folyamán elégtelenül redukált, nagy vastartalmú szulfidsalak képződött. Ez annak tulajdonítható, hogy a keveréket nem sikerült megfelelő módon előmelegíteni, és így a reakció csak részben folyt le. A ferroszilíciumos redukciót ipari méretekben elektrokemencében ajánlatos végezni, ahol a kellő előmelegítés, illetve túlhevítés biztosítható.

A táblázat adataiból azt is leolvashatjuk, hogy vasszegény mangánszulfid képződésének feltétele az, hogy a fém mangántartalma legalább 15–20% legyen. A 32. ábra mutatja a kísérleti olvasztások adatai alapján megállapított összefüggést a szulfidsalak vastartalma és a fém mangántartalma között.

A laboratóriumi kísérletek alapján ipari méretű mangánszulfidgyártási kísérletet végeztünk a Borsodnádasdi Lemezgyár 2 tonnás elektrokemencéjében. A kísérleti adag összetétele

66,4% mangániszap,
20,5% pirit,
13,1% FeSi.

Összsúlya 1200 kg. A redukció befejeződése után az adagot kokillába öntöttük és megdermedés után szétválogattuk. Kb. 500 kg mangánszulfid képződött. A termékek összetétele:

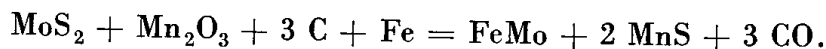
Fém		Szulfidsalak		Szilikátsalak
Mn	3,40	Mn	43,40	8,70—12,80
S	0,92	S	29,42	2,98—6,16
Si	3,18	Fe	1,15	1,0—8,75
C	0,64	SiO ₂	3,74	29,2—42,8

A mangánszulfidot a Csepeli Acélmű közlése szerint automataacél ötvöztetéséhez jól fel lehetett használni.

2. Ferromolibdén előállítása közvetlenül MoS₂-ből

A 40—75% Mo-tartalmú ferromolibdént MoS₂-ből vagy MoO₃-ból lehet előállítani. Az MoO₃-at szintén MoS₂-ből állítják elő pörköléssel. A pörkölés folyamán mindig elég nagy a molibdénveszteség, ami — minthogy a Mo-érc ára magas — befolyásolja a gyártás önköltségét. Ezért kidolgoztuk a közvetlenül MoS₂-ből történő FeMo-gyártást, mégpedig elektrotermikusan és aluminotermikusan. Mindkét eljárás melléktermékeként mangánszulfidot is képeztünk mangánérc hozzáadásával, ugyanis mangánnal kötöttük le a MoS₂ kéntartalmát.

A mangánszulfidképzéssel történő elektrotermikus FeMo-gyártás reakcióegyenlete a következő alakban írható:



A reakció 1100 C°-on már végbemegy, de gyakorlatilag olyan hőmérsékletet kell fenntartani, amelyen a reakciótermékek megolvadnak és elkülönülnek egymástól (pl. 1500 C°). A reakció termékei: a FeMo-fém, a mangánszulfidsalak és az egyéb meddő alkotókat tartalmazó szilikátsalak. Ezek 1500 C°-on ugyanúgy rétegződnek, mint az előzőekben ismertetett mangánszulfid előállítása folyamán.

Laboratóriumi kísérleteink során néhány tájékoztató kísérletet végeztünk tisztán aluminotermikus előállításra is mangánérc adagolása nélkül. Ezeknél azonban nem kaptunk elég dús Mo-tartalmú fémeket. Az elektrotermikus kísérleteket 2 kg-os egyfázisú ívkemencében végeztük, az aluminotermikus kísérleteket 2 kg-os grafittegelyben. Kísérleti eredményeinket a 23. táblázat tartalmazza. Ezekből megállapítható, hogy az elektrotermikus redukcióval 40—60% Mo-tartalmú FeMo-t elő lehet állítani.

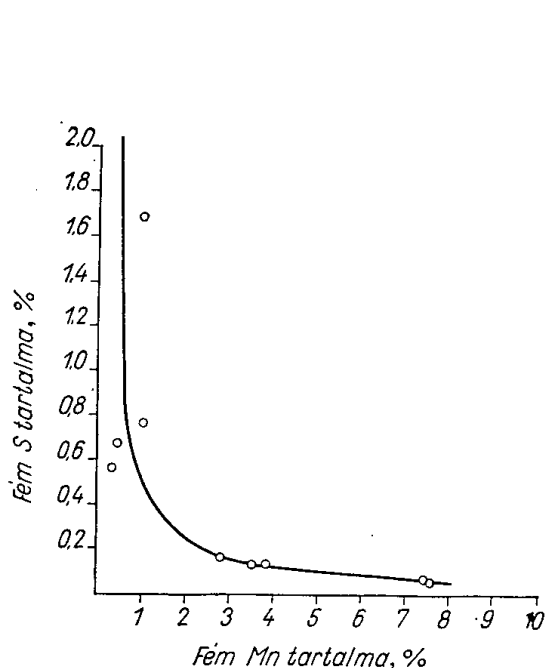
A nemzetközi szabványelírások szerint a MoO₃-ból előállított FeMo 60% Mo-en kívül legfeljebb 1,3% Si-t, 0,1% S-t, 1—2% C-t és kb. 0,1% Mn-t tartalmazhat. A C-tartalom fent megadott értékét elektrotermikus előállítással el lehet érni. A Mn- és S-tartalom a táblázat adatai szerint annyiban függ össze egymással, hogy 0,1%-nál kisebb kéntartalmat csak nagy, min. 5%-os

23. TÁBLÁZAT
Közvetlenül MoS₂-ből végzett FeMo-gyártás kísérleti eredményei

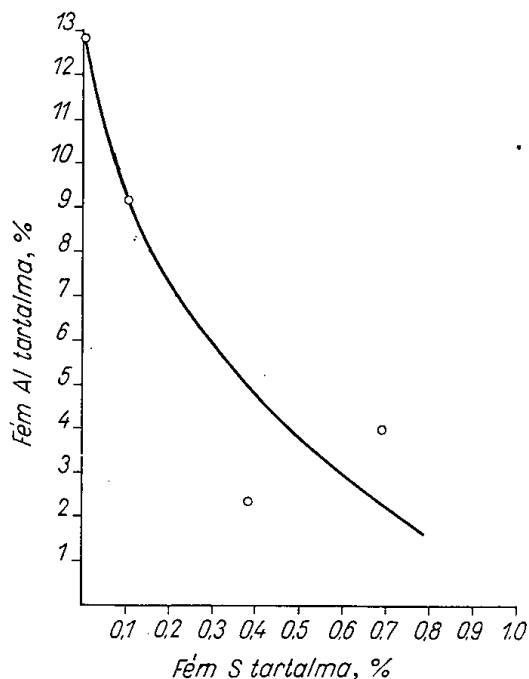
Betét összetétele, %	Kapott fém összetétele					
	Mo	Al	Si	C	S	Mn
59,0% karb. mangánérc 27,2% MoS ₂ 13,8% faszén	56			2,2	1,6	0,43
21,7% MoS ₂ 65,1% mangániszap 13,2% faszén				2,64	0,17	2,8
22,7 kg MoS ₂ 59,0% mangániszap 13,6% faszén 4,7% mész			4,30	2,74	0,08	7,45
23,8% MoS ₂ 62,0% mangániszap 14,2% faszén	34,08		4,65	2,94	0,044	7,53
24,5% MoS ₂ 49,0% karb. mangánérc 16,3% mangánérc (oxidos) 10,2% faszén			4,88	2,62	0,128	3,52
22,7% MoS ₂ 45,5% mangániszap 13,6% oxidos mangánérc 11,4% faszén 6,8% mész			0,07	2,00	0,57	0,31
24,6% MoS ₂ 48,8% mangániszap 14,6% oxidos mangánérc 12,0% faszén	41,66		0,09	1,34	0,77	1,02
26,0% MoS ₂ 18,2% mangániszap 5,2% vörösiszap 6,3% faszén 36,4% oxidos mangánérc 7,9% mész			0,07	1,45	1,64	1,02
24,7% MoS ₂ 17,3% mangániszap 5,0% vörösiszap 10,9% faszén 34,6% oxidos mangánérc 7,5% mész			0,87	3,94	0,13	3,78
26,4% MoS ₂ 25,5% mangániszap 7,8% vörösiszap 33,3% oxidos mangánérc 7,0% koks, faszén	59,54			2,49	7,50	
31,2% MoS ₂ 40,6% oxidos mangánérc 16,8% alumíniumdara 11,4% reve		12,85	3,96		0,07	
29,9% MoS ₂ 53,6% oxidos mangánérc 16,5% alumíniumdara		9,15	2,92		0,11	

Mn-tartalom esetén lehet elérni. (33. ábra). Hasonló összefüggést találtunk aluminotermikus előállítás esetén a ferromolibdén Al- és S-tartalma között (34. ábra).

Minthogy az ötvözött acélok rendszerint kevés Mo-t tartalmaznak, az ötvözésre használt ferromolibdén Mn-, Al-, S- és C-tartalma rendszerint nem zavar, mert a Mo már közvetlenül a beolvadás után ötvözhető az acélfürdőbe.



33. ábra. Elektrotermikusan gyártott FeMo Mn- és S-tartalmának összefüggése



34. ábra. Aluminotermikusan gyártott FeMo Al- és S-tartalma közti összefüggés

Az elektrotermikus eljárást, amely a laboratóriumi kísérletek alapján a legjobbnak bizonyult, a Lenin Kohászati Műveknél 3 tonnás elektrokemencében és a Csepeli Acélműben szintén 3 tonnás elektrokemencében üzemileg is kipróbáltuk. Az első esetben 450 kg, a második esetben 740 kg FeMo-t gyártottunk. A kísérletek adatai:

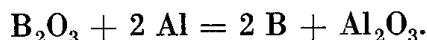
Lenin Koh. Művek		Csepeli Acélmű	
Betét	FeMo	Betét	FeMo
összetétele		összetétele	
39% MoS ₂	41,92% Mo	37,4% MoS ₂	52% Mo
18,4% Mn-izap	0,97% C	43,2% Mn-érc	0,60% C
11,8% vörösiszap	0,03% Si	19,4% szénpor	0,15% Si
30,8% koks	0,14% Mn		1,50% Mn
	2,24% S		0,38% S

Az üzem közlése szerint a gyártott FeMo-t molibdénnel gyengén ötvözött acélok gyártására jól felhasználhatták.

3. Ferrobór gyártása aluminotermikus és karbonredukciós eljárással

Az acélok bórral való ötvözéséhez leginkább ferrobórt használnak. A ferrobór előállítása bórvegyületek (pl. bórax $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7 \cdot 10 \text{H}_2\text{O}$, vagy colemanit $\text{Ca}_2\text{B}_6\text{O}_{11} \cdot 6 \text{H}_2\text{O}$) redukációjával történik. A termodinamikai normálpotenciálok vizsgálatából kitűnik, hogy a bóroxid elemi bórrá magnéziummal vagy alumíniummal redukálható. A karbonnal való redukció 1880°C felett következik be.

Aluminotermikus redukciónál a bóroxid redukálásának vegyi folyamata az alábbi egyenlettel fejezhető ki:



Ferrobór előállításakor a bórvegyületet revével keverve redukálják. A redukció folyamán az elemi bór, illetve a ferrobór mellett mindig keletkezik alumíniumborid is, ezért a ferrobór mindig tartalmaz több-kevesebb alumíniumot.

Laboratóriumi kísérleteink folyamán bóraxból és colemanitból készítettünk ferrobórt. Mindkét vegyület nagyobb mennyiségű kristályvizet tartalmaz. Ezt az aluminotermikus redukció előtt izzítással el kell távolítani, mert különben fröcsögést okoz, sőt esetleg a vízgőzből hidrogén fejlődhet, ami robbanást is okozhat. A bórax víztelenítésére 300°C , a colemanit víztelenítésére kb. 700°C hőmérséklet szükséges. A bórax kiizzítása közben erősen megduzzad; víztelenítés után a B-tartalma kb. 20%. A vízmentes bórax megőrölve finom, könnyű por, amelyből az aluminotermikus reakciónál nagy elporlási veszteség keletkezhet.

Tapasztalataink szerint könnyebben kezelhető a colemanit; ez vízmentesen kb. 15% B-t tartalmaz. Az aluminotermikus reakció sima lefolyásához az szükséges, hogy a betét finomszemcsés legyen, és így a colemanitnál is fel lép bizonyos elporzási veszteség.

Első kísérleteink folyamán a fenti megfontolások alapján revéből, alumíniumból és colemanitból álló betétet dolgoztunk fel. Jellemző betétösszetétel pl.

25% colemanit,
50% reve,
25% alumíniumdara.

Ezzel az összetétellel 5—6% B- és 13—15% Al-tartalmú ferrobórt állítottunk elő. A reakció azonban nagyon heves volt, ami egyrészt nagymértékű fröcsögést, másrészt bórelgőzölgést okoz. Ezért a hőfejlődés csökkentésére a reve egy részét fémvassal (szegnyiradékkal) helyettesítettük. Így a következő betéttel dolgoztunk:

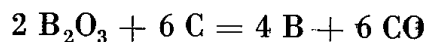
20% colemanit,
10% szegnyiradék,
45% reve,
25% alumíniumdara.

A reakció így egyenletesebben, kevésbé robbanásszerűen folyt le. A gyártott ferrobór B-tartalma 1—6% között, Al-tartalma 1—20% között változott.

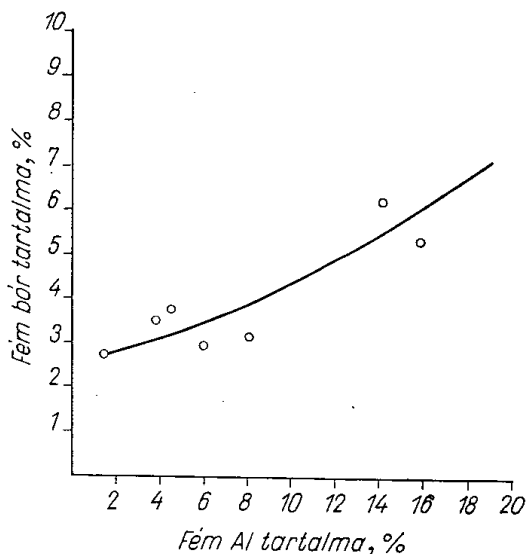
A ferrobór alumínium- és bórtartalma között bizonyos összefüggés állapítható meg (35. ábra). A B-tartalom növekedésével az ötvözet Al-tartalma is erősen nő, tehát nagyobb (5—6%) B-tartalmú ferrobórt csak nagy (12—18%)

Al-tartalommal lehet gyártani. Alumíniumszegény ferrobórt max. 3% B-tartalommal tudtunk előállítani.

Karbonredukcióval is állítottunk elő ferrobórt. Mint említettük, a



reakció lefolyásához kb. 1880 C°-nál nagyobb hőmérséklet szükséges, és feltételezik, hogy a redukció folyamán elsősorban bórkarbidok képződnek. A karbonredukciós folyamatokat aknáskemencében is el lehet végezni. A bór redukció-



35. ábra. Aluminotermikusan gyártott FeB B- és Al-tartalma közti összefüggés

jához szükséges nagy hőmérséklet azonban meleg levegő fújtatásával nem érhető el, ezért a ferrobórt tiszta oxigénnel fújtatott laboratóriumi kohóban állítottuk elő. A jelek szerint a redukció folyamán kb. 2500 C° hőmérséklet keletkezett, mert a salakalkotók elgőzölögtek és az olvasztás eredményeképpen csak fémet kaptunk. Két kísérlet folyamán az alábbi összetételű ferrobórt gyártottuk:

	I	II
B	1,05%	6,67%
Si	3,40%	2,20%
C	2,76%	1,06%

Figyelemre méltó, hogy úgy látszik az oxigénes olvasztás hőmérsékletén nem képződnek bórkarbidok, sőt a bór a Si-hoz hasonlóan lényegesen csökkenti a vaskarbid mennyiségét. A karbonredukciós eljárás előnye lehet, hogy a gyártott ferrobór alumíniummentes.

ÖSSZEFOGLALÁS

A fenti tárgykörben több éves kutatásaink során megoldottuk az alumíniumszegény ferrobór gyártását, ferromolibdén előállítását közvetlenül molibdenitből és mangánszulfid előállítását magnánérchől vagy ferromangánból. A ferroötvözetek előállítására metallotermikus és elektrotermikus eljárást alkalmaztunk.

A NYERSVAS ELŐFRISSÍTÉSE MARTINACÉL-GYÁRTÁSHOZ (KONDITIONÁLÁS)

DR. VISNYOVSKY LÁSZLÓ

a műszaki tudományok kandidátusa

DK 669.162.046.54

Acélgyártásnál mindinkább jelentkezik az ócskavashiány és ezért a martinkemencékben csaknem mindenütt kénytelenek a betét nyersvasmennységet növelni. Martinkemencéink sokszor 60—70%-os nyersvas-betéttel dolgoznak, viszont 50%-nál több nyersvasnál már határozottan jelentkezik a martinkemence termelékenységének csökkenése, sőt sokszor az acél minőségének romlása is. A nagy nyersvas-betét üzemi és metallurgiai nehézségeket okoz, amit elsősorban a nyersvas által bevitt nem fémes alkotóknak (Si, P, S stb.) eltávolítása idéz elő. Az ilyen módon fellépő metallurgiai túlterhelésen kívül még további gondot okoz a nyersvas Si-tartalmának kiégéséből keletkező nagy salakmenyiség eltávolítása. A helyzetet súlyosbítja, hogy a nagyolvasztók is egyre gyengébb minőségű koksszal dolgoznak, és így nem tudják az acélmű által kért nyersvasminőséget állandóan biztosítani. Ez nemcsak nálunk van így, hanem másutt is, és minthogy a nyersvasminőség kérdését magában a nagyolvasztóban nem mindig sikerül megoldani, sokfelé foglalkoznak azzal a kérdéssel, hogy a lecsapolt nyersvasat még a martinkemencébe való beöntés előtt úgy előfrissítsék, kondicionálják, hogy a martinkemence tehermentesüljön bizonyos metallurgiai munkától, pl. szilícium csökkentéstől, kéntelenítéstől stb., továbbá a feleslegesen sok salaktól.

A nyersvas előfrissítésének célja elsősorban a nyersvas Si-tartalmának messzemenő csökkentése, továbbá a kéntelenítés és esetleg hőmérsékletének emelése.

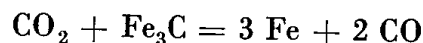
Sajnos, a szilícium csökkentés és kéntelenítés metallurgiai feltételei nagyon eltérőek. A kéntelenítéshez redukáló körülmények és bázisos salak kell, a szilícium csökkentés viszont csak oxidálással mehet végbe, amikor is savanyú salak keletkezik. Éppen ezért ezt a két műveletet egy időben nemigen lehet elvégezni.

Kísérleteink elsősorban a nyersvas előfrissítésére, szilícium csökkentésére vonatkoztak. Az üzemek azt kívánnák elérni, hogy az előfrissítés folyamata alatt a nyersvas C-, Si- és Mn-tartalma 45—50%-kal csökkenjen, vagyis a nyersvas összetétele martinkemencébe való beöntéskor kb. a következő legyen:

C	2,3%
Si	0,2%
Mn	1,3%

Minthogy levegővel vagy ércel való frissítésnél termodinamikai okok miatt először a Si, majd a Mn oxidálódik és a C csak ezek után tud kiégni, nem remélhető, hogy fenti nyersvasösszetételt a szokásos frissítő eljárásokkal be lehessen állítani. Ez csak úgy volna elérhető, ha a nyersvasnak a felét kb. 0,1% C-, 0,01% Si- és 0,1% Mn-tartalomig, vagyis acéllá fűjtenánk le, és hozzáöntenénk a maradék nyersvashoz. Ez azonban nem előfrissítés, hanem duplex acélgyártás, amihez teljes konverterüzem szükséges.

A C-nak a Si és Mn előtt való kiégetésére elméletileg akkor van lehetőség, ha a frissítést oxigén (levegő vagy érc) helyett CO₂-vel (füstgáz) végezzük. Ilyenkor először a nyersvas C-tartalmának kell kiégnie a



folyamatnak megfelelően. CO₂-atmoszférában a Si és Mn oxidációja csak akkor következik be, ha a nyersvas C-tartalma már lényegesen csökkent. A CO₂-vel való frissítési lehetőség kivizsgálására kísérleteket végeztünk, és ezek igazolni látszanak az elméletet. 8 kg-os indukciós kemencében megolvasztott nyersvasra 1/8''-os csövön át palackból tiszta CO₂-t fűjtattunk, miközben a nyersvas hőmérsékletét 1220°-on tartottuk. A fűjtatás 50 percig tartott és 10 percenként elemzési próbákat vettünk. Eredmények:

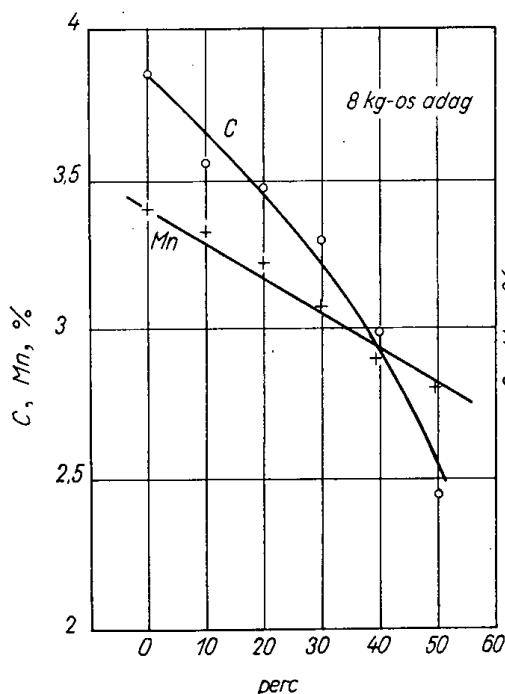
	C%	Mn%	Si%
Nyersvasösszetétel a beolvadáskor	3,85	3,40	0,55
10 perc múlva	3,57	3,32	—
20 perc múlva	3,47	3,17	—
30 perc múlva	3,30	3,08	—
40 perc múlva	2,99	2,90	—
50 perc múlva	2,43	2,80	0,27

A kísérletet 50 kg-os indukciós kemencében megismételtük :

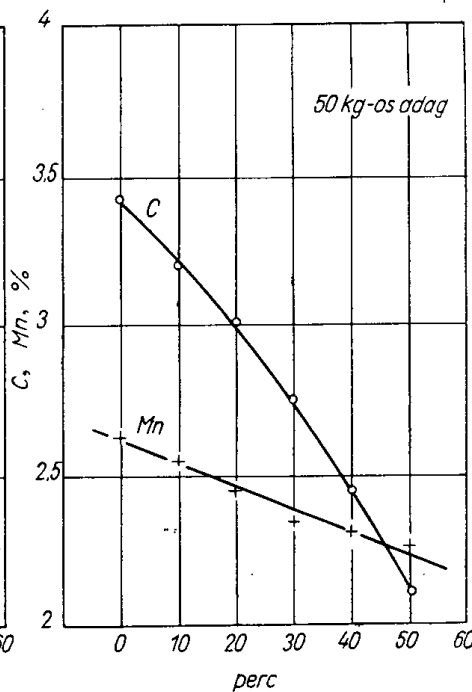
	C%	Mn%	
Nyersvasösszetétel a beolvadáskor	3,42	2,62	
10 perc múlva	3,20	2,57	
20 perc múlva	3,00	2,45	
30 perc múlva	2,75	2,35	
40 perc múlva	2,45	2,30	
50 perc múlva	2,10	2,27	

Mindkét kísérletnél a C kiégetése sokkal gyorsabb, mint a Mn-é és a Si-é. Az adott viszonyok között a C-nak 37—38%-a, a Mn-nak pedig csak 17%-a égett ki (36. és 37. ábra).

A CO₂ bontásának reakciója endoterm folyamat, ezért frissítés közben a nyersvasat melegíteni kell, amit a kísérleteknél indukciós árammal végeztünk. A gyakorlatban úgy lehet megoldani a melegítést, hogy a frissítést nem tiszta CO₂-vel, hanem néhány százalék oxigént is tartalmazó füstgázzal végezzük.



36. ábra. C- és Mn-kiégés CO_2 -vel való frissítésnél (8 kg-os adag)

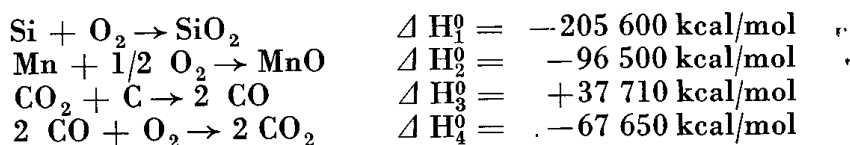


37. ábra. C- és Mn-kiégés CO_2 -vel való frissítésnél (50 kg-os adag)

Ilyenkor a füstgáz oxigéntartalma a Si-t és Mn-t oxidálja, a CO_2 pedig a C-t, és minthogy a Si és Mn oxidációja exoterm folyamat, ez fedezheti a CO_2 -bontás hőszükségletét, sőt megfelelő beállításnál a nyersvas hőmérsékletét is emelheti.

Erre vonatkozólag kísérleteket nem tudtunk végezni, az alábbi elméleti számítások szerint azonban a hőmérséklet emelésére is megvan a lehetőség.

Frissítés közben az alábbi folyamatok játszódnak le:



A reakcióhőket átszámítva $1220^\circ \text{C} = 1493 \text{ K}^\circ$ -ra, a $\Delta H_{1493} = \Delta H^0 + \int_{298}^{1493} \Delta C_p dT$ képlet alapján

$$\begin{array}{l}
 \Delta H_1 = -204\,100 \text{ kcal/mol} \\
 \Delta H_2 = -88\,820 \text{ kcal/mol} \\
 \Delta H_3 = +42\,100 \text{ kcal/mol} \\
 \Delta H_4 = -64\,450 \text{ kcal/mol}
 \end{array}$$

A frissítéshez célszerűen a nagyolvasztók léghevítőinek kénmentes füstgázát lehet felhasználni. Ennek összetétele Ózdton pl. $\text{CO}_2 = 18\%$, $\text{O}_2 = 6\%$, $\text{N}_2 = 76\%$. Ha 1 t nyersvasra percenként $12,5 \text{ m}^3$ füstgázt fúvatunk, és fel-

tételezzük, hogy az oxigén a Si-t és Mn-t, a CO_2 pedig a C-t égeti ki, a nyersvas összetételének változása:

$$\text{Si-kiégés} = 12,5 \cdot 0,06 \cdot 1,25 = 0,94 \text{ kg/min}$$

$$\Delta H_1 = \frac{204\,100}{28} \cdot 0,94 = -6850 \text{ kcal.}$$

$$\text{C-kiégés} = 12,5 \cdot 0,18 \cdot 0,535 = 1,2 \text{ kg/min.}$$

$$\Delta H_3 = \frac{32\,100}{12} \cdot 1,2 = +3200 \text{ kcal.}$$

Képződik $4,5 \text{ m}^3 \text{ CO}$, amelynek eléégésénél

$$\Delta H_4 = \frac{64\,450}{22,41} \cdot 4,5 = -13\,000 \text{ kcal keletkezik.}$$

Füstgázmenynyiség: $12,5 \cdot 2,25 = 14,75 \text{ Nm}^3/\text{t}$ nyersvas. Ha a füstgáz 1200°C -kal távozik, az elvitt hőmennyiség

$$Q = 14,75 \cdot 440 = 6500 \text{ kcal}$$

Hőmérleg

Hőbevétel	— 6 850 kcal	hőkiadás	3200
	—13 000 kcal		6500
	—19 850 kcal		+9700

Hőfelesleg $-19\,850 + 9700 = -10\,150 \text{ kcal/t}$ nyersvas. A hőfeleslegnek megfelelően a nyersvas hőmérséklete

$$t = \frac{10\,150}{1000 \cdot 0,17} = 60^\circ\text{C-kal nő.}$$

Ha a nyersvas eredetileg $3,8\%$ C-t, $0,7\%$ Si-t és $2,2\%$ Mn-t tartalmazott, 5 percig tartó fenti összetételű és mennyiségű füstgázzal való fűjtatás után összetétele a következő lesz, ha feltételezzük, hogy a füstgáz oxigéntartalmának 80% -a a Si-t, 20% -a a Mn-t oxidálja:

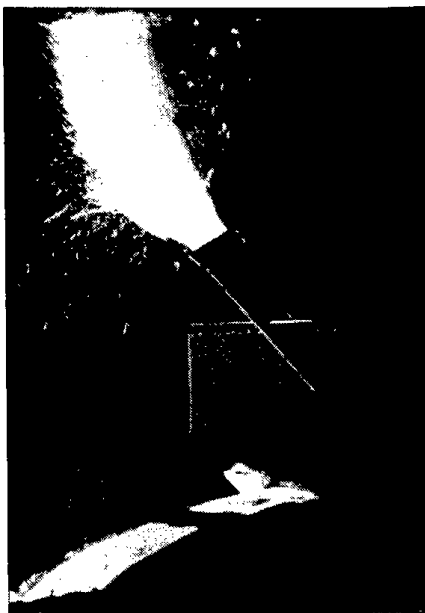
$$\begin{aligned} \text{C} &= 3,2\% \\ \text{Si} &= 0,42\% \\ \text{Mn} &= 1,84\%. \end{aligned}$$

A hőmérséklet emelkedése 59°C .

Az elemek kiégése meggyorsítható és tetszés szerint leállítható, ha füstgáz helyett tiszta szénsav-oxigén keverékkel frissítünk.

A nyersvas előfrissítése, bármilyen módon történjen is, mindig külön berendezést igényel, amelyet meglevő üzemeknél nehezen lehet a nagyolvasztó és az célmű közé beiktatni. A gyakorlati megoldások leginkább arra irányulnak, hogy a műveletet nyersvascsapolás közben a csatornában vagy a nyersvasüstben végezzék el.

Mi a nyersvascsatornában igyekeztünk a frissítési lehetőséget biztosítani. Az általunk kidolgozott előfrissítő berendezés hasonló egy oldalfúvású konverterhez, de nem buktatható, fixen be van építve a nagyolvasztó öntőcsarnokának nyersvascsatornájába, és csapoláskor folyamatosan folyik át rajta a nyersvas, miközben oldalsó fúvókákon át levegőt vagy füstgázt fújtatunk a nyersvasfürdő szintje alá. A kísérleti berendezést Ózdon állítottuk fel és úgy méreteztük, hogy átfolyás közben egyszerre 4 t nyersvas tartózkodjon benne 3—4 percig. Ez alatt az idő alatt annyi levegőt fújtatunk át rajta, mint amennyi egy normális, 4 tonnás, oldalfúvású konverterhez szükséges. A levegő a nagyolvasztó hideg fúvólevegője volt. Füstgázzal való frissítésre sajnos



38. ábra. 4 t-s átfolyókonverter előfrissítés közben, a C-begyulása után

nem került sor, mert nem állt rendelkezésünkre megfelelő fúvógép, amivel a léghevítők kénmentes füstgázait befújtathattuk volna a berendezésbe.

Kísérleteink alatt a levegő frissítő hatása ugyanaz volt, mint ami a konverternél 3—4 perc alatt bekövetkezik, azzal a különbséggel, hogy amikor rendszerint a csapolás második felében a nagyolvasztóból kifolyó nyersvas hőmérséklete elérte az 1350° -ot, a C még a Si kiégése előtt begyulladt. Ennél a berendezésnél megvan a lehetőség arra, hogy a csapolás végén a berendezésben visszamaradt kb. 4 t nyersvasat 0,1% C-ig, tehát acéllá fújtassuk le, és ezt hozzácsapoljuk a már előfrissített nyersvashoz.

Egy-egy nyersvascsapolás Ózdon 25—30 t volt, ez a mennyiség 15—25 perc alatt folyt ki a kohóból. A frissítési kísérleteknél háromszor vettünk próbát: a csapolás kezdetén, közepén és végén, ugyanekkor a konverterbe befolyó és a konverterből kifolyó nyersvas hőmérsékletét is mértük. Az átlagos nyersvasösszetétel megállapítására elemzési próbát vettünk még az acélműben is a keverőbe való beöntés előtt. A levegőátfúvás a csapolás teljes ideje alatt

tartott. A fűjtetés 10—12. percében rendszerint a C is begyulladt és jellegzetes bűgő hang kíséretében erős szikrázást idézett elő ugyanúgy, mint normális konverternél (38. ábra).

Néhány kísérleti előfrissítés lefolyása:

1. kísérlet

Csapolt nyersvas 30 t, csapolási és előfrissítési idő 22 perc, levegőnyomás 26 cm Hg.o.

Befolyó nyersvas összetétele				Kifolyó nyersvas összetétele			
C%	Si%	Mn%	Hőmérs. C°	C%	Si%	Mn%	Hőmérs. C°
3,34	1,45	1,72	1280	3,23	0,96	1,27	1280
3,40	1,23	2,02	1317	2,87	0,46	1,05	1370
3,55	1,35	2,21	1330	2,59	0,35	0,80	1420

Az acélműbe szállított nyersvas összetétele:

C 2,96%
Si 0,51%
Mn 1,27%

2. kísérlet

Csapolt nyersvas 24,3 t. Csapolási idő 13 perc.

Levegőnyomás 34—36 cm Hg. o.							
C%	Si%	Mn%	Hőmérs. °C	C%	Si%	Mn%	Hőmérs. °C
3,45	0,25	1,42	1270	3,45	0,10	1,0	1280
3,40	0,26	1,42	1290	3,00	0,07	0,64	1330
3,65	0,23	1,48	1300	3,05	0,04	0,10	1380

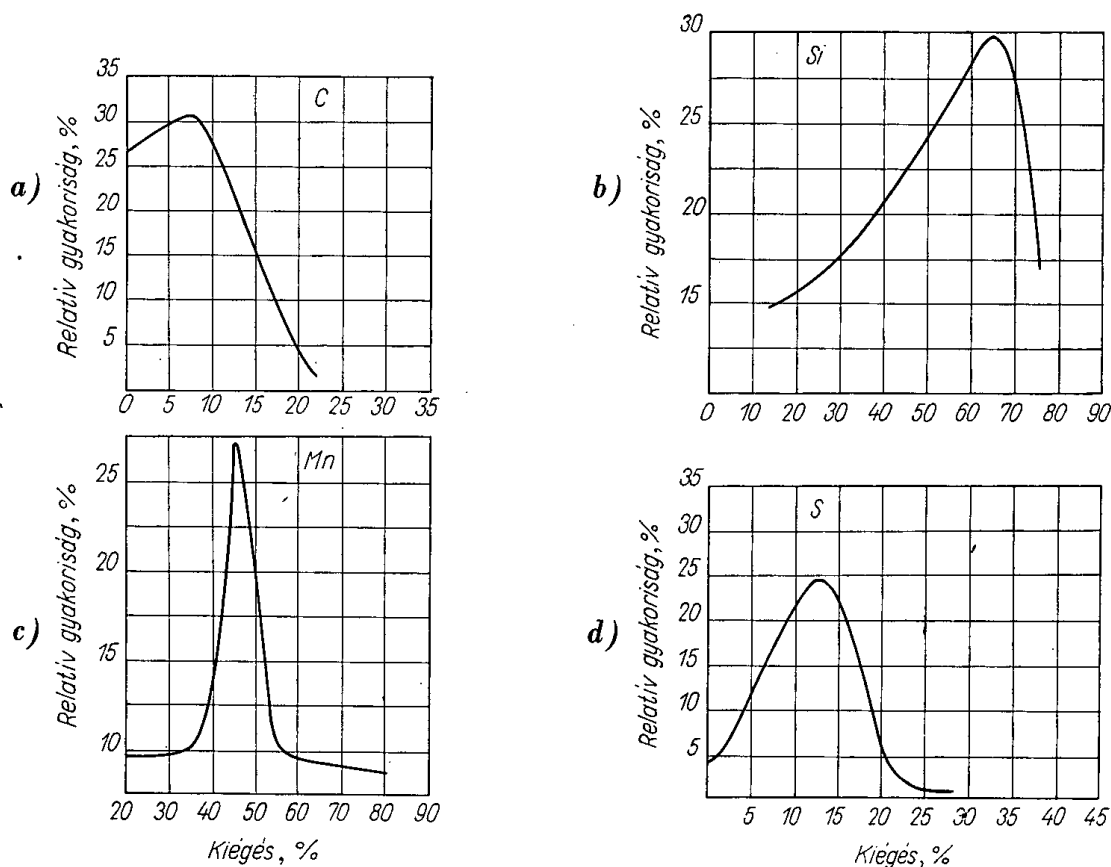
Az acélműbe szállított nyersvas összetétele:

C 3,30%
Si 0,06%
Mn 0,74%

3. kísérlet

Csapolt nyersvas 29 t, csapolási idő 12 perc.

Levegőnyomás 38—43 cm Hg. o.							
C%	Si%	Mn%	Hőmérs. °C	C%	Si%	Mn%	Hőmérs. °C
3,68	1,03	2,62	1300	3,62	0,67	1,90	1300
3,59	0,92	2,31	1310	3,32	0,44	1,54	1320
3,54	0,91	2,37	1330	1,98	0,06	0,33	1350



39. ábra. Elemek kiégése levegővel való előfrissítés alatt (a — C-, b — Si-, c — Mn-, d — S-kiégés gyakorisága)

Az acélműbe szállított nyersvas összetétele:

C	3,26%
Si	0,57%
Mn	1,68%

Számos kísérlet alapján gyakorisági diagramokból határoztuk meg az egyes elemek kiégését. A 39. a, b, c, d ábra szerint a frissítés átlagos eredménye:

C-kiégés	7%
Si-kiégés	65%
Mn-kiégés	45%
S-kiégés	13%

A kénтеленedés — mint várható is volt — az oxidáló atmoszférában minimális, és akkor sem növekedett 20—25% fölé, ha fűtatás közben égetett meszet is adagoltunk a konverterbe. A P természetesen szintén nem salakult el. A frissítés alatt képződő salak átlagos összetétele:

FeO	10—18%
MnO	40—45%
SiO ₂	40—55%
CaO	0,1 —1%
S.....	0,5 —1%
P	0,04 —0,08%

Ez a salak mint foszformentes mangánhordozó, ferromangán- vagy sziliko-mangán-gyártásra felhasználható. Néhány kísérletnél a berendezésben maradó kb. 4 t nyersvasat a csapolás befejeződése után 0,1% C-ig lefűjtattuk. Ez a művelet 20—25 percig tartott és a nyersvas, illetve most már az acél hőmérséklete 1700°-ig emelkedett. Ilyen nagy hőmérsékletet azonban a falazat nem bír ki. Berendezésünkön általában a falazat tartóssága képezte a legnagyobb problémát. Szilikabélés csak 12—14 fűjtatást bír ki, a samottbélés még kevesebbet. Különösen a fúvókák körüli falazat ment nagyon hamar tönkre.

A falazat gyors tönkremenetelétől eltekintve a berendezés beváltotta a hozzáfűzött reményeket, és az ózdi eredmények alapján Diósgyőrött a 700 m³-es nagyolvasztóhoz is építettek egy hasonló, de 12 t befogadóképességű előfrissítőt. Ott egy-egy csapolás 120 t volt, amelyet a berendezés hasonló eredménnyel frissített, mint az ózdi 4 t-s. Az ilyen módon előfrissített nyersvassal a martinkemencék adagtartama — diósgyőri közlések szerint — 1½ órával csökkent.

Az előfrissítő falazattartóssága valószínűleg lényegesen jobb volna, ha a fűjtatást nem oldalsó fúvókákon keresztül, hanem felülről benyújtott lándzsával végeznénk, hasonlóan, mint az LD konverternél.

ÖSSZEFOGLALÁS

Az ipar a nyersvas olyan előfrissítését kívánta meg, melynél nemcsak a Si és a Mn, hanem a C is kb. 50%-kal csökken. A C-nak a Si és Mn előtt, illetve azokkal egyidőben történő kiégetésére frissítő anyagul levegő helyett CO₂-t használtunk. Laboratóriumi kísérleteink alatt CO₂-vel való frissítéskor a C-nak 37—38%-a, a Mn-nek pedig csak 16—17%-a égett ki. Berendezés hiányában ezt a kísérletet üzemi mértékben nem tudtuk reprodukálni. A nyersvasnak levegővel való előfrissítését a nagyolvasztó csatornájába beépített oldal-fúvós konverterhez hasonló berendezéssel oldottuk meg. A nyersvascsapolás közben végzett üzemi kísérleteknél a berendezésben az egyes elemeknek kiégése a következő volt:

C	=	7,0%
Si	=	65,0%
Mn	=	45,0%
S	=	13,0%

METALLURGIAI FOLYAMATOK OXIGÉNES KOHÓSÍTÁSNÁL

DR. VISNYOVSKY LÁSZLÓ

a műszaki tudományok kandidátusa

DK 669.162.046.54

A karbon affinitása az oxigénhez a hőmérséklettel arányosan növekszik, vagyis a C annál hatásosabb redukálószer, minél nagyobb a hőmérséklet. A fémoxidok sikeres redukciójához azonban az is szükséges, hogy a redukció hőmérsékletén hőmennyiséget is tudjunk közölni a redukciós folyamat, valamint a képződő fém és salak megolvasztási hőszükségletének fedezésére.

Nagy hőmérsékleten nagy hőmennyiséget üzemszerűen jelenleg csak elektromos árammal ívfényes kemencében sikerül biztosítani, amiért is a ferro-ötvezetek vagy magas olvadáspontú fémek előállítása elektromos kemencében, vagy esetleg metallotermikus úton történik.

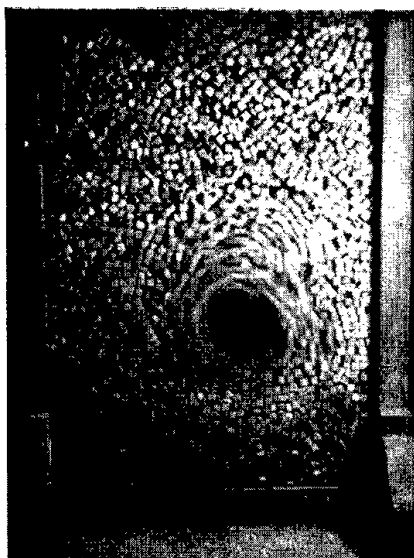
A redukció hőszükségletének elektromos úton történő előállítása drágább, mintha a hőmennyiséget koksznak közvetlen elégetésével biztosítanánk, pl. úgy mint ahogyan a nagyolvasztóban történik.

A nagyolvasztóban elérhető viszonyok között azonban csak Fe, Mn és még néhány fém redukálható kielégítő mértékben, mert a C-nak pl. 700°-os levegővel történő elégetésénél is csak 2000 C° elméleti égéshőmérséklet keletkezik és pl. 1800°-on csak 420 kcal/kg C hőmennyiség hasznosítható.

Számításokkal meghatároztuk, hogy ha a C-t tiszta oxigénnel égetjük el, az elméleti égéshőmérséklet 4196 C° és 1800°-on 1700 kcal hasznosítható, vagyis kb. ugyanolyan hőmennyiség, mint a nagyolvasztóban 1000°-on. Ennek alapján várható, hogy oxigénes fújtatású kohóban a legnehezebben redukálható és magas olvadáspontú fémek — pl. titán, szilícium — is előállíthatók lesznek a nagyolvasztóhoz hasonló folyamatos munkamenettel. Az oxigénes kohók kialakításához mindenekelőtt a fúvókák előtti égőtér fizikai viszonyait kellett tanulmányozni. Erre a célra *I. F. Elliot*, *I. B. Wagstoff* és *R. A. Buchmann* nyomán modellt készítettünk és vizsgálatainkat ezzel a modellel végeztük.

A modell két párhuzamos, egymástól 100 mm távolságban levő üveglemezből áll, amelyeket a két oldaluk és fenekük mentén fakeret tart össze. Egy 9 mm átmérőjű fúvókát úgy helyeztünk el a modell egyik szélén, hogy a kiáramló levegősugár tengelye közepén legyen a két üveglemez között. Ha a modellt megtöltjük darabos koksszal és a fúvókából levegősugarat fújunk rá, a kokszt viselkedését az üveglemezeket át meg lehet figyelni. Kokszt használ-

latánál azonban olyan erős porképződés lépett fel, hogy célszerűbbnek mutatkozott a vizsgálatokat tölgyfa kockákkal végezni. A tölgyfa fajsúlya ugyanis hasonló a kokséhoz. Modellünkbe 10 mm élhosszúságú kockákat tettünk. Bizonyos áramlási sebesség alatt a tölgyfakockák nem mozdulnak. A levegősebesség növekedésével az egész anyagoszlop kissé fellazul, a fúvóka előtti kockák billegni kezdenek, majd még nagyobb sebességnél turbulens mozgásba jönnek és a fúvóka előtt űr képződik, amelynek keresztmetszete durván kör alakú és a levegősugár ennek alsó szélét érinti (40. sz. ábra).



40. ábra. Fúvóka előtti örvény fakockákkal töltött üvegfalú modellben

Az egyes kockákat a levegősugár elkapja, előre és felfelé viszi magával, aminek következtében az űr kerülete mentén nagy sebességű darabokból örvény alakul ki. A darabok végighaladnak az örvény tetején, ahol a levegő eltávozik, majd ismét leszállnak és belekerülnek a levegősugárba.

A levegő az örvényből minden irányban távozik, amerre szabad útja van, mert az űrben levő statikus nyomás nagyobb, mint a környezeté. Modellünkben az űr nyomása 4 atm befúvó nyomásnál 200–300 mm v. o. A levegő-áramlás növekedésével gyorsan megnövekedik a körben forgó övezet átmérője. A minimális áramlási sebesség felett, amelyenél teljes örvény képződik, az örvény gyorsan stabilizálódik és reprodukálható.

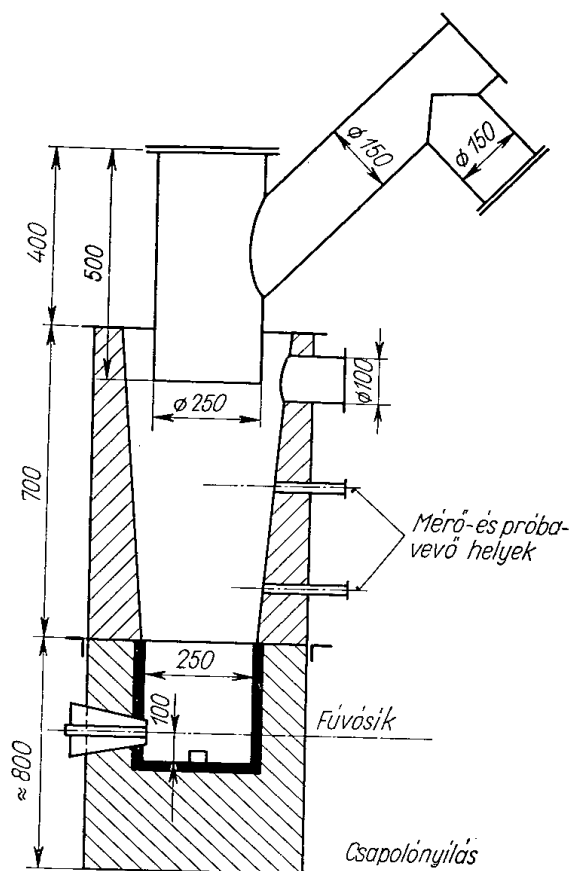
A modell megismerésénél azt az elvet tartottuk szem előtt, hogy a fúvósík 1 m²-ére hasonló mennyiségű levegőt fújtassuk be, mint az egy működésben levő nagyolvasztónál történik. 600 kg C/m²/óra elégetésnél 750 l/sec levegőt kell a nagyolvasztó fúvósíkjának minden m²-ére befújtatni. A modell fúvósíkja $0,1 \cdot 0,45 = 0,045$ m², ide tehát másodpercenként 34 liter levegőt kell befújtatni, hogy ugyanolyan viszonyokat kapjunk, mint a nagyolvasztó-

nál. Ez kb. 0,76 m/sec gázsebességet eredményez az üres modellben, ami megfelelne egy normálisan járatott nagyolvasztó gázsebességének a toroknál. Minthogy a fúvókák előtti égéskor az elméleti égéshőmérséklet 2000° , a fúvókák előtt a gáz térfogata a normális térfogatnak kb. nyolcszorosára nő, vagyis a nagyolvasztó égőterével azonos gázsebesség elérésére a hideg modellbe 270 liter levegőt kellene másodpercenként befújtatni. Ez olyan tömeg, amely a 15 mm Ø-ű fúvókán is kb. 1600 m/sec sebességgel volna befújtható. Ezért itt meg kellett elégedni kb. 78 l/sec levegőmennyiség befújtásával, amit az adott fúvókán kb. 4 atm légnyomással lehet bejuttatni. Ilyen körülmények között a modell kb. 1/4 terheléssel járatott nagyolvasztó képét mutatja. Itt tehát lényegesen kisebb áramlási sebességek lépnek fel, mint az igazi nagyolvasztó égőterében. Erre való tekintettel a töltet méreteit, vagyis a kockák nagyságát kellett olyanra venni, hogy a közöttük eláramló gáz Reynolds-száma kb. azonos legyen a nagyolvasztóéval. A modellben fellépő gázsebesség így kb. megközelíti a nagyolvasztó égőterében levő viszonylagos gázsebességet, míg az üres modellre átszámított sebesség megfelel a nagyolvasztó torkánál 250° torokhőmérsékletnél fellépő sebességnek. Kétségtelen, hogy ez a modell nem tükrözi pontosan a nagyolvasztó égőterében uralkodó viszonyokat, mivel lényegileg nem három dimenziós, hanem két dimenziós, és ezenkívül azt a befolyást sem szemlélteti, amelyet az égés fejt ki a gáztérfogatra és sebességre az igazi nagyolvasztóban. A nagyolvasztó fúvókáján át is látható mozgás mégis azt bizonyítja, hogy a fúvókák előtt valóban képződhet örvény, amelynek nagyságát részben a belépő szél sebessége, részben az égéskor megnövekedett gáztérfogat áramlási sebessége, részben pedig az a körülmény határozza meg, hogy az örvény körüli ágyazaton milyen gyorsan tud a gáz eltávozni. Ha az örvény körüli ágy eltömődik, az örvény nagysága megnő és ugyanakkor megnő az örvényben uralkodó statikus nyomás is, esetleg annyira, hogy megközelíti a befúvó nyomást. A különféle vizsgálatok azt mutatják, hogy a működésben levő nagyolvasztóban az örvény átmérője kb. 1 m. Egészen porszerű anyagnál nem képződik örvény, úgyszintén akkor sem alakul ki örvény, ha a fúvóka előtt olyan nagy darabok vannak, amelyek között a gáz szabadon távozhat. Ha két szemben levő fúvóka örvényeinek széle összeér, sokszor egy közös nagy örvény alakul ki.

Az örvénybe kerülő koks rendkívül erős mechanikai koptató igénybevételnek van kitéve. Modellünkben pl. a fakockák percek alatt gömbölyűre koptak, ezért a gyakorlatban arra kell törekedni, hogy örvény lehetőleg ne képződjék. Ezt azonban az égéskor fellépő nagy hőmérséklet miatt — amikor is a gázok nagy sebességgel kb. nyolcszoros térfogatra tágulnak — valószínűleg nem lehet teljesen elkerülni. Az örvényben vagy általában fúvósíkban uralkodó nyomás egyensúlyt tart a fölötte levő anyagoszlop súlyával olyan értelemben, hogy a felfelé nagy sebességgel haladó gáz az anyagoszlopot, illetve annak darabjait mintegy lebegésben tartja. Ennek következtében a nagyobb fajsúlyú darabok a könnyebbek között gyorsabban süllyednek, vagyis az anyagoszlop darabjai fajsúly szerint igyekeznek rendeződni, hasonlóan, mint a nehéz folyadékban végzett ülepítésnél történik. Ilyen jelenség megakadályozására, vagyis ahhoz, hogy a kohóban az érc a koksszal együtt egyenletesen süllyedjen, az ércnek hasonló fajsúlyúnak kellene lennie, mint a koksznak. A gyakorlat valóban azt mutatja, hogy a nagyolvasztóban sokkal

kedvezőbb a zsugorítással, szinterezéssel darabosított szivacsos szerkezetű érc, mint a nagy fajsúlyú darabos magnetitérc vagy pedig a nehéz brikett.

Ezt a jelenséget eddig tisztán a tömör érc nehéz redukálhatóságával magyarázták, viszont másirányú kísérleteinknél azt tapasztaltuk, hogy a redukció hőmérsékletén a tömör ércbrikett is fellazul, térfogata 30–50%-kal is megnövekszik, ha az indirekt redukció végbemegy, vagyis ha elegendő ideig tartózkodik 900–1000° hőmérsékleten. Úgy látszik tehát, hogy a nagy-



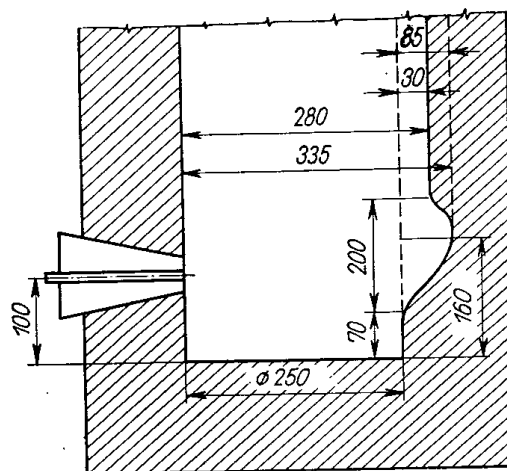
41. ábra. Kísérleti oxigénes kohó

olvasztóban az ércék tömörsége, redukálhatósága csak másodrendű szerepet játszik a levonulási sebességgel szemben.

Az üvegmodellen szerzett tapasztalatok alapján megcsiszoltunk egy meleg modellt, illetve kísérleti kohót. Ennek méretei a 41. sz. ábrán láthatók. A medence nagyságát úgy választottuk meg, hogy az örvény a medencét teljesen kitöltse. A 250 mm Ø-jű medencébe egy 9 mm-es vízzel hűtött rézfúvókán át lehet levegőt, illetve oxigént fújtatni. Az égőtér, vagyis az örvény nagyságának megállapítására a kohó falazatát kokszipor és anódmassza keverékéből készítettük el döngöléssel, abból a meggondolásból kiindulva, hogy a kokszipor falazat az örvényben uralkodó oxidáló atmoszférának megfelelően kiég, és így az örvény nagysága, illetve a medence mérete önmagától alakul ki.

A kohóba 10–20 mm szemnagyságú faszenet adagoltunk és annyi oxigént vagy levegőt fújtattunk rá, amennyi a normális nagyolvasztónál 600 kg C/mm² óra medenceterhelésnek megfelel. Esetünkben ez az oxigénmennyiség 27,5 m³/óra, illetve 130 m³ levegő/óra.

Az első fújtatásoknál azt tapasztaltuk, hogy a medence falazata csak a fúvókával szemben levő oldalon ég ki, és pedig kb. egy 18 cm Ø-jű gömb 5 cm vastag gömbszeletének megfelelő mértékben (42. ábra). Oldalirányban semmiféle kiégést nem tapasztaltunk, ezért a medencét 180 × 250 mm szelvényre oldal irányban leszűkítettük ugyancsak kokszporból készített döngöléssel. Az így leszűkített medencébe két órai fújtatás után az oldalfalakból 5–5 mm vastag réteg égett le, és az égési helyen kétféle zóna volt megfigyelhető. A 43. ábrán feltüntetett méretek szerint az oldalfalakat 200 × 160 mm



42. ábra. Az örvény oxidáló hatása a fúvókával szemben

átmérőjű ovális területen fehér kokszhamu borította, és ezt a területet egy 20–30 mm vastag olyan zóna vette körül, amelyen a kokszkiégés nyomai világosan láthatók, azonban a hamu mind sötétebb színű volt. Ezen a zónán kívül a kokszfalon elhasználódás jelei nem mutatkoztak. Bizonyosra vehető, hogy a fehér hamuval borított részben a $C + O_2 = CO_2$ és az ezt körülvevő barna hamuval borított övben a $CO_2 + C = 2 CO$ folyamat ment végbe. Az oldalfalak gyengébb kiégése azt mutatja, hogy az égőtér nem gömbalakú, hanem élére állított lencse formának felel meg.

Az így leszűkített kohó medencéjét teljesen kitölti a feltehetően oxidáló hatású örvény, tehát az ezen átfolyó fémnek, pl. vasnak oxidálnia kell, a redukció pedig az örvény alatti részben következik be. Ebből az is következik, hogy az örvény feletti övezetekben végbemenő redukciónak bizonyos esetekben gyakorlati jelentősége nincs. Annak eldöntésére, hogy az örvény oxidáló hatásának ellenére képződhet-e nyersvas, redukálási kísérleteket végeztünk. A kemencét megtöltöttük faszénnel és 70 m³/óra levegőmennyiség befújtatásával 3 órán keresztül előmelegítettük a medencét, majd pedig megkezdtuk az oxigén fújtatását és ugyanakkor tiszta vasrevéből képezett briketteket is adagoltunk. Az adag összetétele 18 kg faszénhez 10 kg reve. A befújt oxigénmennyiség 25–26 m³/óra.

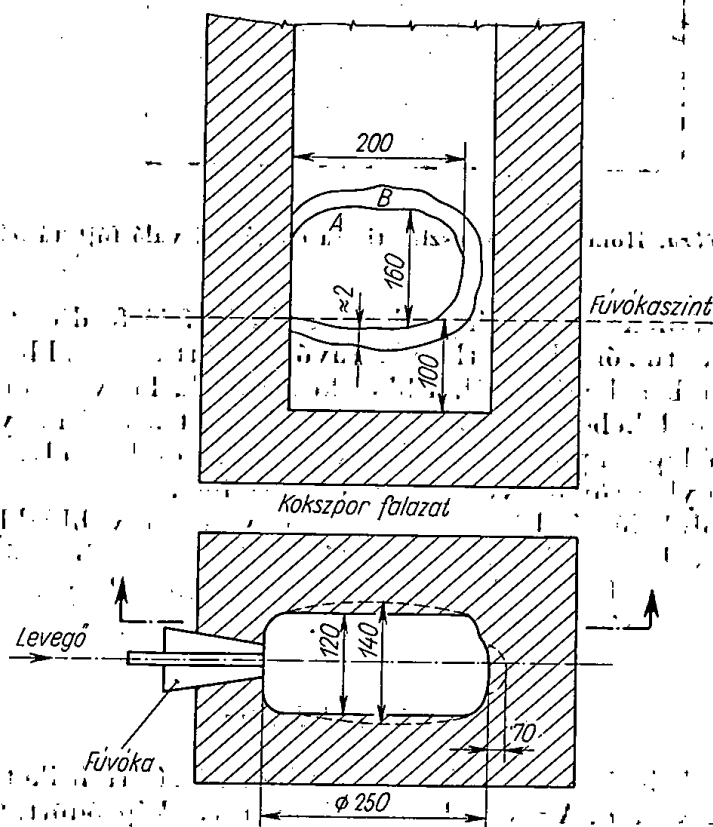
Miután a teljes revemennyiség a medencébe leérkezett, kibontottuk a csapolónyílást, amelyen keresztül a képződött fém könnyen kifolyt. A lecsapolt vas törete fehér. Összetétele

C	3,65%
Si	0,21%
Mn	0,17%
P	0,12%
S	0,21%

A vas tehát normális nyersvas. Salak egyáltalában nem képződött, a teljes revemennyiség nyersvassá redukálódott.

Kísérleteinknél azt tapasztaltuk, hogy a medence alja nem melegszik fel eléggé és az apró faszén között a fém, de különösen a salak nem tud a fenékre lefolyni. A fenék jobb melegítésére a fúvókát 35° -os szögben lefelé fordítottuk úgy, hogy az örvény szélé a fenéket érintse, vagyis az örvény rávágjon a fürdőre. Ilyen fúvókabeállításnál a csapolás könnyen ment, a nyersvas azonban csak 2,75% C-t tartalmazott. Az örvénynak ezek szerint bizonyos dekarbonizáló hatása is van.

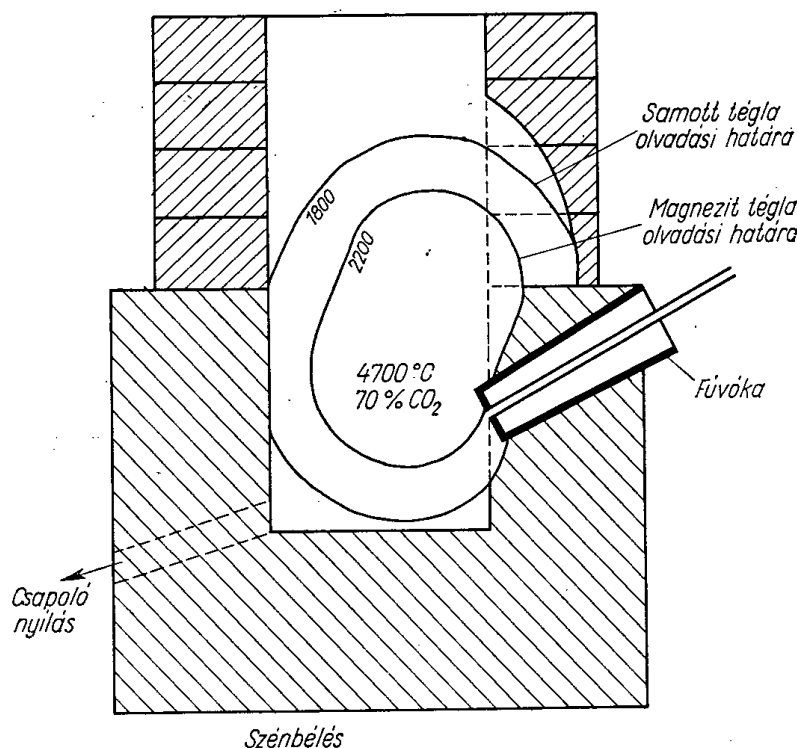
Az égőtérben fellelő hőmérsékletet közvetlenül nem tudtuk mérni, az örvény körüli hőmérséklet közelítő meghatározására is közvetett módot kellett választani. A fúvóka feletti falazatot — amely a gyakorlatban a nyugasznak



43. ábra. Az örvény oxidáló hatása oldal irányban

felelt meg — magnezit- és samott-téglából képeztük ki, és ezeknek leolvadásából következtettünk a hőmérsékleti viszonyokra.

A kemencét faszénnel töltöttük meg és tiszta oxigénnel fúvattuk. A magnezit- és a samott-tégla leolvadását a 44. ábra mutatja. A magnezit-tégla olvadáspontja $2000-2200^{\circ}$, a samotté $1700-1800^{\circ}$ C.



44. ábra. Hőmérséklet-eloszlás tiszta oxigénnel való fújtatásnál

A kísérlet érdekes eredménye, hogy a fenék felé fordított fúvókánál is a nagy hőmérsékletű zóna közvetlenül a fúvóka fölött magasabbra terjed, mint a fúvókával szemben levő falnál. Ebből következik, hogy az olvasztási zóna jó kihasználása érdekében a fúvóka feletti falazatot a régi nagyolvasztókhoz hasonlóan eléggé lapos nyugasszal kell kiképezni, de csak az olvasztás határáig tartó, tehát aránylag rövid nyugasznak van értelme.

A kohó redukciós és hőmérsékleti viszonyait a továbbiakban különféle ércek adagolásával vizsgáltuk. A fújtatást minden esetben úgy végeztük, hogy a medenceterhelés (karbonelégés/m²/óra) azonos legyen a normálisan járatott nagyolvasztóéval (500 kg C/m²/ó).

1. A vasérc redukciója

A vas redukciójának vizsgálatára revéből készített briketteket adagoltunk faszénnel keverten. A revéből normális nyersvas képződött, természetesen salak nélkül, mert sem a reve, sem a faszén nem tartalmaz salakképzőt. A nyers-

vasat nehézség nélkül mindenkor le tudtuk csapolni. Számításaink szerint az örvény a medencét teljesen kitöltötte, de ennek ellenére a redukció tökéletes volt. Ebből azt a következtetést vonhatjuk le, hogy az örvénynek nincs számottevő oxidáló hatása vagy pedig ez a hatás az örvény alatt bekövetkező végleges redukciót nem befolyásolja. Ugyanezt igazolta a titán redukciójára végzett kísérlet is.

2. A titán redukciója

A Ti redukciójának vizsgálatához rutilt (92% TiO_2) adagoltunk. A teljes Ti-mennyiség fémmé redukálódott (83% Ti, $3,5\%$ C). Minthogy a Ti meleg levegővel fűjtatott nagyolvasztóban (2000°C elméleti égéshőmérséklet) csak minimális mennyiségben redukálódik, itt viszont a redukció teljes volt, tehát a tiszta oxigénnel fűjtatott kohó redukáló hatása lényegesen erőteljesebb, mint a nagyolvasztóé. Termodinamikai számítások szerint a TiO_2 karbonnal csak 1700°C felett redukálható, az oxigénes fűjtatású kohóban tehát ezen a hőmérsékleten még a redukcióhoz elegendő hőmennyiség áll rendelkezésre (elméleti számítások szerint kb. annyi kalória, mint a nagyolvasztóban 1000°C -on).

Ilmenitből $46,9\%$ Ti- és $1,29\%$ C-tartalmú ferrotitánt lehetett gyártani. A TiO_2 redukciója 100% -os volt, salak nem képződött, a salakalkotók elgőzöltek.

Ezeknél a kísérleteknél a tényleges hőmérsékleti viszonyokra még következtetni sem tudtunk pontosan, ezért a továbbiakban olyan anyagok redukálásával végeztünk kísérleteket, amelyeknek forráspontja nem túl magas, és így elgőzölésükből az oxigénes kohóban uralkodó hőmérsékletek közelítőleg meghatározhatók.

A fémek forráspontja

W.....	5900 $^\circ\text{C}$	Cr.....	2500 $^\circ\text{C}$
Mo	4800 $^\circ\text{C}$	B	2400 $^\circ\text{C}$
V	3400 $^\circ\text{C}$	Si	2300 $^\circ\text{C}$
Ti	2800 $^\circ\text{C}$	Al.....	2060 $^\circ\text{C}$
Fe	2740 $^\circ\text{C}$	Ca	1440 $^\circ\text{C}$
Ni	2730 $^\circ\text{C}$	Mg	1110 $^\circ\text{C}$

W, Mo, V-mal nem végeztünk kísérleteket.

A vasnál és a titánnál számottevő elgőzölést nem tapasztaltunk. A beadagolt mennyiségnek legfeljebb $4-5\%$ -a gőzölt el, ami a gázból szublimált porban volt kimutatható.

3. A kalcium, a szilícium, az alumínium, a magnézium redukálása

A mésznek karbonnal történő redukációjakor elsősorban kalciumkarbidnak kellene képződnie. Ennek vizsgálatára az oxigénes kohóba égetett meszet adagoltunk. A kísérlet lefolytatása után a kemencében sem fémeket, sem salakot nem találtunk. A képződő kalciumkarbid tehát valószínűleg disszociált és

elgőzölt. A kalciumkarbid disszociációs hőmérséklete 2500 C° körül van. A timföld, valamint a kvarc adagolásánál is hasonló volt a helyzet. Ezek az oxidok valószínűleg fémig redukálódtak, de a képződött fémek kis forráspontjuk miatt maradéktalanul elgőzöltek. Az elgőzölés akkor is bekövetkezett, amikor a fenti oxidokkal együtt vasat is adagoltunk, és így ferroszilícium, ferroaluminium stb. képződésére megvolt a lehetőség. A magnézium viselkedését a wehrli redukálásával kapcsolatban vizsgáltuk meg. A wehrliből 20% Ti-tartalmú ferrotitánt lehetett gyártani, a magnéziumban dús salak azonban teljesen elgőzölt.

4. **Alfoszfor redukciója** A foszfor viselkedésének vizsgálatára foszfortartalmú titánércet redukáltunk ($P = 1,6\%$, $Ti = 8,4\%$, $Fe = 10,7\%$, kolafoszfat feltárási maradék). Ennél a kísérletnél azt tapasztaltuk, hogy a P-nak 60%-a gőzölt el. A gőzből szublimált por 14,07% P_2O_5 -t tartalmazott.

5. **A króm redukciója** A Cr redukálásához alban krómercet használtunk (30% Cr, 10% Fe). A kapott fém összetétele: 67% Cr, 23,4% Fe, 5% C. Ez teljesen megfelel az elméletileg várt összetételnek, a Cr redukciója tehát teljes, számottevő elgőzölést nem tapasztaltunk.

6. **A bór redukciója** Vasreze és bórax, illetve colemanit redukálásánál 1%, illetve 6,7% B-tartalmú ferrobórt gyártottunk, a beadagolt bórnak kb. 70%-a elgőzölt. Ezek szerint a bór megolvadása után már erősen gőzölög, hasonlóan, mint a Mn. A szublimált porban 6–18% B-t találtunk. A ferrobór C-tartalma a bór növekedésével szemben csökken. A 6,7% bórtartalmú ferrobór 1,06% C-t, az 1% bórtartalmú pedig 2,7% C-t tartalmazott. Ezek szerint a bór a Si-hoz hasonlóan csökkenti a vaskarbidképződést, de hatása erőteljesebb.

A karbonredukcióval gyártott ferrobór Al-t nem tartalmaz és valószínűleg borkarbidokat sem. Így tehát acéltüvözésre alkalmasabbnak látszik, mint az alumíniumtermikus ferrobór, ahol a bór minden bizonnyal alumíniumborid alakjában van jelen.

Ezekkel a kísérleteinkkel nagyrészt tisztáztuk az oxigén kohóban fellépő fizikai és hőmérsékleti viszonyokat, továbbá a leggyakoribb elemek viselkedését nagy hőmérsékleten végbemenő redukció közben. Megállapítottuk, hogy a salakképző elemek a fellépő nagy hőmérsékleten mind elgőzölnek és szublimálásuk már magában a kemencében megkezdődik. A szublimált por eltömi az aknát, az anyagoszlopot annyira összecementálja, hogy a kemence működése megakad. Salakelgőzöltgetéssel dolgozó kohónál az aknát emiatt igen alacsonyra kell méretezni. Tiszta oxigénnel fűtatott kohóban csak magas forráspontú fémek (Ti, Fe, Cr, V, Mo, W), illetve ferroötvözetek gyárthatók üzemszerűen, meddőmentes érből. A ferrobórgyártás oxigén kohóban szintén megoldható, de ebben az esetben nem tiszta oxigént, hanem oxigénben dúsított levegőt kell használni.

A karbonredukcióval gyártott ferrobór Al-t nem tartalmaz és valószínűleg borkarbidokat sem. Így tehát acéltüvözésre alkalmasabbnak látszik, mint az alumíniumtermikus ferrobór, ahol a bór minden bizonnyal alumíniumborid alakjában van jelen.

Ezekkel a kísérleteinkkel nagyrészt tisztáztuk az oxigén kohóban fellépő fizikai és hőmérsékleti viszonyokat, továbbá a leggyakoribb elemek viselkedését nagy hőmérsékleten végbemenő redukció közben. Megállapítottuk, hogy a salakképző elemek a fellépő nagy hőmérsékleten mind elgőzölnek és szublimálásuk már magában a kemencében megkezdődik. A szublimált por eltömi az aknát, az anyagoszlopot annyira összecementálja, hogy a kemence működése megakad. Salakelgőzöltgetéssel dolgozó kohónál az aknát emiatt igen alacsonyra kell méretezni. Tiszta oxigénnel fűtatott kohóban csak magas forráspontú fémek (Ti, Fe, Cr, V, Mo, W), illetve ferroötvözetek gyárthatók üzemszerűen, meddőmentes érből. A ferrobórgyártás oxigén kohóban szintén megoldható, de ebben az esetben nem tiszta oxigént, hanem oxigénben dúsított levegőt kell használni.

40—60% oxigéntartalmú levegővel FeMn, FeSi, FeCr, FeTi stb. ötvözetek is gyárthatók, az üzem azonban nagyon kényes, mert az örvény nagy hőmérsékletén olyan nagymértékű az elgőzölés, hogy csak nagyon alacsony anyagoszloppal lehet dolgozni. A ferroötvözetek C-tartalmának csökkentésére csak 15—20% Si-tartalmú szilikoferroötvözetek gyártása látszik célszerűnek. Ezen a téren bizonyos ötvözetfajtáknál kedvező lehetőségek állnak fenn, mert az oxigéndúsítás helyes megválasztásával még Ti esetében is csaknem tökéletes redukció érhető el.

ÖSSZEFOGLALÁS

A C-nak tiszta oxigénnel történő elégetésénél nagy hőmérsékleten olyan nagy hőmennyiség hasznosítható, amely lehetőséget ad a legnehezebben redukálható, magas olvadáspontú fémeknek, mint pl. a titánnak, előállítására, nagyolvasztóhoz hasonló folyamatos üzemű aknáskemencében. A fúvókák előtti égőtér fizikai és hőmérsékleti viszonyainak tanulmányozása, hideg és meleg modellen. Kísérletek vas, króm, mangán, bór, szilícium, kalcium, magnézium, alumínium, foszfor és titán redukálására. Nyers titánfém előállítása rutiltól, ilmenitből, wehrlitből. Ferroötvözetek gyártási lehetősége elektromos kohó helyett oxigénes kohóban.

AZ ÚRKÚTI MANGÁNÉRCEK DÚSÍTÁSA

DR. VÉCSEY BÉLA
a műszaki tudományok kandidátusa

DR. VISNYOVSKY LÁSZLÓ
a műszaki tudományok kandidátusa

HOLLÓ TIBORNÉ

HORVÁTH DEZSŐ

DK 622.7+669.74.011

Az úrkúti oxidos mangánérc közepes minőségű, nyers állapotban az alacsony Mn: Fe aránya miatt ferromangányártásra nem alkalmas, mosással azonban annyira dúsítható, hogy 70%-os ferromangánt is lehet belőle gyártani. A mosás excelsior készülékben történik. A mosás termékei:

az I. oszt. ún. mosott mangánérc,
a II. oszt. ún. mangánhomok,
a mangániszap.

A mosás folyamán az oxidos érc mangántartalmának kb. 44%-a a homokba és az iszapba kerül. Ezek összetételüknél fogva ferromangányártásra már nem alkalmasak, de mint mangánhordozók acélnyersvas és tükrös nyersvas gyártására felhasználhatók (durvaszemcsés ércek pelletezésénél kötőanyagul is szolgálhatnak).

A ferromangányártásra alkalmas, mangánban dús érc mennyiségének növelésére kísérleteket végeztünk a mangánhomok és a mangániszap mangántartalmának dúsítására.

A mangánhomok dúsítása

A mosóból kikerülő mangánhomok összetétele hasonló a nyers ércéhez de apró szemnagysága miatt fajsúly szerint nem dúsítható. Dúsítására, illetve Fe-tartalmának csökkentésére magnetizáló pörkölés és mágneses szeparálás látszott alkalmasnak. A vasban dús szemcsék ugyanis mágnesesek lesznek, és ezek kiválasztásával a nem mágneses rész Mn-ban feldúsul.

Előkísérleteink alapján az iszap olyan finom szemnagyságú, hogy még mágneses módszerrel sem dúsítható. A 0,1–0,5 mm szemnagyságú mangánhomoknál azonban ezzel az eljárással sikerült eredményt elérni.

A mangánhomok vastartalma 350–450 C°-on redukáló közegben végzett pörköléssel alakítható át magnetitté.

A pörkölt mangánhomokkal szeparálási kísérleteket végeztünk különböző mágneses szeparátor-típusokon. A pörkölt érc összetétele Fe = 16,20%, Mn = 27,10% volt, a nem mágneses, tehát mangánban dús termékek összetételét az alábbi összeállítás mutatja:

Az úrkúti mangánérc dúsítása

103

Szeperator-típus	Mn%	Fe%
Wetherill—Rowland keresztszalagos szeperator.....	34,70	10,70
Nedves szalagos szeperator	28,7	15,9
Forgómezős szeperator	38,3	9,5

A laboratóriumi dúsítási kísérleteket a Lenin Kohászati Művekben üzemi körülmények között megismételtük. A mangánhomokot torokgázáramban redukáltuk 350 C°-on, majd négyféle erősségű mágneses mezőben szeparáltuk. Eredményeink a következők:

Termék	Súlykihozat %	Mn%	Fe%
I.	46	37,7	9,35
II.		35,9	11,10
III.	54	26,5	13,75
IV.		23,8	16,80
V.		12,8	28,20

Az első két frakció átlagos összetétele: 36,6% Mn, 10,2% Fe, tehát megfelel a mosott mangánérc összetételének. Szúlykihozatal a mangánban dús termékből 46%, ami a nyers ércre vonatkoztatva 6%-ot jelent. Ezzel az eljárással tehát az úrkúti bányá dúsított érckihozatala kb. 6%-kal növelhető.

A karbonátos mangánérc dúsítása

Az úrkúti karbonátos mangánérc nagy tömegénél fogva (kb. 40 millió t) szintén jelentős értéket képvisel. Átlagos összetétele:

Fe	8—10%
Mn	18—22%
P	0,2—0,4%
S.....	0,2—2,0%
SiO ₂	10—18%
Al ₂ O ₃	1—3%
CaO	3—6%
MgO	3—6%
Izz. veszt.	24—26%

Nyers állapotban az érc nagy meddőtartalma miatt még acélnyersvasgyártáshoz sem kedvező, legfeljebb a mangániszaphoz hasonlóan kötőanyagként használható. Az érc ugyanis nagyon finomszemcsés, agyagos szerkezetű, képlékeny, tehát pl. pelletelési kötőanyagként jól megfelel. A karbonátos mangánérc fizikai úton való dúsítására nagyon sok kísérletet végeztek, de sem fajsúly szerinti elválasztással, sem flotálással, sem mágneses szeparálással nem sikerült sem az érc meddőtartalmát leválasztani, sem a Mn : Fe arányt

javítani. A karbonátos mangánérc tehát fizikai úton nem dúsítható. Feldolgozására nem marad más hátra, mint valamilyen hidrometallurgiai vagy kohászati eljárás. Mindkét megoldásra megfelelő eljárást dolgoztunk ki.

Az érc vegyi feltárására többféle eljárással kísérleteztünk (kénsavas oldás, ammonium-karbonátos feltárás stb.), ezek azonban részben jelentős vegyszerfogyasztással járnak, részben elég nagy beruházást igényelnek (keverős feltáró, kifőző stb.). Intézetünkben olyan eljárást sikerült kidolgozni, amely minimális vegyszer- és energiafelhasználással dolgozik, kisszámú egyszerű készülékben megoldható és a tiszta mangánoxidon kívül még hasznos mellékterméket (műtrágyát) is szolgáltat.

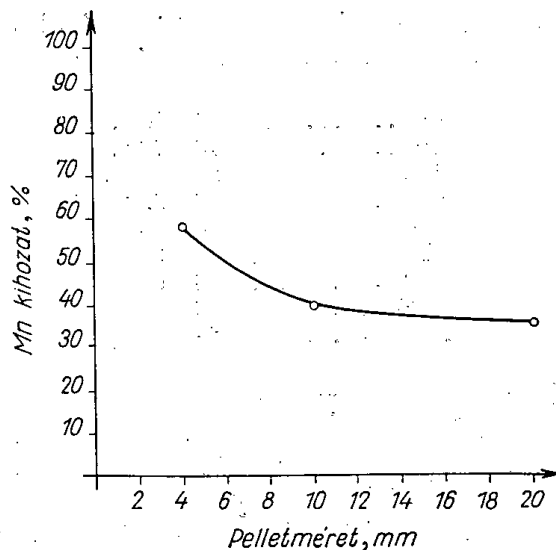
A karbonátos érc feltárása nitrózus gázokkal

Az eljárás alapelve, hogy az úrkúti karbonátos mangánérc mangántartalmát a salétromsavgyártásból származó nitrózatartalmú hulladékgázok segítségével oldható nitráttá alakítjuk át, amely meleg vízzel kilúgozható. A vizes kilúgzással nyert mangántartalmú oldatból leválasztjuk a tiszta mangánsót és az oldatban maradt Ca-, Mg-, Na-nitrátokat műtrágyagyártásra használhatjuk fel.

A karbonátos ércből kinyerhető mangánoxid káros szennyezői a vas és a foszfor. A feltárást tehát úgy kell vezetni, hogy a vas és a foszfor lehetőleg ne oldódjanak.

Az első tájékoztató kísérletek folyamán a karbonátos ércet 0,5 mm alatti szem nagyságra őrölve kezeltük nitrózatartalmú gázzal. Nemcsak nyers, hanem a vasoxid oldódásának lassítása végett pörkölt ércet is feltártunk. Megállapítottuk, hogy a nitróza mind a nyers, mind a pörkölt ércet feltárja és a lúgzóoldatból 30–45% Mn- és 0,5–2% Fe-tartalmú csapadék választható le.

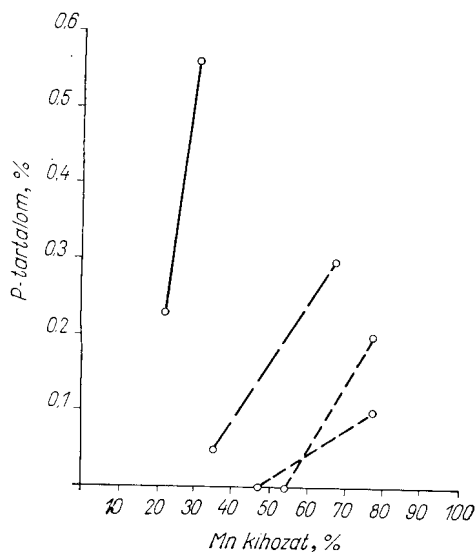
A feltárás és a kilúgzás a finom szemcsés ércnél nem oldható meg jól, ezért ajánlatos az ércet feltárás előtt pelletezni. Ezzel biztosítjuk azt, hogy a feltáró gáz az anyagoszlopban nem talál nagy ellenállásra és a lúgzóoldat is



45. ábra. Pelletméret és mangánkihozat összefüggése karbonátos mangánérc feltárásánál

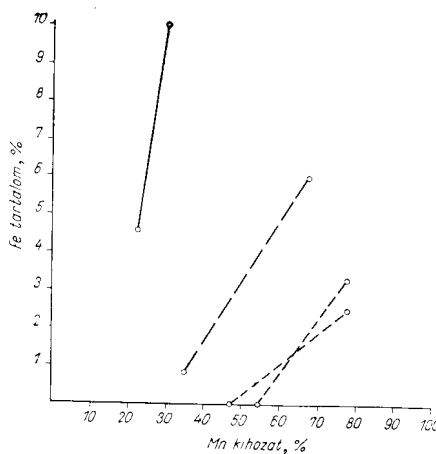
könnyen leszűrhető az ércről. A pelleteket hőkezeléssel, pörköléssel kell szilárdítani, mert nyers állapotban vizes kezelés hatására szétmállanak, tehát esetleges másodszori feltárást nem bírnak ki.

Az érc előkészítése a feltáráshoz a következő: a finomra őrölt ércet 10–15% vízzel pelletező tányérban golyókká alakítjuk és ezeket pörköljük. A pelletézést úgy kell vezetni, hogy kb. 4 mm méretű pelletek képződjenek. Ez



46. ábra. Nitrozás feltárással előállított mangán-oxid P-tartalmának változása a Mn-kihozatal függvényében

— redukálva —, — — — semleges —, oxidálva pörkölve



47. ábra. Nitrozás feltárással előállított mangán-oxid Fe-tartalmának változása a Mn-kihozatal függvényében

elérhető a pelletézési nedvességtartalom beállításával. A pelletek méretének növelésével ugyanis a feltáráskor elérhető mangánkihozatal csökken (45. ábra), 4 mm alatti pelletek pedig, főleg nagyobb anyagoszlopnál, már jelentős áramlási ellenállást jelentenek.

A pörkölést kísérleteink szerint oxidáló feltételek mellett célszerű végezni. Párhuzamosan végzett redukáló és oxidáló pörkölések és feltárások alapján ugyanis megállapítottuk, hogy 600 °C fölött oxidáló lángban pörkölt, nem mágneses mangánérc feltáráskor kb. 50%-os mangánkihozattal a csapadékok vas- és foszfortartalma minimális (Fe = 0,5%, P = 0,01%), viszont redukálóláng, tehát mágnesesre pörkölt érc feltáráskor már kb. 20% mangánkihozattal fölött a csapadékok vas- és foszfortartalma erősen emelkedik (46. és 47. ábra).

Tehát a magnetitté való alakítás még nem biztosítja a vas oldhatatlanságát a feltáráskor, ehhez magasabb, 600 °C feletti hőmérséklet szükséges.

A célszerű pelletméretet az is befolyásolja, hogy a feltárások folyamán a mangánkioldódás csak kb. 2 mm-es felületi rétegben megy végbe. Tehát 4 mm-nél nagyobb pelletek feltáráskor mindig marad egy feltáratlan mag. A 2 mm

mélységben való feltáródást célszerűen többszöri kezeléssel lehet elérni. Megfigyeléseink szerint ugyanis először egy vékonyabb felületi réteg táródik fel és ennek telítődése után a gázelnyelés megszűnik. A feltárt anyag kilúgzása és a felület szabaddá tétele után a feltárás tovább folytatható.

Több fokozatban végzett feltárási kísérleteink során a részletekben végzett feltárásnak további előnyét is megállapíthattuk. A feltárás elején ugyanis a csapadék vas- és foszformentes, később azonban ezekben az alkotókban fokozatosan feldúsul. Ha az oxidálólág pörkölt anyag feltárását úgy vezetjük, hogy az első lépésben a mangánnak kb. 50%-át nyerjük ki, úgy ez teljesen vas- és foszformentes termék lesz, és további lépésben lehet még 10–20%-nyi mangánt vassal és foszforral szennyezett állapotban kinyerni. A vas és a foszfor kioldódó mennyiségei között lineáris összefüggést találtunk: 0,1% P-tartalom kb. 1,5% Fe-tartalomnak felel meg.

A kilúgzás a feltárt pelleték meleg vizes kezelésével történhet. Mivel a nedves pelletékben a mangán feltehetőleg már vizes oldatban van, a kioldás nagyon gyorsan végbemegy. Gyakorlatilag a kilúgzást úgy végeztük, hogy a feltárástörönyben levő pelletéket meleg vízzel leöntöttük és ezt félórás állás után leeresztettük. Háromszori vízcserével a betét teljesen kilúgozható. A harmadik lúgzófolyadék jóformán mangánmentes. Ha a kilúgzást az érc 2,5-szörösének megfelelő vízmennyiséggel végezzük, kb. 50 g/l mangántartalmú oldatot nyerünk. Az oldat p_H -értéke kb. 5. A második vagy harmadik feltárás után már az oldat bizonyos mennyiségű vasat és foszfort is tartalmaz. Ha ezek mennyisége olyan nagy, hogy a végtermékre káros, akkor a következő módon távolíthatók el:

Az oldatot kb. 6 p_H -ra állítjuk be, ekkor a vashidroxid kiválik. Az oldatot forraljuk és a csapadékot — amely az összes foszfor mellett még kb. 20% mangánt is tartalmaz — szűréssel eltávolítjuk. Szűrés után leválaszthatjuk a vas- és foszformentes mangáncsapadékot.

A vasmentes mangánnitrátoldatból, ami azonkívül még kalcium-, magnézium-, esetleg alkálinitrátokat tartalmaz, a mangán többféleképpen választható le.

a) Az oldatot bepárolva és a maradékot kb. 200 C°-ra izzítva mangán-oxidot nyerünk, amely azonban az egyéb oxidokat is tartalmazza.

b) Az oldatból lúgos közegben CO₂-vel (karbonáttal) a mangán leválasztható a kalciummal és a magnéziummal együtt, mint karbonát. A karbonát-csapadék 800 C°-on izzítva oxiddá alakítható.

c) Az oldat lúgosításával és oxidációjával a mangán MnO₂ alakjában kinyerhető, az egyéb nitrátokat tartalmazó oldat tovább feldolgozható, pl. műtrágyára.

A b) eljárással készített mangánoxid összetétele:

Mn	44,08%	CaO	9,50%
Fe	0,98%	MgO	5,75%
SiO ₂	0,54%	Izz. veszt.	9,94%
Al ₂ O ₃	0,63%	P ₂ O ₅	nyom.

Összefoglalva tehát, az úrkúti karbonátos mangánérc nitrózával történő feltárására az alábbi eljárás ajánlható:

1. Az őrlött érc pelletezése kb. 15% nedvességtartalommal.

2. A pelleték pörkölése 600 C° felett oxidáló légkörben.
3. A pörkölt pelleték kezelése feltáró toronyban nitróztatartalmú gázzal telítésig.

4. A pelleték kilúgzása meleg vízzel.

5. Az oldatok vastartalmának leválasztása 6 p_H -nál.

6. A vasmentes oldatból a mangántartalom leválasztása.

A 3. és 4. pontok többször ismételhetők. A gyakorlatban kb. háromszori feltárást alkalmaztunk. További feltárásnál már a vaskioldódás olyan mértékű, hogy a vastalanítás csak nagy mangánveszteséggel oldható meg.

Az 5. pontot az első feltárásnál el lehet hagyni, csak a további feltárásoknál nyert vastartalmú oldatoknál kell elvégezni.

Az eljárást üzemileg a péti Nitrogéngyár hulladékgázának felhasználásával próbáltuk ki. A gyárban végzett üzemi kísérlet mindenben alátámasztotta a laboratóriumban nyert eredményeinket.

A péti Nitrogéngyárban óránként 20 000 m³ 0,5—1% nitróztatartalmú véggáz áll rendelkezésre. Ezzel évenként 20 000 t karbonátos érc volna feldolgozható kb. 4000 t 50% Mn-tartalmú mangánoxidra.

A karbonátos érc feldolgozása foszforszegény szilikomangánná

Másik lehetőség az érc vas- és foszfortalanítására az a megoldás, amikor az érc vas- és foszfortartalmát nagyolvasztóban vagy elektrokemencében nyersvassá redukáljuk, a mangánt elsalakítjuk, és ebből a vasban szegény és csaknem foszfortmentes salakból célszerűen szilikomangánt gyártunk.

Ez az eljárás nem ismeretlen és erre vonatkozólag létezik egy magyar szabadalom is, éspedig a V 4369 alapszámú MÁVAG—Visnyovszky eljárás, amelyre a szabadalmat 1943-ban adták meg. A szabadalom címe: „Eljárás mangán- és foszfortartalmú vasércnek kohósításánál a mangán és foszfor szétválasztására”. A kohósítás nagyolvasztóban is elvégezhető, mint azt annak idején a macskamezői mangánérccel 340 m³-es kohóban végzett nagyüzemi kísérletek igazolták. Az úrkúti karbonátos ércre az eljárást — kísérleti nagyolvasztónk nem lévén — 120 kVA trafóteljesítményű háromfázisú, nyitott, ívfényes kemencében végeztük.

A Mn-ben dús salak előállítási kísérleteinél két variációt próbáltunk ki. Első esetben a karbonátos Mn-ércet redukáló anyag és krivojrogi hematitérc jelenlétében olvasztottuk. Célunk egyrészt az volt, hogy savanyú vasércpótlék alkalmazásával csökkentsük a salak bázisosságát, másrészt növeljük a redukálható vas mennyiségét. Ez az utóbbi szempont erősen befolyásolhatja az eljárás gazdaságosságát.

Második esetben a karbonátos Mn-érchez csak redukálószer adagoltunk.

Mindkét kísérlethez 700 C°-on pörkölt karbonátos Mn-ércet használtunk. Az érc összetétele pörkölt állapotban az alábbi volt:

Mn	25,80%
Fe	10,3%
SiO ₂	27,0%
CaO	4,72%
MgO	3,50%
Al ₂ O ₃	2,10%
P	0,30%

Elegyösszeállítás a két változatnál:

	A	B
Pörkölt karbonátos Mn-érc	62%	94%
Krivojrogi hematitérc	18,5%	—
Öntöttvasforgács	7,5%	—
Koksz	12%	6%
	100%	100%

Az olvasztás során nyert Mn-dús salak és nyersvas összetétele:
Mn-dús salak

	MnO	FeO	SiO ₂	CaO	MgO	Al ₂ O ₃	P
A.	35,20	5,45	46,17	6,60	3,20	3,62	0,021
B.	41,38	4,41	35,21	7,51	6,20	2,16	0,024

Nyersvas

	C	Si	Mn	P	S
A.	2,78	0,06	0,63	0,74	0,13
B.	1,94	0,08	0,90	3,38	0,048

A fajlagos anyag- és energiafelhasználás:

	A)	B)
Pörkölt karbonátos Mn-érc t/t Mn-dús salak	1,19	1,26
Krivojrogi hematitérc t/t Mn-dús salak	0,357	—
Öntöttvas forgács t/t Mn-dús salak	0,142	—
Koksz t/t Mn-dús salak	0,181	0,084
Szénelektróda t/t Mn-dús salak	0,08	0,06
Villamosenergia kWh/t Mn-dús salak	2860	1900
Nyersvas t/t Mn-dús salak	0,44	0,1
Mn-kihozatal a salakban:		

	A)	B)
	95%	98,5%

Az anyag- és energia-költség alakulása:

	A)	B)
Pörkölt karbonátos Mn-érc Ft/t Mn-dús salak	322*	340*
Krivojrogi hematitérc	1320	—
Öntöttvas forgács	198	—
Koksz	190	88
Villamos energia	2280	1520
Szénelektroda	780	590
Összesen	5092	2538

*Pörkölési költség nélkül

Az olvasztás során nyert nyersvasmennység árát levonva, a Mn-dús alak anyag- és energiaköltsége:

A) esetben 3990.— Ft/t

B) esetben 2288.— Ft/t

A karbonátos Mn-ércekből nyert Mn-dús salakot a SiMn-ra dolgoztuk fel. A nyert SiMn és a végsalak összetétele:

SiMn

C	1,05%
Mn	64,05%
Si	17,37%
P	0,80%
S	0,01%

Végsalak

MnO	5,63%
FeO	0,28%
SiO ₂	44,87%
CaO	30,8%
MgO	13,2%
Al ₂ O ₃	3,83%

Mn-kihozatal a SiMn-gyártásnál 58—60% volt.

A fajlagos anyag- és energiafelhasználás, illetve anyag- és energiaköltség pedig:

	Fajlagos felhasználás t/t SiMn	Egységár Ft/t	Összesen Ft
Mn-dús salak	3,68	2288	8 400
Égetett mész	0,42	590	248
Koksz	0,63	1050	662
Szénelektroda	0,10	9800	980
Villamos energia kWh	10 000	0,80	8 000
			18 290

Munkabért és rezsiköltséget sem a Mn-dús salakra történő olvasztásnál, sem a SiMn-gyártásnál nem tüntettünk fel.

Ipari gázok kéntelenítése karbonátos mangánércből készült pelletekkel

A kitűzött cél az ipari gázokból, főleg a nagy kéntartalmú hazai barnaszenekből fejlesztett generátorgázból a rendkívül káros hatású kénhidrogén eltávolítása, kizárólag hazai nyersanyagok felhasználásával. Vaskohászatipontból ez lehetővé teszi a SM-eljárásnál generátorgázzal kénmentes, jó minőségű acél termelését, továbbá az acéltárgyak melegmegmunkálás céljából történő hevítésénél a nagy mennyiségű és erősen kéntartalmú reve képződésének csökkentését, illetve megakadályozását.

A probléma kidolgozásánál mind beruházási, mind üzemi költségekkel való takarékoskosságot és a fenti feltételeket szem előtt tartva a Coke and Gas című folyóirat 1952 februári számában ismertetett és Németországban már néhány éve bevezetett oxidgolyócskák (pellettek) történő folyamatos száraz tisztító eljárást tartottuk a legcélszerűbbnek. Az eljárást az oberhauseni gáztechnikai társaság vasoxid pelletekre dolgozta ki. Hazánkban a kéntelenítésre alkalmas pelletek készítésére nincs megfelelő minőségű vasércünk. A Bayer-eljárás szerinti timföldgyártásnál nyert vörösiszap erre a célra nem felel meg, csak a pirogén eljárással termelt vörösiszap alkalmas erre a célra. A németországi gázművek is ezt használják a kéntelenítő pelletek készítésére. Bauxitjaink pirogén feldolgozása azonban egyelőre csak kisüzemi méretekben van tervbe véve és nagyüzemi megvalósításra csak a messze jövőben számíthatunk. Ezért a problémák megoldására száraz gázkéntelenítésre alkalmas egyéb anyagot kellett figyelembe venni.

Ismeretes, hogy a száraz gáztisztításnál a vasoxidon és az aktív szénen kívül a mangánoxid is használható. A finom szemcséjű mangánoxid azonban a szokásos gáztisztító szekrényben ugyanolyan nehézségeket okoz, mint a luxmassza. Az apró szemű masszaréteg nagy ellenállása miatt a gáz áramlási sebessége lassú (6—7 mm/sec), a tisztító szekrények helyszükséglete emiatt nagy. Az elhasznált anyag eltávolítása a szekrényekből, de még a tornyokból is nehézkes. A kénnel telített massa eltávolítása alatt a szekrényt vagy tornyot ki kell kapcsolni. Ezért az üzem nem folyamatos.

Az említett nehézségeken eleinte úgy akartunk segíteni, hogy a tisztítandó gázáram a kéntelenítésre szolgáló szárított mangániszap porát lebegésben tartsa. Ez az elméletileg megfelelőnek ítélt fluidizáló eljárás azonban gyakorlatilag kisüzemi méretekben nem vált be, mert a gáz bármilyen csekély nedvesség- és fenoltartalmától a lebegő részecskék összetapadtak és a masszában emiatt csatornák támadtak. A gáz a kisebb ellenállást kifejtő csatornákon áramlott át, és így a kellő kéntelenítés elmaradt. Különben is megállapítást nyert, hogy a száraz massa kéntelenítő hatása csekély.

Ezért áttértünk az úrkúti karbonátos mangánérccel történő gázkéntelenítésre, mégpedig úgy, hogy az ércet pelletek alakjában alkalmazzuk.

Ismerve a mangánoxid erőlyes kéntelenítő hatását, továbbá a Németországban több éve működő gáztisztító telepeken a pelletekkel végezhető száraz, folyamatos kéntelenítő eljárás műszaki és gazdasági előnyeit, kézenfekvő volt az a gondolatunk, hogy ennek a módszernek mangánoxid pelletekkel is kedvező

Declassified in Part - Sanitized Copy Approved for Release 2014/01/08 :
CIA-RDP80-00247A002700240001-4

amely a foszfortól mentes, hidrolízissel kiválasztják a vas- és alumíniumszulfátot úgy, hogy az oldatban gyakorlatilag az összes mangán, valamint a magnézium egy része marad szulfát alakjában.

Az érc kohászati feldolgozására vonatkozó további lépés abban áll, hogy a mangános oldatot bepárolják és a párlatot kb. 950 C°-os hőmérsékleten kalcinálják. E hőmérséklet mellett a jelenlevő mangánszulfát gyakorlatilag teljesen mangánoxidá alakul át, a magnéziumszulfát kb. fele mennyiségében, úgyhogy a bontatlan magnéziumszulfát vízzel való kimosással távolítható el. A kalcináció gázfázisa SO₂- és SO₃-tartalommal újra a szulfatizációs pörkölő kemencébe kerül, vagy pedig mechanikus és elektrosztatikus tisztítás után kénsavgyártásra használható fel. A kalcinátum megfelelő előkészítése, pl. brikettálása után megfelelő nyersanyag keletkezik ferromangányártásra, ez gyakorlatilag kén- és foszformentes nyersanyag.

A Vasipari Kutató Intézet a sokat ígérő kísérletek és tanulmányok alapján a csepeli művek kohászati tervezőirodája részére a kéntelenítőmű előtervét 1955 május havában elkészítette és átadta.

ÖSSZEFOGLALÁS

Az úrkúti oxidos és karbonátos ércelőfordulás ismertetése, várható tartalékok. Az oxidos érc mosásából származó *mangánhomok* magnetizáló pörköléssel és mágneses szeparálással olyan mértékben vastalanítható, hogy ferromangán gyártására alkalmassá válik. A *karbonátos* mangánérc fizikai módszerekkel nem dúsítható, a vegyi dúsítására a péti Műtrágyagyár hulladék gázainak felhasználásán alapuló feltárási eljárást dolgoztunk ki. A pelletezett és redukáló légkörben pörkölt ércet nitrozus gőz és levegő keverékével kezelve a mangántartalom 60—70%-a kinyerhető vizes kioldással; a lúgból kb. 50% Mn-tartalmú vas- és foszformentes mangánkoncentrátum választható le.

VASSZIVACSGYÁRTÁS

DR. VISNYOVSKY LÁSZLÓ

a műszaki tudományok kandidátusa

DK 669.181.4

Különleges minőségű acélokhoz és híradástechnikai ötvözetekhez egészen tiszta, Cu-, Ni-, As-stb. mentes vasbetét, színvas szükséges. Az ócskavas ma már annyira szennyezett, hogy erre a célra nem felel meg, ezért nálunk alapanyag-nak a Svédországból importált ún. „svéd sint” használják, külföldön viszont a tiszta vasat vasércekből közvetlen redukcióval gyártott vasszivacsból állítják elő. Ezen kívül a pormetallurgiai célokat szolgáló vaspör legnagyobb részét is vasszivacsból gyártják.

A vasszivacs vasban dús ércekből — az olvadáspont alatti redukcióval — készül. Átlagban 85—90% fémvasat, 2—3% meddő kőzetet és 1% C-t tartalmaz (a többi oxigén). Újabban világszerte egyre nagyobb tömegekben termelnek vasszivacsot, már csak azért is, mert ez kohókokszt nélkül gázredukcióval, vagy nyers szénnel is előállítható, gyártása tehát nincs nagyolvasztóhoz és jó minőségű kohókoksztához kötve. A helyi viszonyoktól függően a vasszivacs-gyártás olcsóbb lehet, mint a nagyolvasztóban való nyersvasgyártás.

A vasszivacsgyártás gyakorlati megoldására nagyon sok szabadalom létezik. Az eljárások elvileg három csoportra oszthatók: CO-gázzal, szilárd karbonnal és hidrogéngázzal redukáló eljárásokra. A különböző eljárások részletes vizsgálatából kitűnik, hogy mindegyiknek van olyan hátránya, amely miatt nálunk csak bizonyos fenntartással jöhet számításba, ezért meg kellett vizsgálni, hogy részünkre melyik megoldás lehet a legkedvezőbb. Kutatásaink az alábbi viszonyok tisztázására irányultak:

Mennyi a vasszivacsgyártás energiaszükséglete?

Milyen ércek állnak rendelkezésünkre a vasszivacsgyártáshoz?

Az ércek minősége és fizikai állapota (darabnagyság, tömörség stb.) miképpen befolyásolja a redukálhatóságot?

Részünkre milyen redukálószer a legkedvezőbb?

Milyen módszerekkel lehet befolyásolni a vasszivacs tisztaságát?

A további feldolgozáshoz milyen karbontartalmú vasszivacs a legkedvezőbb?

A vasszivacsgyártás energiaszükséglete

A vasszivacsgyártó eljárások közös vonása, hogy az ércek redukcióját az olvadáspont alatt szilárd állapotban végzik. A szilárd állapotban a redukció CO- és H₂-gázzal, továbbá C-nal végezhető el. Magában a nagyolvasztóban is először vasszivacs képződik, és csak megolvadás után lesz belőle nyersvas. A nagyolvasztó ugyanis elvileg két részre osztható, a redukció és az olvasztás szakaszára. A redukciós szakasz nagyrészt csak az aknára korlátozódik, és az volna a kívánatos, hogy itt a redukció teljesen befejeződjön. Sajnos, a valóságban ez csak a legritkább esetben érhető el, és amilyen tökéletlen az aknának mint vasszivacsgyártó résznek a munkája, olyan mértékben emelkedik a koksfogyasztás, mert az olvasztási zónában folyó redukció több hőt igényel.

A mai nagyolvasztók őseit, a régi, közvetlenül acélt, helyesebben vasszivacsot gyártó kemencéket úgy is fel lehet fogni, mint olvasztási szakasz, azaz medence nélküli nagyolvasztókat. A nagyolvasztó működési elve, hogy a medencében a koksz karbonját a levegő oxigénjével CO-vá égetjük el, és a felszálló forró CO-gázok felmelegítik és redukálják az ércek vasoxidjait. Minthogy a redukáló gázt előállító medence és a redukciót végző akna egybe van építve, a redukált vas a fúvókák előtti nagy hőmérsékleten megolvad. Ez az olvasztás legtöbb esetben külön kokszot nem igényel, mert a redukcióhoz szükséges gázmennyiség előállításához elégetett karbonból keletkező hőmennyiség az olvasztáshoz is elegendő.

Vasszivacsgyártásnál a megolvasztást szándékosan el akarjuk hagyni, tehát más módon kell gondoskodni a redukcióhoz szükséges gázmennyiség előállításáról és felmelegítéséről.

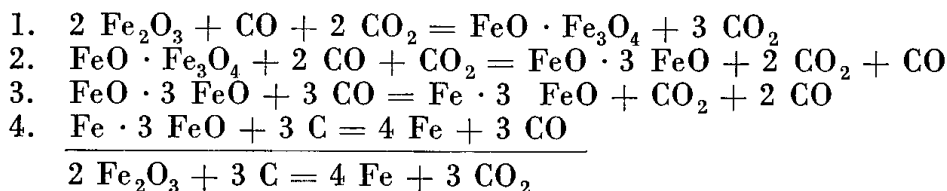
A szilárd állapotban gázzal végbemenő, tehát indirekt redukciót az alábbi folyamatok szerint szoktuk elképzelni:

1. $2 \text{ Fe}_2\text{O}_3 + \text{CO} = \text{FeO} \cdot \text{Fe}_3\text{O}_4 + \text{CO}_2$ (wüstitképződés)
 2. $\text{FeO} \cdot \text{Fe}_3\text{O}_4 + \text{CO} = \text{FeO} \cdot 3 \text{ FeO} + \text{CO}_2$
 3. $\text{FeO} \cdot 3 \text{ FeO} + \text{CO} = \text{Fe} \cdot 3 \text{ FeO} + \text{CO}_2$ (oxoferrit)
 4. $\text{Fe} \cdot 3 \text{ FeO} + 3 \text{ CO} = 4 \text{ Fe} + 3 \text{ CO}_2$
- $$\underline{2 \text{ Fe}_2\text{O}_3 + 6 \text{ CO} = 4 \text{ Fe} + 6 \text{ CO}_2}$$

Ezeknek a folyamatoknak a végbemenetelét azonban fizikai-kémiai egyensúlyok szabályozzák és fémvas a 4. folyamat szerint csak akkor képződik, ha CO-ból megfelelő felesleg is van jelen, mert stöchiometria i mennyiség-nél a folyamat bal felé menne végbe. A Bauglässer- és Boudouard-féle egyesített diagraból kiolvasható, hogy C jelenlétében a redukció 750 C°-on indul meg és egyensúly esetén a CO₂/CO arány legfeljebb 0,61 lehet. Az egyensúlyi helyzet elérése azonban csak hosszú idő alatt lehetséges és — *Wiberg* szerint — a gyakorlatban 0,5-nél nagyobb CO₂/CO arány nem érhető el. Ha az elméleti 0,61 arányt vesszük figyelembe, 1 mól FeO redukciójához 2,639 mól CO kell, ami 1 t vasra vonatkoztatva 1071 m³ CO-szükségletet jelent. Ez a CO-mennyiség 575 kg karbonból fejleszthető, de a jól működő nagyolvasztóban ennél kevesebb karbonnal is gyártanak nyersvasat, ami azt bizonyítja, hogy a tiszta indirekt redukció nem adja a legkisebb karbonfogyasztást. A nagyolvasztóban a redukció CO-gázszükséglete nem is mind a levegő oxigénjéből keletkezik, mert megfelelő hőmérsékleten az érc oxigénje is eléget karbont

CO-vá. Ez az úgynevezett direkt redukció ($\text{FeO} + \text{C} = \text{Fe} + \text{CO}$) és az itt keletkezett CO is hozzájárul a redukálógáz-szükséglet fedezéséhez. Az az ideális, legkisebb karbonfogyasztást eredményező helyzet, amikor a direkt redukcióból keletkezett CO-mennyiség biztosítja a 750°C feletti indirekt redukcióhoz szükséges $\text{CO}_2/\text{CO} = 0,5$ arányt, és a továbbiakban elegendő az Fe_2O_3 -nak FeO-ig való redukálásához.

Ezeknek a feltételeknek a teljesítéséhez a jelenlevő vasnak 75%-át, illetve az érc oxigénjének 50%-át kell direkt úton, vagyis C-nal redukálni. A folyamatokat a következőképpen szemléltetjük:



A 3-as folyamatnál a CO_2/CO arány 0,5, a 2-es folyamatnál 2, tehát a redukáló atmoszféra minden esetben biztosított, mert az 1-es folyamat már alig mérhető CO-mennyiségnél is végbemegy. A fenti folyamatokból számíthatóan a C-szükséglet 1 t vas teljes redukációjához 162 kg, és ez egyúttal a szilárd állapotban lefolyó redukció, vagyis a vasszivacsgyártás vegyi folyamatának elméleti C-szükséglete akkor, ha a $\text{CO}_2/\text{CO} = 0,5$ aránynál nem tudunk feljebb menni. Ez a karbonmennyiség a vegyi folyamatnál teljesen elhasználdik, és így az ércnek és a redukációs szénnek felmelegítéséről, továbbá a direkt redukció hőszükségletéről más hőforrásból kell gondoskodni. Az idegen forrásból fedezendő hőszükséglet gyakorlatilag 1 250 000 cal/t vasszivacs, és így a vasszivacsgyártás összes energiaszükséglete lényegesen kisebb, mint a nyersvasgyártásé. *Wiberg* szerint gyakorlati adatok alapján kokszra átszámítva, a vasszivacsgyártás energiaszükséglete 380 kg koksz/t, szemben a nyersvas 650 kg/t kokszszükségletével.

A vasszivacsgyártásra használható érc minősége

A vasszivacs tiszta acél alapanyagául szolgál, fontos tehát, hogy az érc mentes legyen olyan szennyezőktől, melyek az acélgyártás folyamán nem távolíthatók el (Cu, Ni, As stb.), s azonkívül P- és S-tartalma ne haladja meg a 0,05%-ot. A hazai rudabányai érc nem alkalmas vasszivacs gyártására, mert réztartalma és nem is dúsítható olyan mértékben, hogy belőle 85–90% vasat tartalmazó vasszivacsot lehessen gyártani. Ércszükségletünknek mintegy 60–70%-át mindenkor külföldről vásároljuk, és így csak rajtunk múlik, hogy milyen minőséget veszünk. Jelenleg legnagyobb mennyiségben a krivojrogi ércet használjuk, de bolgár, kínai és svéd ércet is beszerzünk.

A bolgár blagovesti érc magnetit-, foszfor- és kénszegény, meddője legnagyobb részben MgO, amely izomorfként részben helyettesíti a magnetit ($\text{FeO} \cdot \text{Fe}_2\text{O}_3$) FeO-tartalmát. Mágneses szeparálással jól dúsítható 1–2% SiO_2 -tartalomra, de az izomorf MgO-tól nem választható el, és így a szeparált érc 62% Fe mellett kb. 6–7% MgO-t tartalmaz. Ez az érc tehát vasporgyártásra nem alkalmas, de acélgyártást szolgáló vasszivacshoz kedvező nyersanyag.

A kínai érc nagyrészt martit, eredetileg 60% Fe-t és 6% SiO_2 -t tartalmaz. Mágneses szeparálással vagy széreléssel jól dúsítható. Széreléssel 80%-os súlykihozattal 66% Fe- és 3% SiO_2 -tartalmú érc állítható elő belőle. P- és S-tartalma minimális. Vasszivacsgyártáshoz jól megfelel.

A svéd érc mint mágneses koncentrátum szerezhető be, Fe-tartalma 69%, SiO_2 -tartalma 1,5%, foszfort, ként rendszerint csak nyomokban tartalmaz. A svéd koncentrátum minden további előkészítés nélkül megfelel a vasszivacsgyártáshoz.

A krivojrogi érc hematit, összetétele erősen változó. A nagyolvasztók részére szállított érc 15–20% SiO_2 -t tartalmaz, mágnessel nem dúsítható. Kovasavtalanítására fajsúly szerinti elkülönítést dolgoztunk ki, ez az érc ugyanis nem vasszilikát, hanem legnagyobb részben tiszta hematit és kvarc-kristályok összecementálódott elegye. A tiszta hematit fajsúlya 5,1, a kvarcé 2,6. A 4,6-nál nagyobb fajsúlyú rész csak max. 3% SiO_2 -t tartalmaz, s így jól megfelel a vasszivacshoz. 2 mm-nél nagyobb szemnagyságnál ez a minőség ülepítéssel, 2 mm-nél kisebb szemnagyságnál széreléssel olcsón kiválasztható. Széreléssel 3%-nál kisebb SiO_2 -tartalmú érc 30%-os súlykihozattal állítható elő a 2 mm-nél apróbb porércekből.

A krivojrogi érc foszfor- és kéntartalma minimális, rezet, nikkelt stb.-t nem tartalmaz. Ideális nyersanyag a vasszivacsgyártáshoz.

A vasporgyártásra szolgáló vasszivacshoz kiváló nyersanyag a vasreve. Őrlés és mágneses szeparálás után a legtisztább ércnek számít.

Ércék redukálhatósága

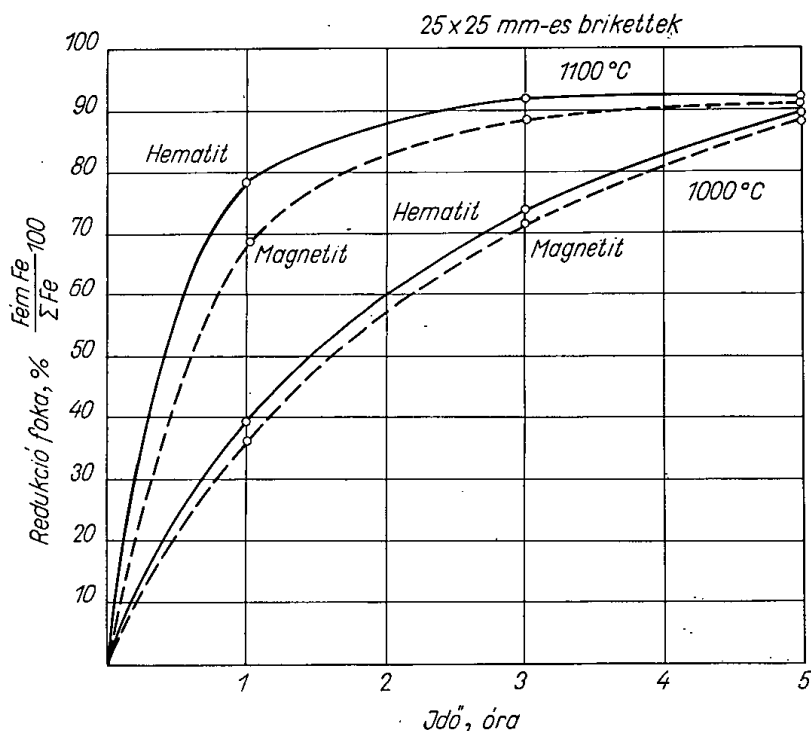
Az ércék redukálhatóságát először laboratóriumi méretekben vizsgáltuk. Célunk az volt, hogy olyan redukálási feltételeket teremtsünk, amelyeknél a redukció minél kisebb hőmérsékleten megy végbe, és a reakciósebesség még olyan nagy, hogy jó termelékenység várható.

A redukció gyors véghezvitelének elérésére először a fluidizációs elv megvalósítására gondoltunk, mert ennél a legtokéletesebb az érc és a redukáló gáz érintkezése, továbbá itt legnagyobb az érintkezési felület. Kísérleteinknél megállapítható volt, hogy az általunk használt városi gázzal 850°-on a reakciósebesség még igen lassú. Egy óra alatt alig 40%-os redukciót értünk el, értvén ezen azt, hogy a jelenlevő vasnak 40%-a redukálódott fémig. 1000 C°-on ugyanennyi idő alatt már 95%-os redukciót értünk el, de mihelyt a fluidizáció nem működött egyenletesen, ami előbb-utóbb bekövetkezett, a fémvas összeült és többé nem is lehetett a fluidizációt beállítani. Ennek az elgondolásnak a megvalósítása egyébként a Wiberg-eljárás apparatúrájához vezetne azzal a különbséggel, hogy nem darabosított, hanem porércet redukálunk. A vaspörössesülése miatt azonban ez az út nem látszik járhatónak. A nyomás növelésével itt nem lehet a redukció hőmérsékletét leszállítani, mint a hidrogénnél, mert nyomás alatt a CO-ból C és CO_2 képződik, ami a redukáló atmoszférát lerontja.

Ezután a szilárd szénnel végezhető redukciót vettük vizsgálat alá, vagyis azt a megoldást, amire az előzőkben a legkisebb C-felhasználást levezettük. Tulajdonképpen ez a Höganäs-eljárásnak is az elve.

A redukció időtartama

A redukcióhoz szükséges időtartam gyakorlati meghatározására mindenekelőtt néhány előkísérletet végeztünk. Kísérleteinkhez 25 mm Ø-jű és ugyanilyen magas, porérből készült briketteket használtunk. Redukáló anyagot nem kevertünk a briketthez, kötőanyagának viszont melaszt vagy dextrint használtunk, ez azonban nem volt több, mint az érc súlyának kb. 3%-a. A



49. ábra. A redukció foka az idő függvényében

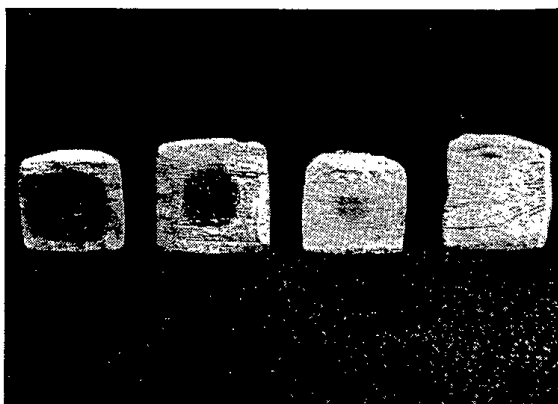
briketteket vastégelyben, illetve csőben kokszporba vagy faszénporba ágyazva hevítettük különböző hőmérsékleten, különböző ideig. A redukció előrehaladását az idő függvényében a 49. ábra mutatja.

A redukált briketteket kettéfűrészeltük, egyik felét megelemeztük fémvasra és összes vasra, a másik fél vágási felületét megcsiszoltuk és a keresztmetszetről makro- és mikrofelveleteket készítettünk. A redukció mértékszámául a képződött fémvasnak a jelenlevő összes vashoz való viszonyát választottuk. Az 50. ábra 1000°-on különböző idő alatt redukált hematitbriketteket mutat.

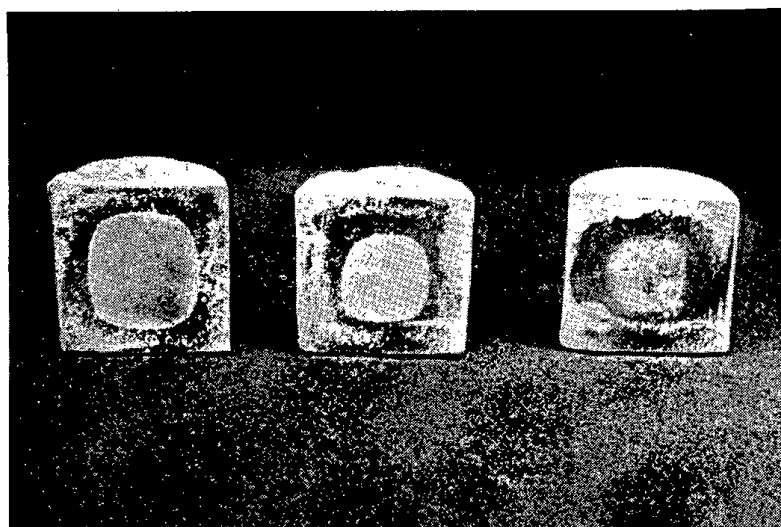
A sötét mag redukálatlan érc, és így jól megfigyelhető, hogy a redukció a felületről kiindulva fokozatosan terjed befelé, amíg az egész brikett átredukálódik. Ezen a hőmérsékleten képződött vasszivacs annyira porózus és laza, hogy a csiszolat nem mutat fémes jelleget.

1100° C-on képződött vasszivacs már tömörebb (51. ábra), a csiszolat fémfényű, jól polírozható.

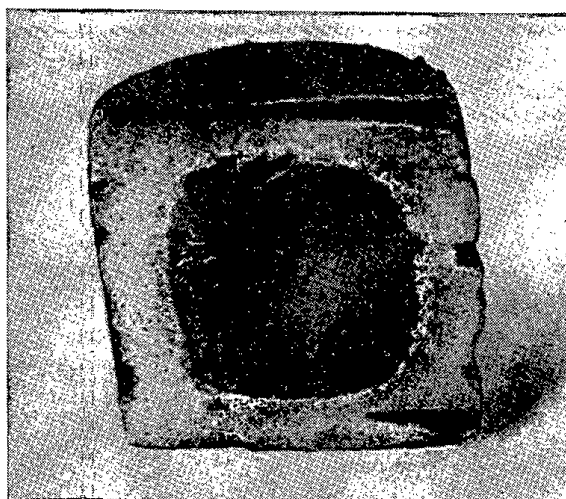
1200°-on a külső felület tömör vaskérget alkot, de a belső mag nem fém, hanem megolvadt wüstit, amely a vaskéregtől könnyen elválk (52. ábra).



50. ábra. 1000° C-on 1, 2, 4 és 6 órán át redukált hematitbrikettek



51. ábra. 1100 C°-on 1,5, 2,5 és 3 órán át redukált ércbrikettek



52. ábra. 1200 C°-on redukált hematit ércbrikett

A magnetitérc redukciója teljesen hasonló jelenséget mutat, azzal a különbséggel, hogy a teljes átredukáláshoz hosszabb idő kell, és a fémvaskéreg már 1200° -nál kisebb hőmérsékleten is akadályozza a redukciót.

Számos kísérletből azt állapítottuk meg, hogy a redukciós front előhaladása az idővel egyenesen arányos, amiből az következik, hogy kísérleteinknél a redukció sebességét a gázdiffúzió határozza meg. Számszerűleg a redukciós front előhaladása hematitércnél 1000° -on 4 mm, 1100° -on 6 mm óránként, magnetitércnél 1000° -on 3 mm, 1100° -on 4 mm óránként. Ez azt jelenti, hogy 25 mm \varnothing -jú brikett teljes átredukálásához hematitércnél



53. ábra. Teljesen átredukált hematit brikett

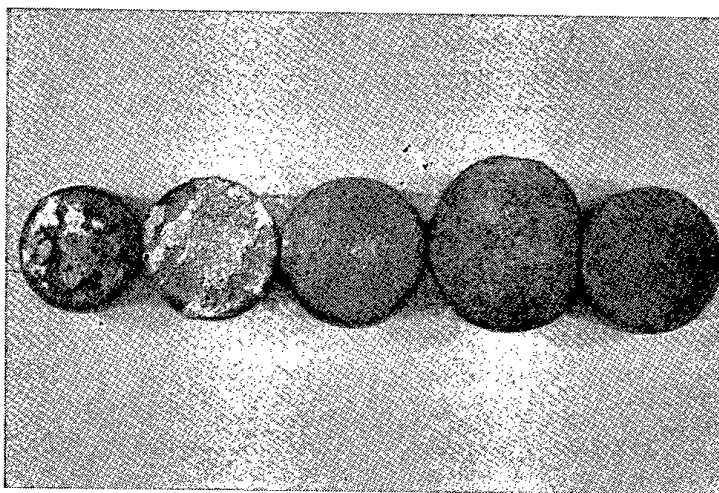
1000° -on 3 órai, 1100° -on 2 órai, magnetitércnél 1000° -on 4 órai, 1100° -on 3 órai redukció szükséges. Az 53. ábra teljesen átredukált brikettet mutat. A csiszolt felület egyenletes, fémfényű.

A redukció hidrogén jelenlétében meggyorsul, néhány tájékoztató kísérlet szerint — ha hidrogént is vezetünk a redukáló tégelybe —, a redukció ideje kb. a felére csökken.

Összehasonlításkeppen tömör ércdarabot és brikettálás nélkül beszórt laza port is redukáltunk. 1000° -on két óra alatt a tömör ércnek 40%-a, a brikettnek 75%-a, a porércnek pedig 97%-a redukálódott fémmé. Az ércpor tehát brikettált állapotban is kb. fele idő alatt redukálódik, mint a tömör érc. A laza por redukálása még gyorsabban megy, de a 0,5 mm-nél nagyobb ércszemek nem állnak össze darabos szivaccsá, csak lazán hegednek össze, a vasszivacs morzsalékony és törékeny lesz. Brikettálással a durva szemű ércből is jól kezelhető, szilárd vasszivacsot kaptunk.

A vasszivacs alakja mindenkor olyan maradt, mint az eredeti briketté, csupán térfogatváltozás következett be. Redukció közben a brikettek jelentősen megduzzadnak, majd zsugorodnak és kisebbek lesznek, mint az eredeti brikett. A térfogatváltozás mértéke a hőmérséklettől függ. Méréseink szerint 900° -on végzett teljes redukciónál a térfogatnövekedés 250%-ot is elér, az ilyen vasszivacs fajsúlya 1,3—1,4. 1050° -nál az eredeti ércbriketthez viszonyítva térfogatváltozás nincs, e felett a vasszivacs zsugorodik és 1200° -nál térfogatcsökkenése eléri az 50%-ot. Az ilyen zsugorodott vasszivacs fajsúlyát 5,4-nek találtuk (54. ábra).

A redukálás lehetőségét vascső helyett kerámiai anyagból készült csőben is megvizsgáltuk. Azt tapasztaltuk, hogy a redukció sokkal lassabban, három-négyszer annyi idő alatt megy végbe és teljes átredukálást nem is sikerült elérni. Ez azzal magyarázható, hogy a használt, aránylag vékony, 8 mm-es falvastagságú kerámiai cső pórusain a gáz könnyen átdiffundál, és eltávozik a csőből anélkül, hogy a redukciót elvégezné. Ugyanezt tapasztaltuk, amikor körkemencében a Höganäs-eljárást próbáltuk ki. Az ércet 30 mm vastag



54. ábra. Zsugorított vasszivacs

samottcsőbe, kokszpor közé helyeztük, úgyhogy a samottcső a kokszporral érintkezett és az érc ezen belül volt. Tíznapos redukálási idő alatt mindössze 70%-os redukciós fokot értünk el, és a vasszivacs a lehülési periódusban nagyrészt visszaoxidálódott. Ezt a jelenséget szintén a samott porozitásával magyaráztuk. A kísérletek azt mutatják, hogy a Höganäs-eljáráshoz csak különlegesen tömör, gázt át nem eresztő kerámiai tokok használhatók, amelyek gyártása külön probléma.

A redukáló szén minősége

A továbbiakban a szén minőségének kivizsgálására faszénnel, koksszal, barnaszénkoksszal, tatabányai nyersszénnel, borsodi nyersszénnel és tőzeggel végeztünk redukálási kísérleteket. A tőzegről néhány kísérlet után megállapítottuk, hogy rendkívül laza szerkezete és kis, 30%-nyi C-tartalma miatt nem lehet a redukcióhoz szükséges mennyiséget olyan térfogatban elhelyezni, amely más redukáló anyag részére bőségesen elegendő volna. A tőzeg lepárlása után visszamaradó koksz természetesen megfelelne erre a célra.

A különféle szénekkel egyformán jó redukálhatóságot értünk el, csupán azt tapasztaltuk, hogy nyers szénekkel a redukció gyorsabb, mint koksszal. Ez a szénből képződő lepárlási gázok következménye. A különbség a szénfélések között a vasszivacs által felvett kéntartalomban volt. A szén kéntartalmának nagy részét a vasszivacs felveszi, a kénfelvételt azonban

csökkenteni lehet, ha a szén közé égetett meszet is keverünk. 1000°-on végzett redukciónál a kénfelvétel a következőképpen alakult:

Redukálószer	S-tartalom %	
	A redukáló szerben	A vasszivacsban
Faszén.....	0,01	0,032
Koksz	1,1	0,25
Koksz + 10% mész		0,06
Barnaszén-koksz	1,32	0,35
Barnaszén-koksz + 10% mész		0,06
Tatai nyersszén	4,35	1,35
Tatai szén + 10% mész		0,48
Borsodi nyers szén	4,50	1,38
Borsodi szén + 10% mész.....		0,82

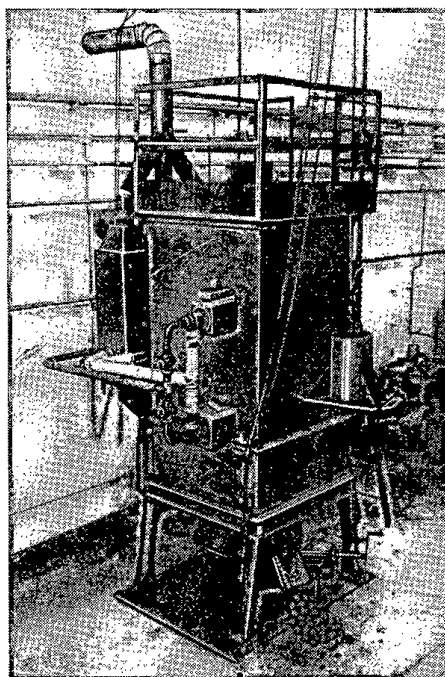
A kén nem oszlik el egyenletesen a vasszivacsban. A brikettek szélén mindig több ként találtunk, mint középen.

Például a szélén 0,046%, középen 0,016%
a szélén 0,34%, középen 0,082%
a szélén 0,43%, középen 0,15%
a szélén 0,61%, középen 0,17%.

A vasszivacs C-tartalma nem függ a szén minőségétől, hanem a redukció időtartamától és hőmérsékletétől. Kis C-tartalomnál a szén Fe_3C alakban oldódik a vashban és a felvett C-mennyiséget a $\text{Fe}_3\text{C} + \text{CO}_2 = 3 \text{ Fe} + 2 \text{ CO}$ folyamat szerint a gáz CO_2 -tartalma szabályozza. Szén jelenlétében 1000°-nál nagyobb hőmérsékleten a CO_2 nem állhat fenn, tehát kísérleteinknél a C-felvétel a hőmérséklettől függött. A nem teljesen redukált vasszivacs C-tartalma átlagban 0,04—0,1%-ig terjedt, és nagyobb C-felvétel csak a redukció teljes befejezése után kezdődött meg. Az 1100°-on redukáltaknál elérte az 1,6%-ot is, attól függően, hogy mennyi ideig tartózkodott a redukció hőmérsékletén. A C-tartalom a vasszivacs brikettek teljes keresztmetszetében közel azonos, a szélén sem több, mint középen, és ez nemcsak kis, hanem 1% körüli C-tartalomnál is fennáll.

A vasszivacs C-tartalma csökkenthető, illetve szabályozható azzal, hogy a lehűlési periódusban CO_2 -t vezetünk a redukálótérbe. Erre azonban a gyakorlatban nincs szükség, mert a vasszivacsnak beolvasztásakor előnyös a minél nagyobb C-tartalom, ez ugyanis megakadályozza a vasszivacs oxidálódását. Ha a vasszivacsból vasport akarunk gyártani, akkor a C-tartalom utólagos hidrogénkezeléssel tetszés szerint beállítható.

Az ismertetett kísérletek azt mutatták, hogy a brikettált érc szénpor között könnyen redukálható. Az eljárás gyakorlati megvalósításához kedvezőnek látszik a kokszoló kemencékhez hasonló, kívülről fűtött vertikális retorta. Ilyen retortában az adagolás és a kihordás folyamatos megoldásával a vasszivacsgyártás folyamatossá tehető. Ennek a munkamenetnek a megvalósítására először egy kisméretű 150 mm belső \varnothing -jú redukáló retortát készítettünk. A retortacső 30 mm vastag samottcső volt, amelyet kívülről városi gázzal 1300°-ra fel lehetett fűteni. A vertikálisan felállított retortacsövet alul kettős fenekű ürítő szerkezettel láttuk el, amelynek segítségével a retortában



55. ábra. Retortás kemence

levő anyagot egyenletes adagokban lehetett a kemencéből leeresztetni. A retortába felülről kokszport és briketteket adagoltunk, úgy, hogy minden brikettet bőséges koksz vegyen körül és a brikettek egymással ne érintkezessenek. Kevés kokszpor adagolásánál, amikor a brikettek redukció közben megduzzadtak, beszorultak a csőbe, és ürítéskor csak a kokszpor hullott ki. A kokszpor mennyiségét fokozatosan növelve, a fennakadás akkor szűnt meg, amikor a kokszpor és az ércbrikettek térfogatának aránya 5 : 1 volt, ami súly arányában kb. 1 : 1-nek felel meg. A vasszivacsral együtt kiszedett széntöbbséget friss szénnel keverve visszaadagoltuk a következő adaghoz. Miután azt tapasztaltuk, hogy a brikettek redukciója kielégítően végbemegy, a kis kemencét egy hétig folyamatos üzemben tartottuk úgy, hogy minden két órában leeresztettünk egy adagot és felülről annyit adagoltunk bele, hogy a retorta mindig tele legyen. A brikettek áthaladási ideje az 1000—1100° hőmérsékletű zónán kb. 6 óra volt, és ezalatt a 25 mm \varnothing -jú briketteknel teljes redukciót értünk el. A brikettek redukció közben nem porlódtak szét.

A kísérlet igazolta, hogy a vasszivacsgyártás folyamatos üzemű aknás kemencében megvalósítható. Kisüzemi vagy inkább nagy laboratóriumi megvalósításhoz egy 360 mm belső Ø-jű, 2 m magas retortás kemencét építettünk és a további kísérleteket ebben folytattuk. (55. ábra.) A retorta 60 mm vastag samottgyűrűből készült, alját forgó tányér zárja el, amelynek segítségével a retortából bármikor bármilyen mennyiségű anyag kiszedhető. A tányér lassú forgatása úgy is beállítható, hogy az áthaladás teljesen folyamatos legyen. Ennek a kemencének napi termelése 100—150 kg vasszivacs, ami azt jelenti, hogy 1 m³ aktív retortatérfogatban 24 óra alatt 1 t vasszivacsot lehet termelni. Ez a teljesítmény kielégítőnek látszik, hiszen a nagyolvasztótérfogat kihasználásával egyezik.

A briketteket külön a kemencéhez szerkesztett adagoló edénybe kokszpor közé ágyazzuk úgy, hogy a brikettek egymással ne érintkezzenek. Az adagolóedényt, melynek fenéke nyitható, a teljesen megtöltött retorta tetejére ültetjük, az adagoló edény fenekének nyitásával az edény a retorta szerves részét képezi, és olyan mértékben ömlik át belőle az anyag, mint amilyen a retorta alján a kihordási sebesség. Az adagoló edény kiürülése után egy, már előre megtöltött újabb edényt ültetünk az üres helyére. A retorta alján kikerülő darabos vasszivacsot az elhasznált kokszportól rostálással választjuk el. A kokszpor visszakerül az adagoláshoz, a vasszivacs briketteket pedig koptató malomban megtisztítjuk a hozzátapadt kokszportól. A koptatás alatt a brikettekről kevés vaspör is leválik. Ez a vaspör visszakerül a briketáláshoz mint kötőanyag, vagy mágneses szeparálás után vasporgyártásra használható.

Ebben a kemencében kipróbáltuk a krivojrogi, a kínai és a svéd ércből való vasszivacsgyártást. Mindegyik ércfajtánál be lehetett állítani 85—90%-os redukciót, ami olvasztási célokra teljesen megfelelő. A vasszivacs brikettek kéntartalma kokszpor használatánál 0,04%, faszénpornál 0,02%. A termelt vasszivacs átlagos összetétele

C	0,6 — 0,8%
S	0,02 — 0,04%
P	0,01 — 0,03%
Összes vas	92 — 94%
Fémvas	85 — 90%
SiO ₂	3 — 5%
O ₂	1 — 4%

A vasszivacs további feldolgozására is végeztünk néhány kísérletet. Bázisos indukciós kemencében lágyvasból kevés fürdőzt képeztünk, majd ebbe adagoltuk a vasszivacsot. A beolvadás gyorsan és folyamatosan végbe ment.

A gyártott armcovas összetétele:

C	0,01 — 0,03%
Si	0,05 — 0,1%
Mn	nyomok
S	0,02 — 0,03%
P	0,02 — 0,03%

Fényíves kemencében a beolvadás szintén simán megy, az áramfelvétel sokkal egyenletesebb, mint darabos hulladéknál. Nyersvas nélküli beolvasztásnál a fürdő C-tartalma mindig nagyon kicsi, 0,1%-nál kevesebb.

Vasporgyártáshoz a briketteket pofás törőben aprítjuk, majd kalapácmalomban őröljük, a vasport mágnesesen szeparáljuk és utólagosan 800°-on egy órán keresztül hidrogénben kezeljük. Ilyenkor a vaspor kissé összesül, de könnyen morzsolható, nem pirofóros. Préselési tulajdonsága kifogástalan.

ÖSSZEFOGLALÁS

A vasszivacs mint acélgyártási alapanyag. A vasszivacsgyártás tulajdonképpen nagyolvasztón kívüli érckohósítás, amelyhez nem kell kohókoks. A vasszivacsgyártás elméleti energiaszükséglete. Különböző vasszivacsgyártó eljárások. Hazai lehetőségek a vasszivacsgyártásra. A szóba jöhető ércek dúsítása. Kísérletek a redukció legrövidebb idejének meghatározására. A vasércbrikettek redukciója kokszpor és szén között. A redukáló szén minőségének hatása a vasszivacs C- és S-tartalmára. Kísérletek folyamatosüzemű vasszivacsgyártó kemence kialakítására vertikális retortában. A kidolgozott eljárás eredményeinek ismertetése. A gyártott vasszivacs feldolgozása szénvasra és pormetallurgiai vasporrá.

ACÉLMETALLURGIAI OSZTÁLY

Az 1949—1952. évek között a metallurgiai főosztály csoportjaként működött. 1952 óta önálló kutatóosztály, amelynek célkitűzése acélgyártási minőségjavító módszerek, hazai igényeknek megfelelő új acélfajták és ötvözetek kutatása, hőkezelési vizsgálatok, különleges tulajdonságú anyagok előállítása stb.

Az osztály 1959 végéig az alábbiakban vázlatosan felsorolt kutatási feladatokkal foglalkozott:

a) Acélgyártással kapcsolatos elvi kutatási feladatok, amelyek jellegük miatt nem tekinthetők üzemi problémáknak, mint a dezoxidálás különféle módjának alkalmazásával kapcsolatos összefüggések vizsgálata, acélok zárványtartalmának elkülönítési módszerrel való vizsgálata, folyékony acél hőmérséklet-mérésének megoldása, összehasonlító vizsgálatok folyékony acél gáztartalmára trikolor típusú pirométerrel, öregedési tulajdonságok vizsgálata réztartalmú acéloknál, titán hatásának vizsgálata betétedzésű acéloknál.

b) Különleges minőségi követelményeket kielégítő acélfajták gazdaságos és korszerű előállításának kérdései. Ilyenek a kis wattveszteségű transzformátorlemezek kimunkálása, különleges tulajdonságú takarékcélok kialakítása, meghatározott hőtágulású acélok előállítása, mélyhúzható lemezanyag gyártási eljárásának finomítása.

c) Új acélok kialakítására irányuló kutatások, mint nagy szilárdságú hegeszthető acélok, import ötvözőben szegény betétedzésű szerkezeti, szerszámacélok kutatása. Nagy tartósfolyás határú kis Mo-tartalmú szerkezeti acélok. Titánnal ötvözött takarékszerszámacélok kutatása.

d) Erősen ötvözött, korábban az országban nem gyártott acélféleségek előállítása, mint gőz- és gázturbina-anyagok, turbina lapátanyagok, különleges ellenállásanyagok, vákuumtechnikában használt hőálló acélok stb.

e) Új, korszerű acélgyártási technológiák és berendezések kutatása, mint a vákuumacélgyártással kapcsolatos téma, titántartalmú salak felhasználása acélgyártásban, oxigénbefúvás alkalmazása acélgyártásnál.

f) Melegen nehezen alakítható fémek és nagymértékben ötvözött anyagok kovácsolási technológiájának kidolgozása. Ilyenek: permalloy, ferniko, kronifer, szilvânia, fémtitán és Ni kovácsolása.

g) Különleges hőkezelési kísérletek, nagyfrekvenciás felületi edzés, nagy hőállóságú acélok hőkezelése. Transzformátorlemezek, permalloy, hipersil hőkezelése vákuumban és különböző védőgázokban.

h) Különleges, ipari jellegű problémák megoldása, amelyekhez a feldolgozó iparnak kísérleti berendezése nincsen, mint Diesel-motor előkamra-anyaga, tűzállótégla-prés szerszámanyaga, bőr hatásának vizsgálata az acél mechanikai tulajdonságaira.

Jelenleg az osztály kutatásait egy metallurgiai és egy hőkezelő csarnokban, néhány kísérleti laboratóriumban végzi, amelyek a fentebb felsorolt kutatási anyagoknak megfelelő berendezéssel van felszerelve. Indukciós atmoszférikus és vákuumkemencéi, ívfényes kemencéje, megfelelő kovácsolási és hőkezelő berendezése, valamint laboratóriumi mérőműszerei szolgálják a távlati és ipari témák kutatását.

Sz. M.

HAZAI GYÁRTMÁNYÚ ACÉLOLVASZTÓMŰVI SZÉNELEKTRÓD ELŐÁLLÍTÁSÁRA IRÁNYULÓ KÍSÉRLETEK

ÁGOTAI BÉLA

DK 621.355.1.669.18

A Műszénermelő NV szénelektród gyártására alkalmas masszaanyagot dolgozott ki. Az ebből gyártott elektródok alkalmazhatóságának megállapítására a Vasipari Kutató Intézetet kérték fel. A cél az volt, hogy az acélművek részére külföldről behozott grafit, illetve szénelektródokat hazai gyártásával lehessen pótolni.

Az első ízben előállított elektródokkal 1950 februárjában a diósgyőri Elektroacélmű 2 tonnás Heroult-rendszerű kemencéjében üzemszerű gyártással kapcsolatosan kísérleteket végeztünk.

Az ekkor felhasznált elektródok 1000 mm hosszúak, 200 mm átmérőjűek voltak. A felhasználásra szükséges összeillesztések grafit összekötőcsavarral történtek, mivel a meglevő és az elektród saját anyagából készített szén összekötőcsavarok szilárdságilag nem feleltek meg.

A kísérleti adag öntődei C-acél volt, 2100 kg súlyú hidegbetéttel indulva. A szénelektródok irodalomból ismert $4-8 \text{ A/cm}^2$ áramsűrűségi értékét vettük tekintetbe és 6 A/cm^2 középtértekkel számolva megállapítottuk, hogy az elektródokat egyenként kb. 2000 A-rel lehet megterhelni. Ez az áramerősség azonban a hideg betét beolvasztásához nem volt elegendő. Így kb. 3000 A terheléssel dolgoztunk, nem véve figyelembe a beolvasztás alatti nagyobb áramlökéseket. Az elektródok 3 óra és 10 percig voltak áram alatt, az adag elkészültéig. Az indulástól számított 2 óra elteltével az elektródok már teljes hosszukban átizzottak és az összekötésnél hosszirányban kb. 200 mm-es repedéseket lehetett észlelni. Keresztirányú repedés nem volt. Öntés előtt pedig az elektródok visszaváltásakor az egyik elektród az illesztésnél eltört és a fürdőbe zuhant.

Ebből a kísérletből a következőket állapítottuk meg:

1. a közbenső és a végpróba eredménye szerint az acélfürdő szénfelvétele megegyezett a használatos grafitelektród-fűtéskor kapott értékkel;
2. a kísérleti szénelektród fajlagos fogyása $24,5 \text{ kg/1000 kWó}$, illetve 20 kg/t acél;
3. az átlagos terhelés $9,6 \text{ A/cm}^2$ volt;
4. áramfogyasztás 815 kWó/t acél, az eddig használatos grafitelektród esetén $700-750 \text{ kWó/tonna}$;

5. az elektródok erősen átizzottak;
6. hosszrepedések keletkeztek;
7. használat közben az elektródok kis szilárdsági értékeket mutattak;
8. fajlagos ellenállás 43 ohm/mm²/m;
9. fajsúly 1,47 kg/dm³;
10. hamutartalom 2,11%.

A Műszétermelő NV a fenti kísérlet tanulságai alapján újabb elektródokat gyártott, amelyek vizsgálatát ugyancsak a diósgyőri elektroacélműben 1950 augusztusában és szeptemberében végeztük. A 2 tonnás Heroult-kemenében a betét 2500 kg volt, ugyancsak öntődei C-acél. A behelyezett és összeillesztett elektródok egyenként 96 kg súlyúak és 2000 mm hosszúak voltak. Egy elektród összeillesztése szén összekötőcsavarral, a másik kettőé pedig a menetek lemorzsolódása miatt grafit összekötőcsavarral történt. A megfelelő érintkezés biztosítására az összeillesztés helyeit grafitmasszával kenték be.

Ekkor a szénelektródokat az irodalmilag ismeretes 4—8 A/cm² terhelési értékkel számolva, fázisonként maximálisan 2400 A terhelésre akartuk igénybe venni. Ez az áramerősség azonban a hidegbetét beolvasztási periódusában nem volt betartható. Induláskor 130 volt feszültség és kb. 2600 A volt az áramerősség a természetesen fellépő 4000 A feletti áramlökésekkel. 1½ órai üzem után az elektródok izzása megszűnt. Ezt a kísérletet 2 órai üzem után félbeszakítottuk (a betét nem olvadt be). Erre az időszakra megállapított értékek a következők:

1. átlagos terhelés 8,5 A/cm²;
2. az elektródok kiemelése után repedés nincs;
3. a palást felső rétege, kb. 5 mm mélységig meglazult;
4. a nagyobb áramlökések alatt gyenge átizzás észlelhető, amely megfelelő terheléskor megszűnik.

A kísérlet folytatását a fentiekben ismertetett, már használt elektródokkal végeztük el. Előzetesen grafitelektróddal 2600 kg-nyi betét került beolvasztásra, majd a kikészítés ideje alatt a kísérleti szénelektródokat használtuk. Az elektródok súlya behelyezéskor 90, 90, 92 kg, kiemeléskor 81,5; 80,5 és 86,5 kg volt. A művelet alatt az áramerősség 2500—3000 A volt, a feszültség pedig 140 V. A kísérlet 1 óra és 35 percig tartott, összes áramfogyasztás 855 kWó. A kísérlet folyamán az egyik elektród gyengén átizzott. Üzem közben az összes elektródon az összeillesztéstől kiindulva hosszrepedések keletkeztek, kiváltásnál pedig az egyik elektród alsó része 2/3 hosszában eltört és a fürdőbe zuhant. Az elektródok felületén kb. 5 mm vastagságban az anyag lazulása észlelhető és azok könnyen széttöredeztek. A törési felületeken izzadmányok voltak láthatók. Ebből a kísérletből a következők állapíthatók meg:

1. az acélfürdő szénfelvételben nem muttott különbséget grafitelektród-fűtés használata esetén észlelttel szemben;
2. a kísérleti szénelektród fajlagos fogyása 27,4 kg/1000 kWó, illetve (folyékony betétre) 9,0 kg/t acél;
3. átlagos terhelés 8,8 A/cm²;
4. az elektródok kis mértékben átizzottak;
5. hosszrepedés keletkezett és 5 mm vastagságban lemorzsolódás volt tapasztalható;

6. az elektródok használata után nem megfelelő szilárdság és a törési keresztmetszeten izzadmányok mutatkoznak;
7. fajlagos ellenállás $37 \text{ ohm/mm}^2/\text{m}$;
8. fajsúly $1,47-1,55 \text{ kg/dm}^3$;
9. hamutartalom 2% .
A kapott kísérleti értékek összehasonlítását az 24. táblázat mutatja.

24. TÁBLÁZAT

Megnevezés	Irodalmi érték	1. kísérleti elektród	2. kísérleti elektród
Fajsúly kg/dm^3	1,8—2,0	1,47	1,47—1,55
Fajlagos ellenállás $\text{ohm/mm}^2/\text{m}$	30—60	43	37
Megengedett áramsűrűség A/cm^2	4—8	9,6 mellett erős átizzás	8,8 mellett kis-mérvű átizzás
Elektródfogyasztás kg/t szilárd betét	10—40	20	—
Elektródfogyasztás kg/t folyékony betét ..	6—10	—	9,0
Elektródfogyasztás kg/1000 kWó	12—25	24,5	27,4
Hamutartalom $\%$	5—10	2,11	2,0

A kapott értékeknél figyelembe kell venni, hogy a kísérletek $200 \text{ mm } \varnothing$ -jú grafitlektroddal működő kemencében történtek, ezért a beolvasztáshoz szükséges nagyobb terhelést a kísérleti szénelektrod átizzás nélkül nem vehette fel. Viszont a szénelektrodot a maximális 8 A/cm^2 terheléssel átizzás nélkül lehetett használni. Az ismertetett kísérlethez — számításunk alapján — kb. $280 \text{ mm } \varnothing$ -jú elektród felelne meg. Ez az irodalmi adatokkal is egyezik, amelyek szerint 2 tonnás kemencéhez $250-300 \text{ mm } \varnothing$ -jú szénelektrod szükséges. De ennek használata esetén a kemenceboltozatot és a befogófejeket át kell alakítani.

A 2. kísérleti elektród $27,4 \text{ kg/1000 kWó}$ -ás nagyobb elektród fogyasztása a felületi lemorzsolódással magyarázható. A kísérleti elektródok elektromos tulajdonságai jók. A keletkezett hosszrepedések a rossz szilárdsági tulajdonságoknak tudhatók be. A csavarházakból kiinduló hosszrepedések miatt ajánlatos a szénelektrodokhoz kettős, kúposan kiképezett összekötő csavarokat alkalmazni és a menetek elmaródásának elkerülésére azokat sima felülettel készíteni.

Az ismertetett kísérletek alapján megállapítható, hogy az elektródok gyakorlatilag nem felelnek meg. Bár a vizsgált elektromos értékek kielégítőek, a szilárdsági értékek azonban kedvezőtlenek. A felületek lemorzsolódása kb. 5 mm mélységig, a keletkező repedések és az ennek folytán létrejövő törések a használatot kizárják. Ezeknek a hibáknak okát elsősorban az elektródok készítésekor használt döngölési módszerben kell keresni. Az elektródok ugyanis kézi döngöléssel készültek, így az elektródok megfelelő tömörsége, valamint szilárdsága nem volt biztosítható.

A fajsúlykülönbség is erre mutat. $200-300 \text{ mm}$ átmérőjű elektródok fajsúlyának $1,8-2,0$ között kell lennie, ezzel szemben a kísérleti elektródok

fajsúlya csak 1,47—1,55 között van. Ennek oka pedig a döngölési mód helytelenségében és kis részben még a kiégetés gyakorlatának hiányában van.

Ezek szerint megfelelő eljárás kidolgozása esetén a kikísérletezett masszából, közönséges elektroacél minőségekhez szénelektrodok hazai gyártására lehetőség van.

ÖSSZEFOGLALÁS

A leírás azokat a kísérleteket tartalmazza, amely alapján elektrokemencéhez külföldi grafitelétród helyett hazai gyártmányú szénelektród alkalmazható.

A vizsgálatokból megállapítottuk, hogy a hazai gyártású szénelektród elektromos szempontból megfelelő, azonban szilárdsági értékei kedvezőtlenek. Ezért új gyártástechnológia kidolgozása esetén a kitűzött cél elérhetővé válhat.

OXIGÉNES ACÉLGYÁRTÁS

MARTIN IMRE

DK 669.14.018.583

Ennek a témának a keretében azt kívántuk vizsgálni, hogy milyen hatással és eredménnyel alkalmazható az oxigén, az oxigénnal dúsított levegő és a kompresszorlevegő az acéltermelés növelésére, a metallurgiai viszonyok szabályozására — mind ívfényes, mind pedig Siemens—Martin-acélgyártáshoz.

A kísérleteket C. V. Schwarz 1949-ben közölt eredményei alapján kezdtük meg, mivel ezek szerint 12—20%-os fajlagos kemenceteljesítmény-növekedés érhető el 3 m³/t acél 98%-os tisztaságú oxigén mellett. Kísérleteinknek az volt a fő célja, hogy megállapítsuk: szükséges-e a min. 98% tisztaságú oxigén használata és nem elegendő-e az 50% oxigéntartalmú, sőt csak tisztán sűrített levegő alkalmazása.

Előkísérletek

A kutatásokkal kapcsolatos előkísérleteket, a Ganz-gyár elektro-acél-művében, 2,5 t-ás fényíves és 2 t-ás nagyfrekvenciás kemencében végeztük. Ezeknek a kísérleteknek az alapján megállapítható volt, hogy mind oxigén-, mind pedig levegőbefúvatás esetén az adagtartam rövidebbé vált, a karbon-tartalom csökkenése néhány perces befúvatás hatására az első esetben 18—68% között, amíg az utóbbi esetben 10—45% között volt. A foszfor csökkenésére vonatkozó adatok is figyelemre méltónak mutatkoztak. Az előkísérletek folyamán, a rövid befúvatási idő mellett átlagban 30%-os foszforcsökkenés jelentkezett. Sem a 6 atm-ás sűrített levegővel, sem pedig a 10—12 atm-ás oxigénnel kezelt acélok nem voltak rosszabb minőségűek, mint a kezelés nélkül gyártottak.

A befúvás, de különösen az oxigénbefúvatás alatt nehéz barnás füst képződött, ami a mangán és a vas oxidálódására mutatott, miközben a hőmérséklet erősen emelkedett. A befúvatás káros hatása a kemencefalazatra az előkísérletek alatt nem volt megállapítható, továbbá a befúvás munkavédelmi szempontokból veszélytelennek bizonyult.

Ami a befúvócső-fogyasztást illeti, hőszigetelten 1/2—3/4"-os csövek esetén 0,024 m/m³O₂ volt a felhasználás, és minél vastagabb az átmérő, annál nagyobb a leégés.

A további megállapítás az volt, hogy minél melegebb volt a fürdő a befúvatáskor, annál nagyobb volt a dekarbonizálási sebesség kis hőmérsékletű fürdőkkal szemben.

Az említett előkísérletek alapján nagyobb méretű és kiterjedt üzemi kísérleteket végeztünk az OKÜ, LKM és csepeli Siemens—Martin-acélművekben oly értelemben, hogy tiszta oxigént, oxigénnel dúsított levegőt és kompresszorlevegőt fúvattunk egyrészt a beolvadási szakaszban — a beolvasztás gyorsítására —, másrészt a frissítési szakaszban — a dekarbonizációs sebesség gyorsítására és a hőmérséklet emelésére — illetve mindkét módszert együttesen alkalmazva. Az első két üzemnek gáztüzelésű kemencéi voltak és 50—60% folyékony nyersvasat használtak.

Kísérletek tiszta oxigénnel

Az oxigénes befúvatási kísérletek zömét az OKÜ, kisebb részét pedig az LKM Martin-acélművében végeztük.

Az OKÜ-ben végzett kísérletekkel először csak a frissítési szakaszban fúvattunk be oxigént — a dekarbonizációs sebesség növelésére —, de csak korlátozottan, mivel oxigén megfelelő mennyiségben nem állt rendelkezésünkre.

Ezeknek az oxigénes adagoknak átlagos adagjellemezőit hasonlítottuk össze az ugyanabban az időszakban hasonló körülmények között gyártott, csak revével frissített adagoknak jellemzőivel. Az adatokat a 25. táblázatban foglaltuk össze.

25. TÁBLÁZAT

	C % a fúvás, ill. revézés		% C/óra a befúvás, ill. revézés		Az adag átl. % C/óra	Fúvatás, ill. revézés utáni idő sec
	előtt	után	alatt	után		
Oxigénes adagok	0,73—0,97	0,24—0,44	0,49—0,58	0,17—0,26	0,41—0,53	48—64
Revés adagok .	0,88	0,29	0,34	0,17	0,31	60

A befúvatott oxigén mennyisége 1,08 m³/t acél volt, ami kevésnek bizonyult. A befúvatás hatására a fürdő hőmérséklete olyan mértékben megemelkedett, hogy a kísérleti adagok zöménél szükségessé vált a tüzelés intenzitásának csökkentése. A betétbe a szokványos ércmennyiséget rakták.

Néhány adag készítésekor füstgázelemzést is végeztünk. Pl. a 15. kísérleti adag esetében, ahol a két szélső ajtón egyszerre fújtattunk és 0,60% C/óra dekarbonizációs sebességet értünk el. A fúvatás alatti füstgázok összetételét a 26. táblázat mutatja.

A hőmérséklet emelkedése következtében a salakból erős mangán-visszaredukálódás volt tapasztalható. A fürdő ily módon való mangánnövekedése miatt csökkent a dezoxidáláshoz szükséges ferromangán mennyisége. A hengerelhetőség is jobbnak mutatkozott, amint azt a 27. táblázatból láthatjuk.

26. TÁBLÁZAT

	CO ₂ %	CO%
Oxigénbefúvatás előtt	10	0,8
Oxigénbefúvatás alatt	9,4	3,0
Befúvatás alatt csökkentett fűtés esetén	10,6	0,6

27. TÁBLÁZAT

Minősítés	I	II	III	IV
Oxigénes adagok hengerelhetősége ..	62 %	38%	—	—
Revés adagok hengerelhetősége	43,3%	46%	10,3%	0,4%

A kísérletek eredményei alapján leszögezhető, hogy oxigénbefúvatással a dekarbonizációs sebesség növelése és ezen keresztül adagidőcsökkenés érhető el.

A kikészítési idő, átlagosan, oxigénnel frissített adagok esetén:

$$K = \frac{[C_2] - [C_1]}{0,44} \text{ óra,}$$

ahol C_2 beolvadási karbontartalom %-ban, C_1 csapolási karbontartalom %-ban.

A megtakarított kikészítési idő — hozzávetőlegesen — az oxigénes adagok javára

$$T = \frac{[C_2] - [C_1]}{0,34} - \frac{[C_2] - [C_1]}{0,44} = \frac{[C_2] - [C_1]}{1,496} \text{ óra.}$$

A kiértékelés alapján a befúvatás hatására oxigén m³-ként 0,004% C-nal csökkent a karbontartalom és így a szükséges oxigénmennyiség

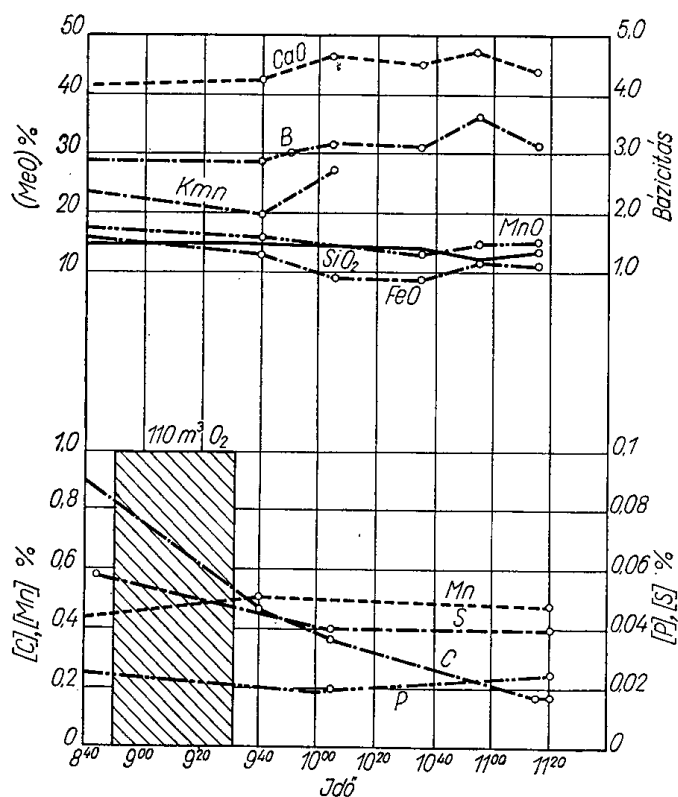
$$O_2 = \frac{[C_2] - [C_1]}{0,004} = 250 ([C_2] - [C_1]) \text{ m}^3.$$

Természetesen ezek a képletek inkább elméleti jelentőségűek, mivel a karbonesés nem egyenletes és különböző hatásoktól függ, de alkalmasak a folyamat általános áttekintésére.

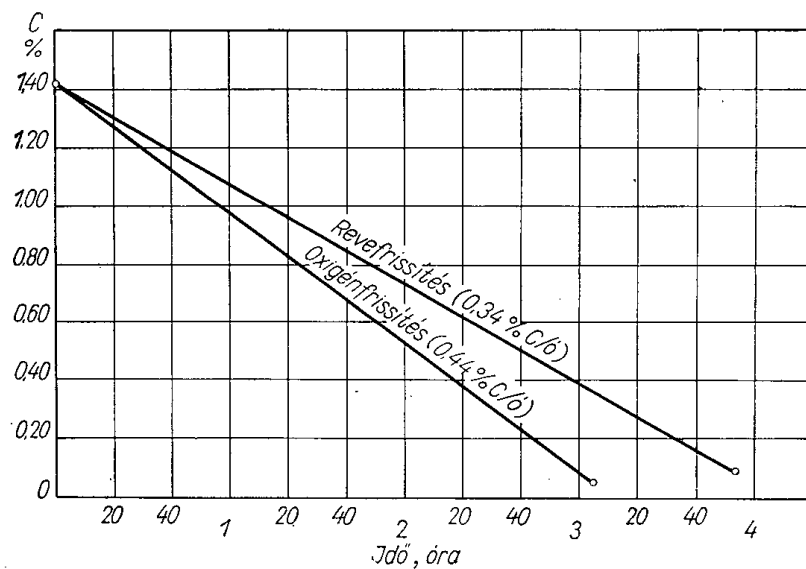
Egy ilyen fúvatott adag menetét a frissítési szakaszban az 56. ábra szemlélteti, amíg az adagok karbonesését az 57. ábra mutatja oxigénbefúvatás és revével való frissítés esetén.

Az átlagos dekarbonizálási sebesség változását a C-tartalomtól függően a 28. táblázat szemlélteti.

Ami az oxigénmennyiséget illeti, ózdi viszonylatban 2,5 m³/perc volt az a mennyiség, amellyel 0,50—0,60% C/óra dekarbonizálási sebesség érhető



56. ábra. Adaglefolyás a frissítési szakaszban történő oxigénbefúvatáskor (OKŰ-kísérletek)



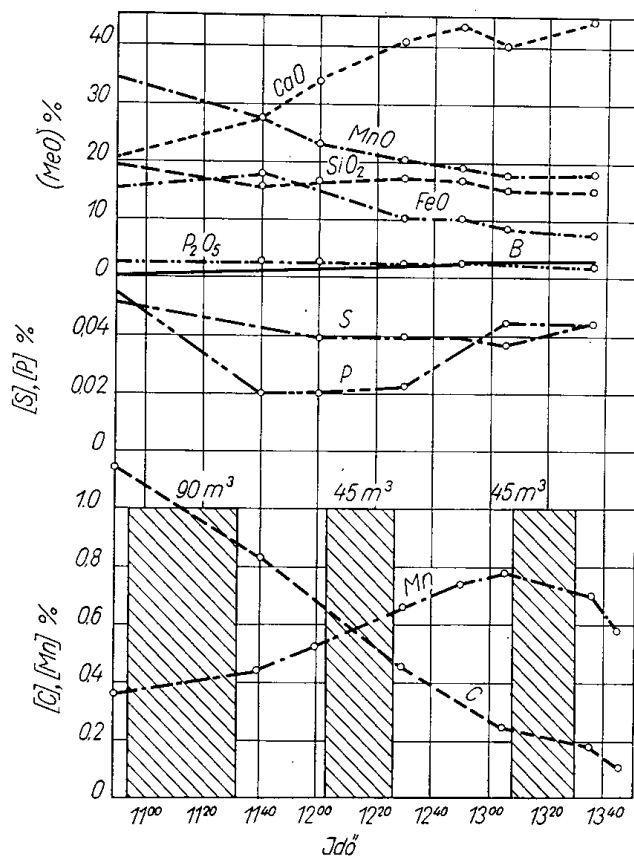
57. ábra. Dekarbonizációs sebesség növekedése a frissítési szakaszban történő oxigénbefúvatás hatására (OKŰ-kísérletek)

28. TÁBLÁZAT

C%	% C/óra
> 1,0	0,55
0,8 — 1,0	0,61
0,80 — 0,60	0,54
0,60 — 0,40	0,50
< 0,40	0,47

el. Ez mutatkozott a legkedvezőbb oxigénáramlási sebességnek, mert a csőleégés is emellett volt a legkisebb.

Az LKM-ben végzett oxigénbefúvatásos adagok száma kevesebb volt, mint Ózdon. Itt a fő cél inkább az oxigénben dúsított levegő és a sűrített levegő befújtatásával elérhető eredmények kikísérletezése volt. Inkább csak tájékoztatásul szolgált a beolvadás alatti és az egyszerre több csővel, több ajtón keresztül történő oxigénbefúvatás kivitelezhetősége. Célunk volt még dugórúdcső-téglával szigetelt befúvócsövek tartóssági viszonyainak megállapítása. Amíg bevonatlanok esetén a csőfogyasztás 137,5 m/óra, addig dugórúdcső-téglákkal szigetelték 17,25 m/óra volt, ami igen kedvező érték.



58. ábra. Adaglefolyás a frissítési szakaszban történő oxigénbefúvatáskor (LKM-kísérletek)

Néhány adagban a dekarbonizációs sebesség a befúvatott oxigén mennyiségétől függően 0,45–0,51% C/óra között mozgott. 0,51% C/óra a nagyobb, amíg a 0,45% C/óra a kisebb karbontartalmak esetén lépett fel, szemben az ércel frissített adagok 0,20–0,30% C/óra dekarbonizáció sebességével. 170–180 m³ oxigénbefúvatással a kemence fajlagos teljesítménye 15–20%-kal nőtt. Az oxigénes frissítés menetét az 58. ábrán láthatjuk.

A beolvadási szakaszban befújtatott oxigén segítségével a nagyobb betétdarabok beolvasztása nagymértékben meggyorsult, és így megfelelő berakási sebesség mellett a beolvasztási idő 40 t-ás kemencénél kb. 1 órával csökkent. A teljes beolvadás után a fürdő olyan meleg volt, hogy diósgyőri viszonyok mellett azonnal meg lehetett kezdeni az ércelést, szemben a tisztán gázzal történő beolvasztással, ahol rendszerint 30 perccel a beolvadás után kezdődhetett csak az ércelés.

Az LKM-ben lefolytatott előkísérletek után további üzemszerű kísérleteket végeztünk az OKÜ XII. sz. 65 t-ás SM-kemencéjében oly módon, hogy a beolvadási szakaszban 96,5%-os oxigént fúvattunk samott-csőtéglával szigetelt 1/2"-os csövön keresztül a beolvadás gyorsítására.

A kísérletek átlagos adatait a 29. táblázat foglalja össze.

29. TÁBLÁZAT

	Nem fúvatott adagok	Fúvatott adagok
Kiértékelt adagok száma, db	30	27
Beolvadási teljesítmény, t/ó	10,4	12,14
Átlagos adagtartam, sec	487	434
Átlagos fajlagos telj., t/ó	7,98	9,06
Csőfogyasztás, fm/t	—	0,25
Csőtéglafogyasztás, db/t	—	0,50
Oxigénfelhasználás, m ³ /t	—	3,02
Oxigénfelhasználás, m ³ /perc	—	3,37
Átlag fúvatási idő, perc	—	62

A beolvadás alatti oxigénbefúvatás hatására, üzemi viszonyok és üzemszerű termelés mellett 20,2%-os beolvadási teljesítménynövekedés volt elérhető, ami megfelel 13,8%-os összes teljesítménynövekedésnek.

Kísérletek oxigénben dúsított levegővel

Ezeket a kísérleteket az LKM-ben végeztük, amikor is 50% oxigén-levegőkeverékkel fúvattunk. Az eredmények azt mutatták, hogy a 0,1% végkarbontartalmú acélokban — átlag 0,46% karbontartalomtól kezdve 42 percig tartó fúvatás — a fúvatás alatt az átlagos dekarbonizációs sebesség 0,44% C/óra volt, ami az oxigénfúvatáskor elért eredményektől nem különbözik, viszont a fajlagos teljesítmények a tisztán oxigénes adagok alatt maradtak, de jobbak voltak, mint a csak tisztán érceléssel finomított adagoké.

Kísérletek sűrített levegővel

A levegőbefúvatási kísérleteket az LKM, majd ezt követően a Csepeli Acélmű Siemens—Martin-acélművében folytattuk le, hogy SM-kemencéinknél vizsgálat tárgyává tegyük az oxigén helyett levegővel való befúvás lehetőségeit. Erre egyrészt az oxigén nagy ára, másrészt az oxigénhiány miatt volt szükség.

Az LKM-ben száraz, olajmentes komprimált levegővel (palack) és kompresszorlevegővel végeztük a befúvatást, az előbbi esetben 20 atm-ás, az utóbbiban pedig 6 atm-ás befúvatási nyomást alkalmaztunk.

Azokban a kísérletsorozatokban, ahol csak a frissítési szakaszban fúvattunk be, átlag 3,8 m³/t, illetve 4,5 m³/óra levegőt, 1/2", illetve 3/4"-os gázcsővel, oxidok hozagolása nélkül, a 30. táblázatban közölt átlagos értékeket lehetett elérni.

30. TÁBLÁZAT

	C% a befúvás		C%/óra a befúvás		Adag átlag, % C/óra	Fúvatás utáni idő, sec
	előtt	után	alatt	után		
Levegős adagok	0,92	0,31	0,75	0,14	0,34	73

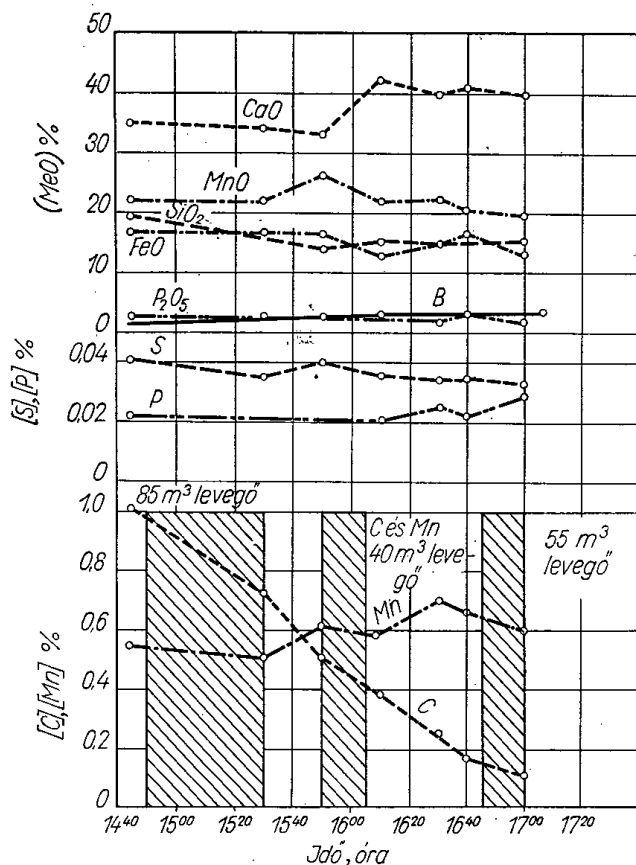
A fajlagos teljesítmény 4,46 t/óráról—5,5 t/óra-ra növekedett.

Az LKM oxigénes adagaiban 0,45% C/óra dekarbonizációs sebességgel szemben levegővel 0,34% C/óra átlagos — a teljes adagra vonatkozó — dekarbonizáció sebesség volt elérhető. Az érces adagokban átlagosan 0,22—0,30% C/óra volt a széntelenítés sebessége.

A befúvatás több részletben történt az 59. ábra szerint. A fürdő mangántartalma a frissítés alatt általában — mint az oxigénes adagokban — növekedett, a foszfor- és kéntartalom viszont még 1,9-es salakbázicitás mellett is csökkent.

Kísérleteket végeztünk olyan irányban is, hogy milyen eredménnyel jár, ha csak a beolvadási szakaszban fúvattunk be levegőt. A befúvatást a folyékony nyersvas beöntése után végeztük a fürdő felszíne alá merített és a még be nem olvadt öntecsekre irányított 3/4"-os csövön keresztül. A beolvadás ideje nagymértékben lecsökkent. A beolvadási hőmérséklet olyan nagy volt, hogy azonnal lehetett ércelni. A fúvatás hatására nagyobb mennyiségű FeO keletkezik, amely elősegíti a későbbi frissítést és egyetlen esetben sem volt tapasztalható a fürdő kötöttsége, sőt nagyon kis mangán- és szilíciumtartalmú nyersvas adagolása esetén is a fürdő, közvetlenül a beolvadás után, erősen főtt, amit viszont csak érceléssel nem lehetett volna biztosítani. Az adagokat a beolvadás után a szokásos ércelési eljárással frissítették és készítették ki. Kismérvű S- és P-csökkenés, továbbá mangánnövekedés volt tapasztalható. Az egyes kemencékben elért átlagos teljesítményemelkedéseket a 31. táblázat tünteti fel.

Ezek szerint az átlagos fajlagos teljesítmény a beolvadás alatti levegőbefúvatás hatására az eredeti átlag 6,55 t/óráról—8,07 t/óra-ra, azaz 1,52 t/órával nőtt, ami 23%-os teljesítményjavulásnak felel meg. Természetesen



59. ábra. Adaglefolyás a frissítési szakaszban történő kompresszorlevegő befúvatásakor (LKM-kísérletek)

az eredmények megítéléséhez figyelembe kell venni, hogy ezek bizonyos fokig optimális eredmények és olyan körülmények között érték el, amikor a befúvatással fokozott beolvasztási sebesség mellett megfelelő adagolási sebességet

31. TÁBLÁZAT

Kemenceszám	Eddigi	Új
	t/6	
III	4,00	5,05
IV	3,69	5,6
VIII	9,00	10,3
IX	9,50	12,35
Átlag	6,55	8,07

tudtunk biztosítani. Ellenkező esetben az értékek romlanak. Ebből következik, hogy a beolvasztási szakaszban való levegő- vagy oxigénbefúvatásnak csak ott van értelme, ahol a szükséges, és megfelelő adagolási sebességet lehet biztosítani.

Mivel előtérbe került az acél esetleges nitrogéntartalom-megnövekedésének kérdése a levegőbefúvatás hatására, összehasonlító vizsgálatot végeztünk ebből a szempontból is a fúvatott adagokkal párhuzamosan legyártott ércelt adagokkal. A hengerelt állapotú $+20\text{ }^{\circ}\text{C}$ és $-70\text{ }^{\circ}\text{C}$ -on, továbbá 10% hidegalakítás után 1 órán keresztül $250\text{ }^{\circ}\text{C}$ -on öregített anyagon elvégzett hossz- és keresztirányú ütőmunka (Messnager) vizsgálatok eredményeiből nem lehetett a levegőbefúvatás miatti nitrogén káros hatására következtetni. Ez az irodalmi adatokkal is megegyezik. A bázisos SM-acél végső nitrogéntartalma ugyanis nagyon nagymértékben a dekarbonizációs sebesség, illetve a fővés intenzitásának függvénye.

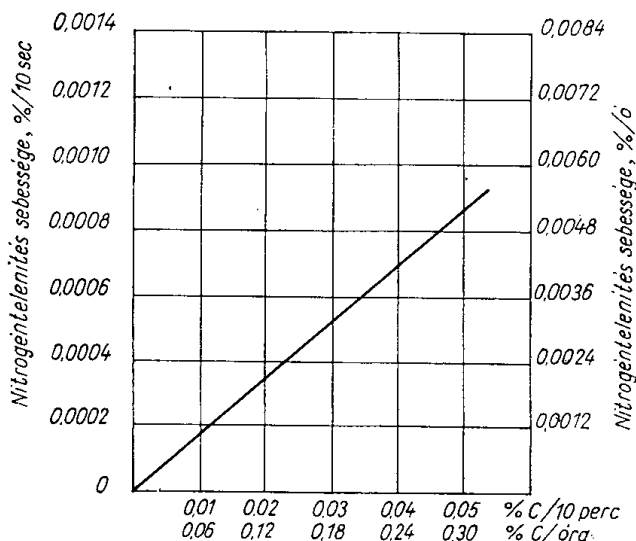
A. Bonthron által felállított egyenlet szerint a fővés közbeni nitrogéntelenítési képesség:

$$\frac{1}{[N]} = K \cdot ([C_2] - [C_1]) + \frac{1}{[N_1]}$$

ahol $[N]$ a fürdő nitrogéntartalma $\%$ -ban; $C_2 - C_1$ a kifrissített karbontartalom $\%$ -ban; N_1 a kezdeti nitrogéntartalom $\%$ -ban; amikor $C_2 - C_1 = 0$; $K = \text{állandó}$.

Az $N_1 = 0,02\%$ nitrogéntartalmú fürdő esetén az állandóra $K = 290$ értéket ad meg.

A fenti egyenlet alapján megszerkesztett görbe (60. ábra) a dekarbonizációs sebesség és a nitrogéntelenítési sebesség közti összefüggést ábrázolja. Eszerint minél intenzívebb a fővés, annál nagyobb a nitrogéntelenítési sebes-



60. ábra. A dekarbonizációs sebesség és a nitrogéntelenítési sebesség közötti összefüggés

ség. Ebből a megfontolásból és abból a tényből kiindulva, hogy a levegőbefúvatás hatására erősen megnő a dekarbonizációs sebesség, nem lehet várni a fürdő nitrogéntartalmának növekedését, különösen, ha figyelembe vesszük, hogy a befúvatott levegő nitrogénje csak nagyon rövid úton érint-

kezik a folyékony fürdővel, ellentétben a konverteres eljárásokkal. Ezt az utóbbi megállapítást Naeser kompresszorlevegővel végzett kísérleteinek eredményei is alátámasztották. Szerinte oxidáló hatású gázelegyek hatására a fémfürdővel való érintkezési felületen oxidhártya képződik, amely a nitrogénfelvétel ellen hat.

Az LKM-ben végzett kísérletek eredményeinek realizálása érdekében három hónapon keresztül teljesen üzemszerűen, levegőbefúvatást végeztünk a Csepeli Acélmű IV. sz. 35 tonnás olajtüzelésű kemencéjében. A kemence 100%-os szilárd betéttel dolgozott, igen forrón járt és a szokottnál alacsonyabb Radex-boltozatú volt. Befúvatást csak a beolvadási szakaszban eszközöltünk, mert az üzem olyan betétösszeállítással dolgozott, hogy a beolvadási karbon-tartalom nem volt 0,2–0,3%-kal nagyobb a kész acél kívánt karbontartal-mához képest.

A legjellemzőbb mutatókat a 32. táblázat foglalja össze.

32. TÁBLÁZAT

	Nem fúvatott adagok	Fúvatott adagok
Kiértékelt adagszám, db	93	73
Átlag betét, t/adag	33,99	34,24
Átlag kihozatal, t/adag	32,99	32,10
Átlagos nyv. betét, %/adag	30,6	35,2
Átlagos adagtartam, sec	291	263
Átlagos fajlagos telj., t/ó	6,59	7,31
Olajfogyasztás a befúvatás alatt, l/sec	18,5	15,0
Csótéglafogyasztás, db/t	—	1,0
Átlag fúvatási idő, perc	—	31,0

A levegőbefúvatás tehát az alábbi fajlagos mutatók javulását eredmé-nyezte:

fajlagos teljesítménynövekedés:	10,95% (0,72 t/ó)
adagtartamcsökkenés	9,63% (28 perc)
tüzelőolaj-megtakarítás	626,5 l/adag
átlagos energia fogyasztás	158 000 kcal/t acél.

Az üzemszerű levegőbefúvatás során azt tapasztaltuk, hogy a levegő oxigéntartalma által okozott erősebb felmelegedés következtében a szilárd halmok nagy gyorsasággal olvadnak be, miközben a közvetlenül oxidálódott vas mint FeO a salakba megy, és növeli ennek vasoxidtartalmát. Ez és a levegő által létrehozott nagyobb cirkuláció viszont növeli a már folyékony részben a frissítési sebességet, ami szilíciummentes, kis mangán- és kis karbon-tartalmú beolvadást eredményez.

A lehuzati oldalon nem tanácsos fúvatni, mert a kamrák erősen fel-melegednek, és a felfröccsenő salak és a fémrészek a kamrába jutva rontják a kamra tartósságát.

A fúvatáskor képződött barna oxidfüst, a boltozatra freccsenő salak- és fémrészecskék bizonyos mértékben kedvezőtlenül befolyásolták a boltozat tartósságát ezekben az alacsony boltozatú és forrón járó kemencékben.

A kísérleti adatok szerint, egy és ugyanannak a kemencekampányának összes üzemidejétől számítva 9,8%-os, amíg az olvasztott adagok számából következtetve a kemence tartósságának 20%-os csökkenése lépett fel. Ezek az értéksökkenések azonban nem írhatók teljes egészében a levegőbefúvatás rovára, sára időközben ugyanis egyéb tartósságcsökkenést okozó tényezők is felléptek (pl. hűtőcsőlyukadásból származó vízbefolyás, gyorsabb kemencefelfűtés, boltozatátalakítás stb.).

ÖSSZEFOGLALÁS

A kísérletek eredményeiből leszögezhető volt, hogy mind az oxigén- mind pedig a levegőbefúvatás a Siemens—Martin-kemencék fajlagos teljesítményét növeli, továbbá számos metallurgiai előnye is van.

Az üzemi körülmények között lefolytatott kísérletek alapján a reális körülményeket figyelembe véve, 10—15%-os teljesítménynövekedésre lehet számítani.

A frissítés alatti befúvatás hatására erősen megnőtt a dekarbonizációs sebesség, a beolvasztás alatti befúvatás pedig a beolvasztási sebességet növelte.

Az eljárás alkalmazásával lehetőség nyílt olyan kis karbontartalmú adagok gyártására — SM-kemencében —, amelyek egyébként nehézséggel jártak.

Az adagtartam megrövidüléséből és a tüzelés intenzitásának csökkentéséből — befúvatás alatt — adódóan 10—15% tüzelőanyag-megtakarítással lehet számolni.

Az átlagos oxigénfogyasztás 3,5 m³/t, amíg a levegőfogyasztás frissítéskor 4,5 m³/t, beolvasztáskor pedig 5,80 m³/t volt.

A befúvatás hatására nőtt a fürdő hőmérséklete, ami az egyéb kedvező tulajdonságok mellett erőteljesebb mangánvisszaredukálódást eredményezett, ami lehetővé tette kevésbé oxidos acél csapolását, s így csökkent a dezoxidáláshoz szükséges FeMn-felhasználás is. Ez az utóbbi pl. ózdi viszonyok között 100 kg FeMn-megtakarítást eredményezett adagonként.

A befúvatott adagok tuskóinak hengerelhetősége minden esetben (oxigén és levegő esetén) jobb volt, mint a csak ércel frissített adagoké. Nem volt megállapítható a nitrogénnek az acél minőségére gyakorolt káros hatása sem.

Az eredmények alapján a legfontosabb tény abból látjuk, hogy akár oxigén-, akár kompresszorlevegő-befúvás alkalmazásával 10—15% többlet acéltermelést lehet elérni új kemencék építése és egyéb különleges beruházást igénylő berendezés nélkül.

A kísérletek alapján nem volt egyértelműen tisztázható a kemencetartósság kérdése. Az oxigénhiány és az üzemi szakemberek idegenkedése — elsősorban a tisztázatlan kemencetartóssági kérdések miatt — akadályozta az eljárás nagyüzemi bevezetését, ennek ellenére fejlett nagyipari államokban nagyon elterjedten használják az oxigénbefúvatást, és itt a kemencetartóssági kérdések is kedvezőek.

TRANSZFORMÁTORLEMEZEKKEL KAPCSOLATOS KÍSÉRLETEK

ÁGOTAI BÉLA

DK 669.14.018.583

Ebbe a témába a Vasipari Kutató Intézet 1949-ben kapcsolódott be. Az Intézet megalapítása előtt, 1947-ben a Nehézipari Központ a Borsodnádasdi Lemezgyárral együttműködve kezdett foglalkozni a transzformátorlemezek minőségi kérdésével. Ebben az időben a 0,35 mm vastagságú lemezek átlagos vasveszteségi értéke $V_{10} = 1,5-1,7$ W/kg, a töltőtényezője 0,78, a hajtogatási száma pedig 0—2 volt. A hiba okát elsősorban a nagy oxigén-, illetve gázszennyeződésben, valamint a hengerlési véghőmérséklet helytelenségében keresték. Ezért a gyártóműben statisztikus jellegű üzemi kísérleteket indítottak meg. Acélgyártásban bevezették az alumíniummal való dezoxidálást, továbbá megállapították az optimális hengerlési véghőfokot. Ezek alapján a platina hengerlésének véghőmérséklete $940-980$ C°, a lemezé pedig $850-870$ C° lett. Az alumíniummal való dezoxidálással, valamint a megállapított hengerléssel elért vasveszteségi eredmény: $V_{10} = 1,12-1,41$ W/kg. A töltőtényező azonban továbbra is 0,78 maradt.

A továbbiakban a kísérletek a töltőtényező és a hajtogatási szám javítására irányultak. Ezeket kétféle módszerrel igyekeztek elérni:

1. Langyos hengerlés bevezetésével.
2. Lemezridegség kiküszöbölésével.

ad 1. A kész méretre hengerelt lemezt lágyítás és pácolás után $150-350$ C°-ra melegítették elő, majd így még egy szúrást adtak. Ezzel

0,35 mm-es lemeznél átlagban $V_{10} = 1,28$ W/kg, amíg

0,50 mm-es lemeznél átlagban $V_{10} = 1,5$ W/kg

vasveszteséget értek el.

A töltőtényező:

0,35 mm-es lemez esetén 0,78-ről 0,89-re

0,50 mm-es lemez esetén 0,81-ről 0,87-re

javult, a hajtogatási szám viszont 0—2 maradt.

ad 2. A ridegség kiküszöbölésére az acél szilíciumtartalmát 4,6%-ról 4,0%-ra csökkentették, és egyúttal nagyobb langyos nyújtást alkalmaztak.

Itt a töltőtényezőváltozás az alábbiak szerint alakult:

0,35 mm-es lemez esetén:

2%-os langyos nyújtással 0,93—0,94

4%-os langyos nyújtással 0,95

6—8%-os langyos nyújtással 0,96

A legkedvezőbbnek mutakozó 6%-os langyos nyújtással 4,0% szilícium-tartalom mellett a következő értékeket lehetett elérni:

0,35 mm-es lemez:

$V_{10} = 1,42—1,2$ W/kg; hajtogatási sz.: 4—5,5;
töltőtényező: 0,96

0,5 mm-es lemez:

$V_{10} = 1,60—1,35$ W/kg; hajtogatási szám: 1,5—3
töltőtényező: 0,96

Az 1947—1948. évben végzett kísérletek alapján az alábbi gyártás-technológiát írták elő:

1. Az adag dezoxidálása alumíniummal;
2. Az adagösszetétel határai:
 $C_{\max} = 0,08\%$, $Mn = 0,08\%$; $Si = 4,0—\text{min. } 3,75\%$
3. Platinahengerlés véghőmérséklete: $940—980^\circ\text{C}$
4. Lemezhengerlés véghőmérséklete: $850—870^\circ\text{C}$
5. 6%-os langyosnyújtás.

A Vasipari Kutató Intézet 1949-ben történt megalakulása után az Intézet bevonásával folytatódtak a kísérletek. Ekkor a betétanyag megváltoztatásával és védőgázáramban való lágyítás alkalmazásával kívántak további javítást végezni. Ilyen kísérletek voltak:

1. Svéd betét helyett alapanyagként a diósgyőri törpeolvasztóban termelt bauxitnyersvasból gyártott acélt használták fel transzformátorlemez gyártásához. A kísérletek eredménye azonban kedvezőtlen volt, mert ilyen betétből származó transzformátorlemezek a korábbiakkal szemben átlagban 5%-kal rosszabb értékeket adtak.

2. A mágneses tulajdonság javítására még hőkezelési kísérleteket végeztek. Ezek a lágyítási kísérletek védőgáz (elsősorban nitrogén) áramban történtek, mivel az irodalom szerint ilyen módon való kezeléssel 15%-os értékjavulás érhető el. Ezek a kísérletek ekkor ugyancsak nem vezettek eredményre.

A következő évben elsősorban a végső lágyítás módozatának tisztázása volt a feladat. Tisztázandó kérdést jelentett:

1. Alkalmas védőgáz kiválasztása.

2. A hőkezelés idejének, hőfokának és a lehűlés sebességének meghatározása.

ad 1. A kiválasztott védőgáz nitrogén és hidrogén volt. Az eredmények kiértékelése a normális $800—820^\circ\text{C}$ -ú atmoszferikus hőkezeléskor kapott értékekkel való összehasonlítás alapján történt.

a) 800—820 C°-os lágyításkor a nitrogén kezelés rosszabb, a hidrogén kezelés jobb, mint az atmoszferikus kezelés.

b) 950 C°-os lágyításkor mind a nitrogénben, mind a hidrogénben való kezelés azonos eredményt ad és csekély értékkel jobb, mint a 800—820 C°-os atmoszferikus kezelés.

c) 1200—1300 C°-on nitrogénben történő kezelés egyes esetekben megegyezik, illetőleg 0,2—0,3 W/kg-mal rosszabb eredményt, ugyanakkor hidrogénben való lágyítás minden esetben 0,1—0,3 W/kg-mal jobb értéket ad, mint a 800—820 C°-ú normál atmoszferikus hőkezelés. A kísérletek szerint tehát legalkalmasabb védőgáznak a hidrogén mutatkozott, főleg nagy hőmérséklet mellett (1200—1300 C°).

A kísérletek kiterjedtek még az azonos körülmények között hőkezelt, de különböző langyos nyújtásnak kitett lemezek vizsgálatára is. Így 2%-os langyosnyújtással készült finomszemcsés anyagok vasvesztése $V_{10} = 1,41$ W/kg, amíg 8%-os langyosnyújtással, 1—2 mm²-es szemcsézet mellett $V_{10} = 1,34$ W/kg volt.

ad 2. A transzformátorlemezek lágyításakor a szokásos lehűtés 20—30 C°/ó sebességgel történt. A kísérleti adagok 10 C°/ó lehűlése mellett 0,1 W/kg vasvesztésgjavulás volt tapasztalható. Ez egyben a hőkezelés idejét is meghatározta.

Azokból az üzemi kísérleti adagokból származó — amelyekben az acélgyártás folyamán jobb kikészítés (nagyobb fokú kén-telenítés, dezoxidálás) és lágyításkor a lehűlés 10 C°/ó sebességgel történt — lemezek értékei 40—50%-ban a következők voltak:

0,35 mm vastagságú lemezek: $V_{10} = 1,1—1,2$ W/kg

0,50 mm vastagságú lemezek: $V_{10} = 1,3$ W/kg.

1951-ben az ismertetett, kísérletileg megállapított gyártási technológia bevezetésére került sor. A kísérleti eredmények hasznosításával átlagban 0,15 W/kg vasvesztésgé értékjavulást lehetett az üzemi gyártásban elérni. Az 1951. évi átlagos értékek 4,2—4,5% szilíciumtartalom betartása mellett a következők voltak:

0,35 mm-es: $V_{10} = 1,0—1,3$ W/kg a gyártás 80%-a mellett,

0,50 mm-es: $V_{10} = 1,2—1,4$ W/kg a gyártás 50%-a mellett.

Végül, az egész évi kész lemezek átlagos értékei:

0,35 mm-es: $V_{10} = 1,0—1,3$ W/kg az össztermelés 85,8%-ában

0,50 mm-es: $V_{10} = 1,2—1,4$ W/kg az össztermelés 62,5%-ában.

A transzformátorlemezek tulajdonságainak további javítása érdekében újabb gyártási eljárások bevezetésére volt szükség.

Ezért az 1952. és 1953. években különböző irányokban indultak kísérletek. Ilyen tájékoztató jellegű vizsgálatok voltak:

1. Előregyártott nagy tisztaságú anyagból (Armco) lemezek, illetőleg szalagok gyártása utólagos szilíciumbevitellel (szilicizálás). Kiindulási anyagul svéd Armco-vasat használtunk, amelyből mind meleg, mind hideghengerléssel 0,35 mm-es szalagokat készítettünk és ezeken SiCl₄-mal szilíciumdiffúziós kísérleteket végeztünk. Ezzel az eljárással a lemezekben 1,0—1,5% szilícium-

tartalmat értünk el. A vizsgálatokat kísérő mellékjelenségek (az anyag porozitása, klór jelenléte stb.), valamint a szükséges Si-tartalom el nemérése miatt a kísérleteket lezártuk.

2. Titán hatásának vizsgálata a transzformátorlemez-anyagokban:

a) alumínium helyett titánnal való dezoxidálás normál Si-tartalmú anyagok esetén:

b) vegyes titán- és szilíciumötvöztetés (pl. 3% szilícium, 1% titán) hatása;

c) tisztán titántartalmú lemezanyagok (1–4% Ti) mágneses tulajdonságainak vizsgálata.

A laboratóriumi kiindulási anyag minden esetben svéd Armco-vas volt. A gyártott tuskókból mind meleg-, mind hideghengerléssel 0,50 mm vastagságú szalagokat készítettünk. Nagyüzemi kísérletként 2 db 2 tonnás osztott adagot gyártottunk, amelyekben a szilíciumtartalom 3,0–3,4%-ig, a titán pedig 0,17–0,80%-ig változott. Az anyagot hidegen 0,35 mm-es szalaggá hengereltük, hőkezeltük és mágneses méréseket végeztünk. A kísérletek eredményeiből megállapítottuk, hogy Ti-nal dezoxidált anyagok csak kismértékben maradnak el az Al-mal dezoxidált anyagoktól. A vegyes Ti- és Si-ötvöztetés mind laboratóriumi, mind nagyüzemi kísérletei azt mutatták, hogy a vasvesztései értékek a Ti-tartalom növekedésével romlottak (0,17–0,80% Ti — $V_{10} = 1,5–2,8$ W/kg). A tisztán Ti-tartalmú anyagok megközelítően sem adtak olyan eredményeket, mint a Si-tartalmúak.

3. Ebben az időben kísérleteink súlypontját a hidegen hengerelt transzformátorszalagok gyártási kísérletei képezték. Megfelelő textúra kialakítása a hideghengerlés fogyási mértékétől és az alkalmazott hőkezeléstől függ. Ezért az első lépcsőben kísérleteket végeztünk különböző fogyási mértékkel hengerelt szalagokkal. Vizsgálataink első részében alapanyagul svéd Armco-vasat használtunk, amelyet kb. 3% Si-mal ötvöztünk 8 kg-os indukciós kemencében. Meleghengerléssel kb. 2,5 mm vastagságú 60 mm széles abroncsokat gyártottunk. Ezután az anyagot 800 C°-on lágyítottuk, majd pácoltuk. Az összes kísérleti anyagaink előkészítése ezen a módon történt.

A továbbiakban 0,35 mm végső vastagságnál 2 lépcsőben
0,10 mm végső vastagságnál 3 lépcsőben
végeztük a hideghengerlést.

Egyes lépcsők között 1000 C°-on történt a lágyítás és szükség szerint revétlenítettük az anyagot.

Kísérleti tervünk szerint 0,35 mm vastagságú szalagokhoz háromféle fogásmértéket írtunk elő:

- | | | | |
|--------------|-----|------------|-----|
| 1. I. lépcső | 60% | II. lépcső | 65% |
| 2. I. lépcső | 40% | II. lépcső | 75% |
| 3. I. lépcső | 75% | II. lépcső | 50% |

A 0,10 mm vastagságú szalagokhoz:

- | | | | | | |
|--------------|-----|------------|-----|-------------|-----|
| 1. I. lépcső | 65% | II. lépcső | 70% | III. lépcső | 60% |
| 2. I. lépcső | 65% | II. lépcső | 65% | III. lépcső | 60% |
| 3. I. lépcső | 60% | II. lépcső | 65% | III. lépcső | 65% |

A fogyási mértékek változásán kívül, teljesen azonos feltételek mellett (lágyítás, hengerátmérő, hengerlési sebesség) a végső lágyítások is azonosan

33. TÁBLÁZAT

Hőmérséklet, C°	K ö z e g	Idő, ó	Vasvesztesség, W/kg	
			V ₁₀	V ₁₅
850	H ₂	5	1,37	3,09
	Vákuum, 2 · 10 ⁻² Torr		1,66	3,43
	H ₂	20	1,19	2,62
	Vákuum, 2 · 10 ⁻² Torr		1,60	3,40
	H ₂	40	1,13	2,58
	Vákuum, 2 · 10 ⁻² Torr		1,28	2,72
1150	H ₂	5	0,76	1,75
	Vákuum, 2 · 10 ⁻² Torr		0,88	1,98
	H ₂	20	0,68	1,51
	Vákuum, 2 · 10 ⁻² Torr		0,86	1,83
	H ₂	40	0,52	1,36
	Vákuum, 2 · 10 ⁻² Torr		0,81	1,70

történtek. Az anyag egy részét 850 C°-on közönséges kemenceatmoszférában, más részét 1200 C°-on hidrogénben kezeltük.

A hőntartás mindkét esetben 20 óráig tartott.

Ezek alapján megállapított legjobb értékeket — mind a 0,35 mm-es, mind a 0,10 mm-es szalagok esetén — az 1. jelű előírás adta.

Tervünk második része alapján az így megállapított fogyásmértékkel gyártott szalagokon a végső lágyítás közegére és idejére végeztünk kísérleteket.

Ezeknek a kísérleteknek az eredményéből megállapítottuk, hogy legkedvezőbb értéket H₂ áramban 1200 C°-on 40 órás hőntartással végzett hőkezelésekkor kaptuk.

Laboratóriumi vizsgálatok és eredmények

1. A 0,10 mm vastagságú szalag mágneses értékei (svéd Armco alapanyag):

Indukció	10 000 G	15 000 G
Vasvesztesség W/kg	0,60 0,65 0,67	1,47 1,55 1,59

2. A 0,35 vastagságú szalag mágneses értéke (hazai alapanyag):

Indukció	10 000 G	15 000 G
Vasveszteség W/kg	0,73 0,72	1,69 1,73

A méréseket a Villamosipari Kutató Intézet végezte.

Ezeknek a kísérleteknek az alapján megállapított gyártástechnológiával, hazai alapanyaggal először a Salgótarjáni Acélárúgyárban, majd később a Csepeli Fémműben üzemi kísérleteket végeztünk.

Az előírt hengerléssel készült szalagok vasveszteségi értékei a különböző hőkezelés mellett a 33. táblázat szerint változnak.

A kísérletek eredményes lezárása után a gyártástechnológiát a Csepel Fémműnek adtuk át.

ÖSSZEFOGLALÁS

Meleghengerléssel gyártott lemezek minőségjavítása Al-mal való dezoxidálással, a Si-határ szűkítésével, kedvező hengerlési hőmérséklet megállapításával, langyosnyújtás bevezetésével és végül hőkezelési lehetőségek megállapításával. Az így megállapított technológiával gyártott lemezek vasveszteségi, töltőtényező és hajtogatási szám értékeit lényegesen javítani lehetett. Az alapanyag vagy az ötvözés megváltoztatása nem járt eredménnyel.

Hideghengerléssel gyártott szalagok kísérleti gyártását teljes mértékben sikerült megoldani a vizsgált hengerlési és hőkezelési eljárások alapján.

Mn-Ti-TARTALMÚ, BETÉTBŐL EDZHETŐ TAKARÉKACÉLOK

DR. HAJTÓ NÁNDOR PÁLVÖLGYI JÁNOS

a műszaki tudományok kandidátusa

DK 669.14.018.462

A takarékcéljaink kifejlesztésében szóba jöhető hazai ötvöző elemek között mind nagyobb szerep jutott a titánnak. Az a tény, hogy már aránylag kis mennyiséggel elérhetők azok az optimális hatások, amelyeket ez az ötvöző-elem az acélban egyáltalán biztosítani tud, elég meggyőzően utalnak annak szükségére, hogy a különböző összetételű takarékcélok tulajdonságaira gyakorolt hatását és ennek folyamánaképpen az alkalmazási területeit rendszeres kutatással keressük. A 40-es években a Ni-t nem tartalmazó acélok tömeges gyártása idején a csepeli gyár összes krómmal és mangánnal ötvözött betétből edzhető acéljait, a szövetfinomító hatásával kapcsolatos szívósságnövelés céljából, 0,05% körüli titánnal előnyösen ötvözték. A Ti-nal csökkentett durvulási hajlam tapasztalatuk szerint lehetővé tette a nagyobb hőmérsékleten rövidebb ideig tartó cementálást, sőt — éppen emiatt — a kombinált edzésnek majdnem teljes kiküszöbölését is.

Éppen ezek — a szövetfinomítás, a durvulási hajlam csökkentése és az eddig nem nagyon említett átedződést növelő szerepe — azok a hatások, amelyek a titánnal való ötvözés eredményességét biztosíthatják.

A titánnak ezek a régen tapasztalt hatásai, valamint az a felismerés, hogy ennek a jelentős mennyiségben rendelkezésünkre álló ötvözőnek használatában el nem hanyagolható lehetőségek rejlenek, vezettek azokhoz a tájékoztató kísérletekhez, amelyek a számba jöhető szerkezeti takarékcél-típusok körvonalait voltak hivatva kialakítani.

Már néhány kísérleti eredmény is elég meggyőzően utalt arra, hogy a titánnal való ötvözés új lehetőséget jelent, és a várható eredmények takarékcél-típusaink minőségét is jelentősen javítani fogják.

A Vasipari Kutató Intézetben 1953-ban indultak meg azok a kísérletek, amelyek a titán optimális hatását a hazai ötvözőelemekkel készített takarékcél-csoportokban rendszeres kutatással vizsgálták. Az első konkrét eredmény a betétből edzhető acélok területén jelentkezett.

Még a tájékoztató kísérletek eredményeiből vontuk le azt a következtetést, hogy a szerkezeti acélokban a titán optimális hatását kb. 0,1% körüli mennyiségben biztosítja, ezért a kísérleti adagjainkat annyi FeTi-nal dezoxidáltuk, hogy a titánnak az acélban elemezhető mennyisége 0,1% körül mozogjon.

Nagyon valószínű, hogy a C diffúzióját meggyorsító hatása 0,1% felett is növekszik.

A betétből edzhető MnTi acélok a külföldi ötvözőelemekkel való takarékoskodás érdekében eddig kifejlesztett takarékcélok sorozatában további lépésként a Ni és a Mo után most már az utolsó külföldi ötvözőelemet, a Cr-ot is kiküszöbölheti. A betétből edzhető ötvözt acélok sora (CrNi, CrMo, CrMn) tehát olyan acéltípussal (MnTi) bővül, amelyben import ötvözőelem egyáltalán nincs. Ez minden tulajdonsága között a legbecsesebbek egyike.

A Vasipari Kutató Intézetben a kísérleti MnTi acélok 8 kg-os indukciós kemencében készített adagjait 80 mm Ø-jű tuskóvá öntöttük és ezeket 25 mm Ø -jű rúddá kovácsoltuk. A hőkezelésük is ilyen méretben történt. A legfontosabb tulajdonságokat általában két próbatesten mértük.

A vizsgált adagok C-tartalma 0,10—0,26%, Mn-tartalma 0,5—2,5% között változott. A Mn-tartalmat az átedződésnek — a titán tartalmától független növelése érdekében emeltük. A C-tartalom viszont a TiC alakjában lekötött C-mennyiségével növelhető. Tudvalevő ugyanis, hogy a Ti negyedrésznyi C-t köt le. A kísérleti adagok Si-tartalma 0,2—0,4%, S- és P-tartalma a szokásos értékek között mozog. Különösen érdekes eredményre vezetett az egyszerűen és kombináltan edzett darabok mechanikai tulajdonságainak összehasonlítása. A szakítószilárdság 12 esetből tízszer, a folyáshatár nyolcszor, a nyúlás és a kontrakció hatszor, az ütőmunka tízszer, a σ_F/σ_B pedig öt esetben javult. Valamennyi kísérleti acél a szokásos faszén — BaCO_3 keverékben 0,7—1,1 mm mélyen cementálódott. A cementált kéregben sem ferrit, sem (II) cementit nincs. Az átmenet a mag és a kéreg között fokozatos.

34. TÁBLÁZAT

Jel	σ_B , kg/mm ²	σ_F , kg/mm ²	δ_{10} , %	φ , %	A_K , mkg/cm ²
VK 1.....	<80	>30	>12	>50	>6
VK 2.....	80—120	>60	>8	>40	>5
VK 3.....	>120	>90	>5	>30	>4

A hőkezelés háromféleképpen normalizált, illetve betétből kétféleképpen edzett állapotban történt. Az egyik esetben a próbatest anyagát 860 C°-ról 6 óra izzítás után olajban edzettük. A második esetben 860 C°-on 6 óráig izzított darab, a gyakorlatilag semleges atmoszférájú kemencében hűlt le. Ezután a mag szövetének finomítása céljából újrahevítés és rövid hőntartás után ugyancsak 860 C°-ról olajban edzettük, majd 650 C°-on végzett megeresztes után a második edzést 800 C°-ról szintén olajban végeztük. Ez a felületi kéreg finomságát volt hivatva biztosítani.

A kísérletek folyamán több száz adag került feldolgozásra, az adagokon több irányban végeztünk hőkezelési kísérleteket.

VK 1 jelet kapott a 80 kg/mm²-nél kisebb, VK 2-t a 80—120 kg/mm², VK 3-at a 120 kg/mm²-nél nagyobb szakítószilárdságú acélok csoportja. Az egyes csoportokba tartozó acélok egyéb előírható mechanikai tulajdonságait a 34. táblázatban foglaltuk össze.

A kísérleti acéljaink arra mutatnak, hogy ezek az értékek a MnTi-acélokban nagyobb nehézség nélkül elérhetők.

Az egyes csoportok előírt tulajdonságait a kísérleti adagok alapján a 35. táblázatban megadott összetételi határok biztosítják.

35. TÁBLÁZAT

Jelzés	σ_B kg/mm ²	C %	Mn %
VK 1.....	<80	0,12—0,18	0,8—1,6
VK 2.....	80—120	0,14—0,20	1,4—2,0
VK 3.....	>120	0,20—0,26	1,8—2,2

A kísérleti adagok között elég jelentős számban voltak olyanok, amelyek az alsó összetételi határértékeket sem érték el. Ezek egy részének — de aránylag csak kis részének — a mechanikai tulajdonságai sem megfelelőek. Azért készültek, mert igyekeztünk a még éppen kielégítő tulajdonságokat biztosító alsó összetételű határértékeket megbízhatóan megállapítani.

36. TÁBLÁZAT

Adagszám : 767

Megeresztés hőfoka, C°	σ_B , kg/mm ²	σ_F , kg/mm ²	δ_{10} %	ψ %	A_K , mkg/cm ²	σ_F/σ_B	Mag- keménység H _V kg/mm ²
200	50,3	36,3	21,4	75,9	17,2	0,72	151
300	48,9	35,7	24,4	79,8	18,4	0,73	152
400	47,8	38,2	28,8	78,8	17,6	0,80	189
500	47,7	41,4	25,5	75,2	16,8	0,87	154
600	45,7	37,6	24,3	80,6	18,0	0,80	156

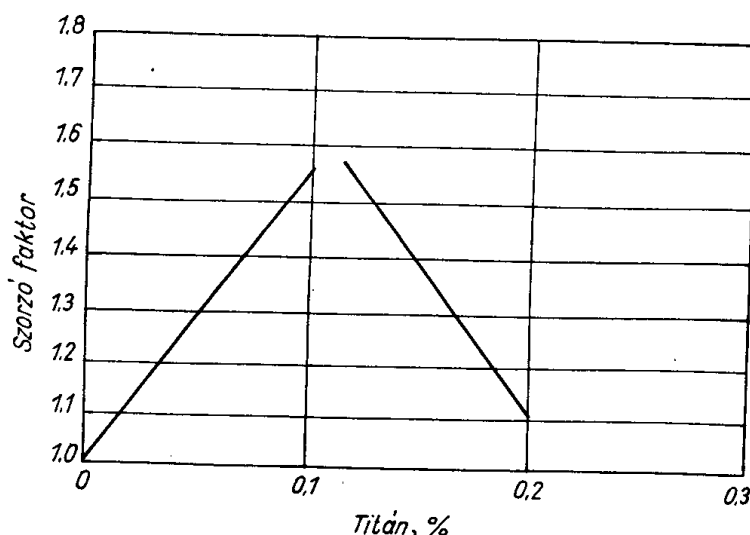
Adagszám : 771

200	142,0	138,9	5,4	46,7	3,2	0,98	452
300	135,0	125,4	5,3	50,7	0,8	0,93	444
400	108,5	104,4	6,9	52,4	4,4	0,96	364
500	91,7	85,7	10,0	61,4	4,8	0,93	312
600	80,3	75,3	12,0	61,4	6,4	0,93	372

A 36. táblázatban a 900 C°-ról olajban edzett 767—771. adagok mechanikai tulajdonságainak változását a megeresztési hőmérséklet függvényében mutatjuk be. Ez a változás a tendenciáját illetően nem mond semmi újat, még a 300 C°-on való megeresztés határozott szívósságot csökkentő hatását illetően sem. Itt a változó tulajdonságok számszerű értéke, pontosabban az az összefüggés érdekes, amely a szakítószilárdság és az egyéb mechanikai tulajdonságok között megfigyelhető. A folyáshatár, valamint a kontrakció és a megfelelő a szakítószilárdság összetartozó értékeiből keletkezett jellemző pontok helyzete a határértékhez képest kifogástalan. Kisebb eltérések a nyúlásban, nagyobbak az ütőmunkában mutatkoznak. Itt különösen a 771. sz. adag jeles-

kedik, kiváltképpen a nagyobb szilárdságú, tehát kevésbé megeresztett állapotban. A 771. sz. adagnak a mangántartalma nagyobb a felső határértéknél, a 130 kg/mm² szakítószilárdsághoz tartozó nagyon alacsony ütőmunkája a 300 C°-os megeresztés természetes következménye.

Annyi bizonyos, hogy a megadott összetételi határok között gyártott acélnak a megeresztés következtében csökkenő szakítószilárdsághoz tartozó egyéb mechanikai tulajdonságai ilyenkor is megfelelnek a három acélcsoporttal szemben támasztott követelményeknek. Pusztán az edzhetőség az, amelyet illetően a Ti-nal ötvözött Mn-acélok némi javításra szorulnak. Nem azért,



61. ábra Átedződési tényező és a Ti-tartalom összefüggése

mintha Ti optimális mennyiségben nem biztosítana megfelelő átedződést, hanem azért, mert az átedződésre jellemző faktornak az ilyen alacsony C-tartalmú acélokban 0,1% körül max. értéke van, amely elég gyorsan csökken a Ti-tartalmának növekedésekor, illetve csökkenésekor egyaránt (61. ábra).

Nehéz tehát beállítani azt a Ti-tartalmat, amely a kívánatos átedződést biztosítaná. Ezért az átedződést növelő hatásával a betétből edzhető acélokban nem is számolunk, hanem ennek az egyetlen tulajdonságnak kívánatos mértékét bórral biztosítjuk akkor, ha az amúgy is jelenlevő mangántartalom ebből a szempontból nem kielégítő hatású. Példaképpen megemlítjük, hogy a 0,27% C- és 1,80% Mn-tartalmú acél (770. sz. adag) átedződött szelvényének az átmérője a B-ral való kezelés következtében 60 mm-ről kerekre 110 mm-re, tehát majdnem a duplájára emelkedett. Az átedződésnek B-ral való javítása radikális és minden esetben célravezető módszer lesz, ha a B-ral való kezelés üzemi technológiáját megoldottuk. A Mn—Ti—B-típussal foglalkozni egyéb szempontból is célravezetőnek látszik. Ami az üzemi gyártás idevágó problémáit illeti, nemcsak a B-ral való kezelés, de még a Ti-nal való ötvöztetést illetően is vannak megoldásra váró — bár az utóbbi tekintetben már sok megoldott — feladataink.

Elég biztonsággal állapíthatjuk meg a következőket:

1. A legfeljebb 80 kg/mm^2 szakítószilárdságú VK 1 jelű acéllal a takarékcélok közül a C—30, illetőleg az 1—2% Ni-tartalmú betétből edzhető Ni-acélok helyettesíthetők.

2. A $80\text{—}120 \text{ kg/mm}^2$ szakítószilárdságú VK 2 acélok a BVC—10, a BVC—20, a Cr—80 minőségű acélokat, illetve a 2—4% Ni-tartalmú betétből edzhető Ni-, illetve a CrNi-acélokat helyettesíthetik. A CrMo—80 minőségű acél tulajdonságai közül egyedül a minimálisan 6 mkg/cm^2 ütőmunkát nem garantálhatjuk. Ezt alsó határként 5 mkg/cm^2 -ben kellett megadnunk.

3. A 120 kg/mm^2 -nél nagyobb szakítószilárdságú VK 3 minőségű MnTi-acélok a Cr—100, a CrMo—200, valamint a 3—5% Ni-tartalmú CrNi, CrNiW-, illetve a CrNiMo-acélokat helyettesíthetik. Ennek az utóbbinak, valamint a CrMo—100 minőségű acélnek az ütőmunkája azonban minimálisan 5 mkg/cm^2 , a VK 3 jelű acéloké pedig 4 mkg/cm^2 .

Mindazok a problémák, amelyek a betétből edzhető acélok vonalán pillanatnyilag a legégetőbbek, a MnTi-típusú takarékcélok ajánlott három fajtájával minden különösebb nehézség nélkül megoldhatók.

ÖSSZEFOGLALÁS

Számos kísérlet alapján megállapítható volt, hogy a szerkezeti acélokból a Ti optimális hatását kb. 0,1% körüli mennyiség biztosítja.

A kidolgozott háromféle betétből edzhető Mn—Ti-acéllal további lépést sikerült elérni a külföldi ötvöző elemekkel való takarékoság érdekében. Ezzel Ni és Mo után most már ezekben az acélokból a Cr kiküszöbölése is lehetségessé válik.

KÜLÖNLEGES TULAJDONSÁGÚ TAKARÉKACÉLOK KUTATÁSA

ÁGOTAI BÉLA

DK 669.14.018.8

Ennek a témának a keretében, 1954-ben, austenites CrNi rozsdasaválló acélok egyes területen (pl. élelmiszeripar) való pótlásának lehetőségeit vizsgáltuk. Ezzel az volt a célunk, hogy nehezen beszerezhető import ötvöztetőanyagokat takaríthassunk meg, valamint, hogy ezeknek a kísérleti acéltípusoknak a tulajdonságait megállapíthassuk. Ennek a célnak az alapján olyan összetételű acélokat kívántunk előállítani, amelyekben a Cr %-ot csökkentjük, a Ni-t pedig teljes mértékben kiküszöböljük. Ezért nagy Mn- és kis Cr-tartalmú austenites acélokkal, amelyeket részint Ti-nal, részint N₂-nel ötvöztünk, kísérleteket végeztünk.

Mint említettük, elsősorban austenites anyagot kívántunk előállítani, hogy így homogén szövetet biztosítsunk, vagyis hogy a belső szerkezet közötti elektropotenciál-különbség csökkentésével a korrózióállóságot növeljük. Erre a célra a γ -mezőt bővítő ötvöztető, a Mn-t választottuk, amellyel egyúttal a Ni-t mint austenitképző elemet is kiküszöbölhetjük.

A csökkenő krómtartalom mellett növekvő Ti-ötvöztetést alkalmaztunk, egyrészt azért, hogy ezzel az acél kristályközi korrózióra való hajlamosságát csökkentjük, másrészt azért, hogy a króm Ti-nal való pótlásának lehetőségét megállapítsuk, mivel feltehető, hogy a Ti a szilárd oldat elektropotenciálját növeli.

További célunk volt még kísérletet végezni nagy Mn- és kis Cr-tartalmú acélok N₂-ötvöztetésével is, mivel ismeretes a N₂ austenitképző és stabilizáló hatása. Ez teszi lehetővé, hogy olyan értékes austenitképző fémnek, mint pl. a Ni-nek jelentős része N₂-vel helyettesíthető.

Az eddig ismertetettek alapján a kísérletre kiválasztott acélok összetételének határai a következők voltak:

C	Mn	Cr	Ti	N ₂
~0,30%	12—18%	0—6%	0—2,5%	~0,1%

A Ti- és N₂-ötvöztetés minden esetben külön-külön adagokban történt.

Az adagok készítése bázisos béléssű, 8 kg-os indukciós kemencében, a Ti-ötvöztetés 40%-os FeTi-nal, a N₂-ötvöztetés 60% Cr- és 0,7% N₂-tartalmú nitridált FeCr-mal történt. A tuskókat 22 mm Ø -jű rudakká kovácsoltuk, amelyek-

ből hőkezelési kísérletekre darabokat, szakító-, ütő- és korróziós vizsgálatokhoz szükséges próbatesteket készítettünk.

Az öntött anyagok összetételét a 37. táblázatban láthatjuk. Ezekből az anyagokból kb. $\varnothing 22 \times 20$ mm-es hőkezeléshez szükséges próbatesteket készítettünk. Ezekkel a kísérleti anyagokkal a megmunkálhatóság biztosítására

37. TÁBLÁZAT

Jel	C	Si	Mn	Cr	Ti	N ₂	P+S%
281	0,39	0,31	12,3	5,96	—	—	> 0,1
274	0,33	0,23	15,9	3,10	—	—	> 0,1
974	0,67	0,84	20,8	2,74	—	—	> 0,1
976	0,32	0,92	16,6	3,15	0,11	—	> 0,1
255	0,30	0,43	16,5	3,00	0,40	—	> 0,1
977	0,30	1,14	16,9	1,47	0,81	—	> 0,1
257	0,32	0,85	17,3	1,65	1,10	—	> 0,1
978	0,32	0,92	17,1	0,13	1,72	—	> 0,1
258	0,30	0,83	17,5	—	2,50	—	> 0,1
278	0,25	0,22	10,9	3,17	—	0,08	> 0,1
276	0,33	0,30	16,7	3,17	—	0,08	> 0,1
975	0,33	1,10	16,8	3,22	—	0,12	> 0,1

lágýtási vizsgálatokat végeztünk. A lágýtást 800—900—1000—1100 C°-ú hevítéssel, majd levegővel, olajjal és vízzel történő lehűtéssel végeztük. A legjobb eredményt az 1100 C°-on történő hevítés, majd levegővel való hűtés adta.

A darabok hőkezelés előtt és után nem voltak mágnesesek.

A rendelkezésre álló kísérleti anyagokat a fent megállapított módon hőkezeltük, mindegyikből két-két darab 10 mm átmérőjű szabványos szakító- és Charpy-ütőpróbatetet (10 × 7 mm, 55 mm hossz) készítettünk.

Az anyagvizsgálati eredményeket a 38. táblázatban adjuk. Az ebben a táblázatban megadott szilárdsági értékeket összehasonlítva az irodalmi értékekkel, kapjuk, hogy pl. a 276 sz. adag összetétele megegyezik a 40 MnCr 72 (Sicromal TT 23) típusú anyaggal:

C	0,30—0,50%
Si	0,30—0,80%
Mn	17,0—18,0 %
Cr.....	3,00—3,50%
N ₂	0,08—0,12%

amelynek szilárdsági értékei: $\sigma_F = > 27 \text{ kg/mm}^2$; $\sigma_B = 70—90 \text{ kg/mm}^2$; $\delta_{10} = 30\%$.

Hasonló értéket adnak a következő, irodalomban található austenites CrMn-acélok is (39. táblázat).

Kísérleti anyagaink nehezen voltak megmunkálhatók, amire az egyes esetekben kapott nagy keménységi értékek (240—300 HB) is mutatnak.

Kísérleteink további részét korróziós vizsgálatok képezték. Erre a célra 22 mm \varnothing -re kovácsolt és hőkezelt rudakból próbatesteket vágtunk ki. A

38. TÁBLÁZAT

Jel	Folyási határ σ_F kg/mm ²	Szakítószil. σ_B kg/mm ²	Nyúlás δ_{10} %	Kontrakció φ %	Útómunka A_k mkg/cm ²	Keménység HB kg/mm ²
281 1	35,9	69,0	12,8	15,4	11,10	205
281 2	41,1	63,9	9,6	11,6	9,34	
274 1	40,7	87,1	24,2	22,6	22,18	196
274 2	39,3	82,9	22,7	22,6	21,60	
974 1	47,1	95,2	51,0	40,7	23,50	255
974 2	47,1	74,1	29,5	36,0	18,90	
976 1	29,3	48,0	45,2	40,7	17,05	252
976 2	30,9	89,1	32,6	29,4	20,40	
255 1	40,2	90,4	21,4	19,0	11,45	236
255 2	42,9	97,4	23,5	22,6	9,70	
977 1	53,5	104,5	39,2	27,7	10,55	240
977 2	42,7	95,6	21,5	20,8	15,00	
257 1	59,1	98,0	36,3	34,4	10,08	290
257 2	59,0	97,0	38,0	34,4	8,62	
978 1	57,3	109,7	26,0	32,8	8,70	240
978 2	51,0	84,4	27,2	39,2	7,12	
258 1	37,4	72,2	41,5	51,0	8,20	230
258 2	39,1	71,1	36,6	51,0	11,42	
278 1	37,4	45,1	3,4	4,0	2,72	300
278 2	39,0	46,7	—	—	2,64	
276 1	43,3	94,0	35,8	36,0	24,00	170
276 2	37,7	91,9	40,0	37,6	25,10	
975 1	45,8	90,4	44,5	40,7	19,70	220
975 2	47,4	91,7	44,0	48,2	23,30	

39. TÁBLÁZAT

C	Mn	Cr	Ni	Ti	N ₂ %	Útómunka, mkg/cm ²
0,33	18,0	1,2	0,20	—	—	30,1—30,4
0,12	19,9	9,7	1,03	0,53	—	20,2—22,6
0,08	18,6	12,8	0,56	0,41	—	25,2—28,0
0,07	13,6	14,8	1,50	—	0,11	28,3—29,9

próbatestek egyik felületi lapját csiszoltuk és políroztuk. A próbatestek polírozott felületét úgy helyeztük a maróközegbe, hogy az felét elfedje, fele pedig a közeg gőzének hatása alatt álljon. Tekintettel a kísérlet tájékoztató jellegére, a maratás minden esetben 24 óráig, szobahőmérsékleten történt.

Marató közegeként 0,1 n koncentrációjú kén-, salétrom-, só-, citrom-, ecet-, borkő-, oxál-, hangyasavat és ammónium-, valamint nátriumhidroxidot használtunk. A szokásos anorganikus savak mellett tehát ételsavak okozta korróziós folyamatokat is igyekeztünk megállapítani.

Összehasonlításra a 40. táblázatban közölt acélokkal is végeztünk marataási kísérleteket.

A közölteken kívül összehasonlításra 18—8 CrNi-acélt is felhasználtunk.

A korróziós vizsgálatok szerint a kísérletben szereplő acélok közül teljes értékű eredményt csak az összehasonlításul vett 18—8 CrNi, valamint a 700-jelű (22,60 Cr%) acél adott. Elfogadható korróziós értéket kaptunk még a V-

40. TÁBLÁZAT

Jel	C	Si	Mn	Cr	N ₂	P+S%
700	0,05	0,40	0,37	22,60	—	> 0,1
A ₂	0,31	1,05	0,45	16,30	0,09	> 0,1
V	0,16	1,04	12,90	17,50	0,24	> 0,1

jelű (12,90% Mn, 17,50% Cr, 0,24% N₂) és az ételsavak egyes csoportjában a 281 jelű (12,3% Mn, 5,96% Cr) acéllal. A további nagy Mn- és kis Cr-tartalmú anyagok, sem Ti-, sem N₂-ötvöztetés mellett nem adtak olyan vizsgálati értékeket, amelyek megfelelő korrózióállóságot jelentenének.

Eredményeink szerint az austenites szövet kialakítása (akár Mn-nal, akár Mn-nal és N₂-nel) egymagában nem biztosít olyan korrózióállóságot, de még a 6% Cr-tartalmú, vagy 2% Cr- és 1% Ti-tartalmú acél sem, amellyel akár csak az élelmiszeriparban is ezeknek az acéloknak felhasználását lehetne javasolni.

Ezek alapján tehát a nagy Mn- és a kis Cr-tartalmú austenites acélok legfeljebb a mélyhűtőiparban kerülhetnek alkalmazásra, ahol elsősorban nagy szívósság és csak másodsorban a korrózióállóság a kíváncalom.

ÖSSZEFOGLALÁS

Kísérletek Ni-mentes, Mn-, Cr-, Ti-, és N₂-tartalmú austenites acélok tulajdonságainak megállapítására. Az elvégzett szilárdsági és korrózióállósági vizsgálatok eredményei alapján az e típusú acélok csak a mélyhűtőipar területén kerülhetnek felhasználásra.

TITÁNNAL ÖTVÖZÖTT SZERSZÁMACÉLOK KUTATÁSA

ÁGOTAI BÉLA

DK 669.15—194: 669.295

Tájékoztató kísérleteket végeztünk a gyorsforgácsolás területén használatos szerszámacélok tulajdonságainak megközelítésére kevesebb import-ötvözővel való gyártás esetén, valamint a Ti-tartalom hatását állandó C-, V-, csökkenő W- és növekvő Cr-tartalom mellett kívántuk megállapítani.

Kiindulásra az alábbi acélt választottuk ki:

C	0,85—1,00%
Si	max 0,30%
Mn	max 0,40%
Cr.....	4,50—5,00%
W.....	2,30—2,80%
Mo	2,30—2,70%
V	2,80—3,00%

Ezt az acélt főleg nagyolóként, különböző fúrók és vágók anyagául használják, de közepes keménységű anyagok esztergálásához és gyalulásához is alkalmazzák. Ezzel az acéllal az egyszerűbb minőségű 18% W-tartalmú gyorsforgácsoló acélt helyettesítik.

Az ismertetett, kiválasztott acél összetételi határait Ti-ötvözéssel a következő értékek szerint módosítottuk a Mo teljes elhagyása mellett:

C	max 1,00%
Mn	max 0,40%
Si	max 0,50%
Cr.....	5,0—7,0%
W.....	0,0—3,0%
V	0,0—3,0%
Ti	0,0—6,0%

Az adagok készítése savas béléű, 8 kg-os indukciós kemencében történt. Az ötvözést 64%-os FeCr, 69%-os FeW-, 40%-os FeV- és 40%-os FeTi-nal végeztük.

A tuskókat 20 × 40 mm szelvényű rudakká kovácsoltuk.

Az elkészített adagok összetételét az 41. táblázatban láthatjuk.

41. TÁBLÁZAT

Jel	C	Mn	Si	Cr	W	V	Ti	P+S%
980	1,09	0,45	0,56	4,93	2,63	3,10	—	0,08%
981	1,07	0,46	0,93	4,92	2,74	2,80	0,56	0,08%
982	1,09	0,44	0,86	4,20	1,22	2,82	1,64	0,08%
983	1,03	0,40	0,98	5,13	—	2,54	2,05	0,08%
984	0,86	0,57	0,90	7,32	—	3,10	2,30	0,08%
296	0,91	—	—	4,10	—	—	6,24	0,08%
311	0,91	0,62	—	4,10	—	—	6,24	0,08%

A fenti adagokból kovácsolt rudakból próbadarabokat vágtunk le megmunkálhatósághoz szükséges lágyítási kísérletre. A lágyítás a megadott hőfokon, kemencében való lehűtéssel történt (42. táblázat).

42. TÁBLÁZAT

Jel	Lágyítás előtti keménység, HRC	Lágyítási hőfok, C°	Lágyítás utáni keménység, HRC
980	35	850	25,0
981	38	850	26,0
982	40	780	26,0
983	35	780	24,3
984	26	780	22,0
296	20	800	20,0
311	22	800	20,0

Lágyítás után a kovácsolt rudakból 23—24 db $12 \times 30 \times 24$ mm-es lapkákat készítettünk. Adagonként 12 db lapkát éltartóssági vizsgálatra félretettünk, a többivel hőkezelési kísérletet végeztünk. A 296 jelű acéllal — a feladarabolás után tapasztalt és az egész anyagra kiterjedő repedések miatt — további kísérleteket nem végeztünk.

A hőkezelési kísérletek edzésből és megeresztésből állottak. Az edzést 1230, 1260 és 1280 C°-on, a megeresztést 450, 500 és 550 C°-on 30 perces időtartammal végeztük. Minden esetben háromszoros megeresztés történt. Részletes eredmények a 43. táblázatban találhatók.

A hőkezelt anyagokról csiszolatokat készítettünk és mikroszkópos vizsgálatot végeztünk.

A keménységi és a mikroszkópos kiértékelés alapján a 980/17, 981/18 és 981/20-as próbákat választottuk ki éltartóssági vizsgálatokra.

Az éltartóssági vizsgálatához félretett lapkákat a már megadottak szerint hőkezeltük, majd a méréseket a Gépipari Technológiai Intézetben végeztettük el. A keménységi értékek a 44. táblázatban találhatók.

Az itt végzett éltartóssági vizsgálat célja a kísérleti és egy ismert minőség viszonyának a meghatározása volt. A forgácsolási vizsgálatot az MSZ 4356 RT szabvány szerint végezték.

43. TÁBLÁZAT

Művelet:			980			981			982			983			984			311		
			1	2	3	1	2	3	1	2	3	1	2	3	1	2	3	1	2	3
Olajedzés után mért keménység, HV 10/30	1230° C																			
	1260° C																			
	1280° C																			
Megeresztés után mért keménység, HV 10/30																				
Edzési hőfok: Megeresztési hőfok:	1230° C	13	680	772	630	650	740	782	655	716	657	630	680	655	350	390	407	213	—	—
	450° C	14	670	734	748	725	725	743	750	745	720	655	655	642	480	488	387	211	—	—
	500° C	15	730	707	710	730	670	695	620	589	585	615	578	585	420	366	333	192	—	—
	550° C																			
Edzési hőmérséklet: Megeresztési hőmérséklet:	1260° C	16	700	706	724	740	800	720	720	645	724	720	707	625	400	410	355	223	—	—
	450° C	17	820	782	758	680	782	772	770	716	720	660	675	634	380	352	354	196	—	—
	500° C	18	680	645	634	820	720	694	730	623	610	645	580	503	400	352	344	200	—	—
	550° C																			
Edzési hőmérséklet: Megeresztési hőmérséklet:	1280° C	19	650	726	657	775	774	815*	630	770	742	685	698	681	450	480	417	216	—	—
	450° C	20	665	800*	750	800	724	824*	590	635	703	670	700	694	480	430	471	216	—	—
	500° C	21	770	840*	790	772	694	690	730	715	690	710	616	680	530	460	460	210	—	—
	550° C																			

* Nagy szórás mellett.

A vizsgálat minden esetben 6 db lapkán történt. Jelzések szerint a 980/17-nek 980/1—6, 981/18-nak 981/1—6 és 981/20-nak a 981/7—12 jelű anyagok felelnek meg.

A minőségi viszony meghatározását hosszesztergályozással HB = 217 kg/mm² keménységű, normalizált A 70.11 acélanyagon végezték. A mérés

44. TÁBLÁZAT

Jel	Sor-szám	Hőkezelés	Keménység HV 10/30	
			edzés után	megeresztés után
980	1	edzés: 1260° C	772—803	772—803
	2		824	824
	3		724	743—782
	4	megeresztés: 500° C	724—803	724—803
	5		724—792	724—792
	6		743—813	743—813
981	1	edzés: 1260° C	752	762
	2		724—782	700—792
	3		743—792	792
	4	megeresztés: 550° C	762—792	792
	5		792—803	782—803
	6		772—792	782—803
981	7	edzés: 1280° C	743—772	772
	8		762—787	787
	9		762	824
	10	megeresztés: 500° C	824	824
	11		752—870	752—803
	12		762—772	772—824

$f = 2$ mm fogásmélység, $e = 0,4$ mm/ford. előtolás mellett, fúróolaj-emulziós hűtéssel történt. A lapkákat a szabvány szerinti élszög kiképzéssel köszörülték és mechanikus rögzítésű készárba erősítették.

Az elvégzett vizsgálatok alapján a sorozatban szereplő 982, 983, 984, valamint 296 és 311-es adagokat sem keménységi, sem mikroszkópos vizsgálatok alapján éltartóssági kísérletre nem találtuk alkalmasnak. A 980/17, a 981/18 és a 981/20-as lapkák, amelyek éltartóssági vizsgálatra alkalmasnak látszottak, minőségi szorzói a következők:

$$\begin{aligned} 980/1-6\varphi_v &= 0,560 \\ 981/1-6\varphi_v &= 0,727 \\ 981/7-12\varphi_v &= 0,821 \end{aligned}$$

A kapott minőségi szorzók értékei a G 370 gyorsacélhoz képest kis értékűek. Az irodalomban szereplő minőségi szorzók a következők:

$$\begin{aligned} G\ 370\ \varphi_v &= 1,0 \\ CrS\ 1\ \varphi_v &= 0,6 \\ S\ 100\ \varphi_v &= 0,5 \end{aligned}$$

Ezek alapján az általunk választott összetételek a kívánt tulajdonságot nem érik el. Tehát az összehasonlításra megadott φ_v (S 100, CrSl, G 370) értékek szerint a 980 és a 981-es adag a szerszámacél minőségét ugyan eléri, de a célul kitűzött gyorsforgácsolás követelményeinek nem felel meg.

ÖSSZEFOGLALÁS

Tájékoztató kísérletek gyorsforgácsolás területén használatos szerszámacélok tulajdonságainak elérésére, importötvözők megtakarítása mellett. Ti-tartalom hatásának tanulmányozása állandó C-, V-, csökkenő W- és növekvő Cr-tartalom esetén. Az ismertetett összetételekkel végzett hőkezelési kísérletekkel elért legjobb anyagokat éltartóssági vizsgálatnak vetettük alá. Az eredmények szerint szerszámacél minőséget el lehetett érni, de az anyagok gyorsforgácsolás követelményeinek nem felelnek meg.

NAGY TARTÓSFOLYÁSHATÁRÚ TAKARÉKACÉLOK KUTATÁSA

DR. CSEPIGA ZOLTÁN

MARTIN IMRE

a műszaki tudományok kandidátusa

DK 669.14.018.48

A kutatás fő feladata az volt, hogy milyen molibdénmentes acélból készülhetnek kazánok túlhevítőcsövei, amelyek üzem közben az alábbi háromféle igénybevételnek vannak kitéve:

- a) külső hatások; ezek közé tartozik a hő- és a gázkorrózió;
- b) belső hatás, a gőznyomásból származó feszültség;
- c) nagy hőmérsékleten bekövetkező elridegedés.

Ezzel az utóbbi kérdéssel nem tudtunk foglalkozni, mivel kísérleti berendezés nem állt rendelkezésünkre.

A közönségesnél nagyobb üzemi hőhatás és a belső nyomásból származó feszültség együttes hatása elvi síkon a kúszás és az újrakristályosodás alapján tárgyalható. A belső gőznyomásból származó feszültség a cső alakváltozását eredményezi. Az alakváltozás következményei pedig — nevezetesen a keményedés és a deformált szövetszerkezet — üzemi hőmérsékleten bizonyos idő után megszűnnek. Így a cső anyagában létrejön a lágyulás és az újrakristályosodás. Ennek eredményeképpen a rendelkezésre álló alapszilárdság és a maradó alakváltozásból származó szilárdságtöbblet az üzemi hőmérséklet hatására lecsökken, bizonyos idő után megindul a kúszás. A kúszás tehát nem más, mint meghatározott körülmények közötti sajátos nyúlás, azaz a közönségesnél nagyobb és állandó hőmérsékleten állandó terhelés hatására folyamatosan végbemenő alakváltozás.

Mivel a molibdén nehezen hozzáférhető ötvözőfém, célunk a fenti követelményeknek megfelelő, 500 C°-on 15—20 kg/mm², szabványadta tartósfolyáshatárú, molibdén helyett más ötvözőket, illetve ötvözőpárokat tartalmazó acélanyag kidolgozása volt erőművi kazánalkatrészek céljaira.

Laboratóriumi kísérleteink folyamán először a mangán — mint austenitképző ötvöző — mellett a króm, a wolfram és a titán hatását vizsgáltuk acélöntvényeknél. E kísérletek eredményeképpen megállapítható volt, hogy a szükséges molibdéntartalom 2—2,5-szörösénél nagyobb wolframmennyiséggel ötvözve az acélt, a molibdén teljesen egyenértékűen pótolható.

Az öntött próbatesteken végzett kísérletek eredményei alapján a továbbiakban kovácsolt próbatestekkel végeztünk kísérleteket. Ekkor a nagyobb wolfram-, szilícium—titán-, illetve króm—titán ötvöztetésű acélokat vizsgáltuk.

45. TÁBLÁZAT

Jel	Kémiai összetétel, %							Szilárdsági tulajdonságok:				
	C	Mn	Si	Cr	W	V	Ti	σ_F , kg/mm ²	σ_B , kg/mm ²	δ_5 , %	ψ , %	σ_T 500 C°, kg/mm ²
1	0,08	0,35	0,17	0,72	0,81	—	—	39,5	47,4	11,0	69,8	25
2	0,15	0,36	0,10	0,81	0,93	—	—	43,6	49,7	15,2	71,9	18
3	0,17	0,63	0,27	1,08	—	1,07	0,12	30,0	38,0	20,0	57,8	21
4	0,15	0,55	0,14	1,62	—	0,43	0,04	62,0	78,0	12,7	64,5	23
5	0,14	0,94	0,31	—	—	—	—	36,9	32,6	26,1	72,0	—

46. TÁBLÁZAT

Adag- szám	Kémiai összetétel, %										Szilárdsági tulajdonságok:				Megjegyzés
	C	Mn	Si	S	P	Cr	W	V	Ti	σ_F , kg/mm ²	σ_B , kg/mm ²	δ_5 , %	ψ , %		
67237	0,12	0,56	0,34	0,024	0,022	1,0	1,76	—	—	—	42,9	56,0	28,3	69,3	—
67314	0,10	0,60	0,35	0,022	0,016	1,67	—	0,42	0,10	—	36,9 39,1	49,9 49,2	29,4 35,0	69,0 68,7	38 Ø 44,5 Ø
67339	0,13	0,61	0,20	0,021	0,024	1,0	0,75	—	—	—	—	—	—	—	—

Az első típus 1—2% W-ot, 1,4—1,8% Si-ot és 0,5% Ti-t tartalmazott, amíg a másik 0,8% körüli krómot és 0,6—1,5% Ti-t. Megállapítottuk az említett ötvözők együttes hatását a tartósfolyás-hatásra és kidolgoztuk az egyes ötvözet-fajták legkedvezőbb hőkezelési módját.

A króm—wolfram ötvözesű acélok mélyreható vizsgálata bebizonyította, hogy csökkentett mennyiségű molibdén, illetve annak teljes elhagyása mellett sikerült olyan anyagot kidolgozni, amelynek 500 C°-on 20 kg/mm²-nél nagyobb tartósfolyás-határa volt. (l. 45. táblázat).

Az így kapott eredmények után a továbbiakban a vanádium hatását vizsgáltuk króm- és titánötvözők mellett. Ebben az esetben a kísérletek elsődleges célja az volt hogy bebizonyítsuk: a vanádiumnak a tartósfolyáshatásra gyakorolt hatása megközelíti-e a molibdénét.

Ebből a célból a szabványos ötvözőket tartalmazó, molibdén nélküli, vizsgált acélban a vanádium és titán mennyiségének egymáshoz való viszonyát vizsgáltuk. A kísérletsorozat eredményei alapján azonban nem volt teljes egyöntetűséggel kimutatható a vanádium ilyen irányú kedvező hatása.

A laboratóriumi kísérletek alapján a 45. táblázatban feltüntetett első négy anyagösszetételt javasoltuk üzemi kipróbálásra. Vizsgálatnak vetettük alá az Április 4 Gépgyár által javasolt (5. jelű) mangán-szilíciumos anyagot is, amelynek 850 C°-ról való normalizálás utáni eredményeit szintén a 45. táblázat tartalmazza.

Az üzemi bevezetés érdekében a Csepeli Vas- és Acélművekben három adagot gyártottunk le üzemszerűen, amelyekből ugyanitt egyrészt 38 mm, másrészt 44,5 mm külső átmérőjű 4 mm falvastagságú csöveket készítettek. A csövek kémiai összetételét és szilárdsági értékeit a 46. táblázat foglalja össze.

A csövek mechanikai vizsgálatait során nyert fenti értékek megfelelnek a szabványban előírt követelményeknek, aminek következtében beépítésre alkalmasak.

A csöveket ezután gyakorlati kipróbálás céljából kazánokba beépítettük. A 38 mm átmérőjű csövek a Borsodi Hőerőmű berentei telepén a 8. számú kazán túlhevítőjébe, amíg a 44,5 mm átmérőjű csövek a Mátravidéki Erőmű V. 5. sz. kazánjába, majd ennek leállása után a 4. sz. kazán túlhevítőjébe kerültek beépítésre. A beépítés 1957-ben történt. A csövek viselkedését az Erőmű Beruházási Vállalattal együtt állandóan figyelemmel kísérjük. A már öt éve beépített és üzemben levő csövek eddigi megfigyeléseink szerint kiválóan viselkednek. A beépített csövek metallográfiai és egyéb szükséges vizsgálatát csak azok kiszerezése után ejtjük meg.

ÖSSZEFOGLALÁS

Laboratóriumi jellegű kísérletekkel vizsgáltuk a mangán — mint austenitképző elem — mellett a króm, a wolfram és a titán hatását a tartósfolyás-hatásra, amelynek eredményeként bebizonyosodott, hogy a molibdéntartalom 2-2,5-szörösénél nagyobb wolframmennyiséggel ötvözve az acélt, a molibdén teljes egészében pótolható.

A laboratóriumi eredmények alapján üzemszerűen gyártott 0,10% C-, 1,67% Cr-, 0,42% V- és 0,10% Ti-tartalmú acélból készült gőztúlhevítő csövek vizsgálatai szerint kielégítették az előírásokat, így erőművi kazánokba kerültek beépítésre, ahol már több mint öt éve kifogástalanul működnek.

LEMEZANYAGOK ROSTOS TÖRÉSÉNEK VIZSGÁLATA

DR. CSEPIGA ZOLTÁN
a műszaki tudományok kandidátusa

MARTIN IMRE

DK 620.186: 539.219: 669.14—122—4

A kutatás célja az volt, hogy tisztázzuk és kísérletileg megállapítsuk a szakirodalmi ellentmondásokkal szemben a rostosság keletkezésében szerepet játszó három tényező, ún. salakosság, ferritszemcsenagyság, ferritsorosság hatását és a rostosság kiküszöbölési módjait.

A vizsgált kis szénttartalmú 15 mm vastag acéllemezek töretpróbáin, a hengerlési iránnyal párhuzamosan felnyílások mutatkoztak. Ezek keresztirányú hajlításkor jönnek elő, és azt mutatják, hogy a lemez belső szerkezete nem homogén, keresztmetszete helyenként egymással fémes kapcsolatban nem levő rétegekből áll. Az ilyen tulajdonságú lemez nem bírja a felhasználás alatti mechanikai és hőigénybevételt, ezért ki kell selejtezni.

Az említett három tényező közül a salakosság metallurgiai kérdést jelent. A töretek felületének binokuláris mikroszkóppal való vizsgálata azt mutatta, hogy ez a legdőntőbb tényező. A hazai gyártású acéllemezek töretének felületén észlelt felnyílások legtöbbször az volt látható, hogy a felnyílás oldal-felülete nem fémes, erős megvilágításakor mattfényű enyhén sárgás színű és mélyen a lemez belsejébe hatol. Ezek a felnyílások a salakerek mentén jönnek létre. Azok a felnyílások viszont, amelyeknek oldalfala egészen sima, valószínűleg gázhólyagok és azok mentén történt dúsulások következményei.

A ferritszemcsenagyság és a ferritsorosság hatása inkább technológiai probléma, mivel mindkettő a hengerlés alatt jön létre.

A ferritszemcsenagyság a megleghengerlés alatti újrakristályosodás terméke, és ezért az utolsó szűrésok hőmérséklete és az alkalmazott fogyás mértéke befolyásolja annak az austenitnek a szemcsenagyságát, amelyből a ferrit-perlites struktúra kialakul.

A ferritsorok keletkezésének az a magyarázata, hogy az acélban levő minden inhomogenitás, a kristályhatárok menti szennyezők, a kristályokon belüli fozzfördülés a hengerlés alatt az austenitkristályokkal együtt elnyúlnak és átalakuláskor ezek hatására indul el a ferritkiválás, amelynek következtében a ferrit az elnyúlt salakok és dúsult zónák mentén helyezkedik el.

A rostos szövet és a ferritsorosság közti összefüggés megállapítására végzett kísérletsorozattal az volt a célunk, hogy a ferritsorokat eltüntessük.

Eilender, Wals és Meyer a hosszantartó diffúziós izzítással tüntették el a ferrit-sorosságot, s ezzel együtt a rostosságot. Kísérleteinknél a ferritsorok eltüntetésére nem a hosszantartó diffúziós izzítást, mivel ennek üzemi megvalósítása sok nehézségbe ütközne, hanem az A_3 és az A_1 közötti hőmérsékletre való gyors lehűtést, azaz a ferritsorokat eredményező átalakulás megzavarását választottuk.

Egy erősen rostos próbát több darabra felfűrészeltünk, majd az egyes darabokat 850, 900, 1000 és 1200 C°-on történő hevítés után fűvott levegőn, illetve olajban hűtöttük le. A 850 és 900 C°-on hőkezelt próbák lassú (levegőn) lehűléskor jellegzetesen soros szövetet mutattak; ez a soros szövet gyorsabb lehűléskor (fűvott levegőn vagy olajban) nagyrészt eltűnt. A vizsgálatok statisztikai kiértékelése szerint a sorosság gyorsabb lehűléskor sem szűnik meg teljesen. A sorokba rendeződött ferrit, illetve a látható ferritsorok mennyisége kevesebb lett. Hűtés szerint fűvott levegőn történő hűtéskor az eredeti ferrit mennyisége legalább 80%-kal, olajban hűtve pedig kb. 60%-kal csökkent. A kísérletek adataiból mennyiségi következtetéseket nem lehetett levonni, de ez nem is volt cél, mivel csak arra kívántunk rámutatni, hogy az A_3 és A_1 hőmérsékletek között, már kismértékben gyorsított hűtéssel a ferritsorok mennyisége szemmellátható mértékben csökkenthető. Ennek oka, hogy a lehűtési sebesség növekedésével, az austenit átalakulásakor a perlit mennyisége növekszik, tehát a sorosságot létrehozó ferrit mennyisége — a diffúziós idő rövidsége miatt — csökken.

Az 1000 és 1200 C°-ra túlhevített és így durva szemcséssé vált próbákban pedig ferritsor egyáltalában nem jelentkezett. Ezt a kísérleti tényt egyébként az üzemi tapasztalatok is alátámasztották. A hengerművi töretek vizsgálatakor akármilyen salakos adagból készítették is a lemezeket és azok legalább a J. K. skála szerint hármás mértékű durvaszemcsés szerkezetűek voltak, felnyílás, rostostöret nem mutatkozott. Ennek oka valószínűleg a hengerlés alatti durvaszemcsés újrakristályosodás volt.

Ebből a kísérletsorozatból két biztos következtetés vonható le:

1. a hengerlés alatti gyorsított hűtés nagymértékben csökkenti a sorba rendeződött ferrit mennyiségét;
2. a durvaszemcsés struktúra sem soros ferritet, sem rostos töretet nem eredményez.

Ami az elsőt illeti, a gyorsított hűtés üzemi megvalósítása nem okoz különösebb nehézséget. Megvalósítása úgy lehetséges, hogy az utolsó szűrés után a lemezek a hengerek közül még A_3 feletti hőmérsékleten kerüljenek ki és utána a görgősoron alsó és felső légzuhanyt kapjanak.

A második pontban foglalt következtetésnek csak elvi jelentősége van, mert a durvaszemcsés struktúra, amelyet csak azért hoznánk létre, hogy ne kapjunk rostos törést, egyéb mechanikai szempontból nem kívánatos.

Az első ponttal kapcsolatban még egy kérdés bizonyítása vált szükségessé, és pedig az, hogy a ferritsorok mennyiségének csökkentésével a rostos törés valóban megszűnik-e, illetve, hogy a salakosság és a rostosság között egy bizonyos salakossági fokon túl van-e összefüggés. Más szóval, hogy a salakosság mértékének van-e olyan határeset, amelyen alul a ferritsorosság csökkentésével lehet segíteni a rostosságon?

Erre a következőkben leírt kísérletsorozattal kívánunk feleletet kapni, továbbá általános elvi alapon közelebb jutni ahhoz a kérdéshez, hogy mi a rostosságra ható három fő tényezőnek a szerepe.

Ismert salakossági fokú és ismert technológiával hengerelt lemezek próbatestein mesterségesen két szélső szemnagyságot hoztunk létre 850 C° és 1300 C°-ra való hevítéssel. Továbbá létrehoztunk a hűtési sebesség változtatásával egy ferritsoros és egy ferritsor nélküli próbát, olajban, illetve kemencében történő lehűtéssel.

Összefoglalva tehát a következő eseteket vizsgáltuk:

finom szemcsés	soros	860 C°-ról kemencében
	nem soros	860 C°-ról olajban
durva szemcsés	soros	1300 C°-ról kemencében
	nem soros	1300 C°-ról olajban

A hőkezelés utáni mikroképekből az alábbi következtetéseket lehetett levonni.

Sikerült a szemnagyság két szélső esetét létrehozni, a ferritsorosságot azonban csak a finomszemcsés próbákban sikerült előidézni vagy eltüntetni.

Az olajban hűtött próbákban jóval több a perlit. A megfelelő töretpróbák kiértékelésénél az üzemben használatos módszert alkalmaztuk, azaz megállapítottuk, hogy van-e 10 mm-es vagy ennél hosszabb felnyílás és hogy az összes felnyílások hossza meghaladja-e a 15 mm-t.

A töretek kiértékelése alapján megállapítható volt, hogy

1. a durva szemcsés struktúra egyetlen esetben sem okozott rostos törést, sem a durva salakos, sem pedig a ferritsoros próbában.
2. A finom szemcsés struktúra viszont ferritsorosság mellett is és anélkül is rostos töretet eredményezett, de csak az erősen salakos próbákban.
3. A tiszta és közepes salakosságú próbákban hiába hoztuk létre mesterségesen az erős ferritsorosságot, rostos töret nem keletkezett.

ÖSSZEFOGLALÁS

A leírt kísérletsorozathból, amelynek során csak a szélsőséges eseteket vizsgáltuk, az állapítható meg, hogy a három tényező közül a rostosság létrehozásában a legnagyobb hatású a szemnagyság, utána a salakosság és végül a ferritsorosság. A szemnagyság kérdésének csak elvi jelentősége van, mert hiszen a rostosság eltüntetéséhez nagymértékben el kellene durvítani a lemezek szövetszerkezetét, ez azonban ridegedést vonna maga után, és ezzel mesterségesen rontanánk a mechanikai tulajdonságokat, ami viszont nem cél. Így gyakorlatilag csak a salakosság és a ferritrostosságnak van jelentősége.

A kísérletekkel egyrészt elvileg tisztáztuk a rostosságot előidéző tényezők szerepét és kiinduló alapot kaptunk a probléma további vizsgálatához. Másrészt rá lehet mutatni arra, hogy a gyakorlat számára fontos két tényező közül a salakosság a döntő. Harmadsorban megvalósíthatónak tekinthető egy olyan új hőkezelési módszer, amelyen a ferritsorosság a lehűtési sebesség változtatásával nagymértékben csökkenthető (második kísérletsorozat), vagy teljesen megszüntethető (harmadik kísérletsorozat).

CSILLÁMLYUKASZTÓ SZERSZÁM CÉLJÁRA HASZNÁLHATÓ KEMÉNYRE HÚZOTT ACÉLHUZAL (ZONGORAHUZAL) ELŐÁLLÍTÁSA ÉS MINŐSÉGI JELLEMZŐINEK RÖGZÍTÉSE

SZÜCS ENDRE

DK 669.14—124.3

Ezt a témát az Egyesült Izzó vetette fel, ahol a fenti célra importból vásárolt zongorahuzal anyagot használtak. Feladat volt lyukasztási célra megfelelő, kb 1 mm \varnothing -jú huzal anyagának kémiai és mechanikai vizsgálata abból a célból, hogy a hazai gyártás megoldható legyen és a megrendelő részéről a gyártómű felé megfelelő átvételi előírás álljon rendelkezésre.

Lényegében ugyanez az acéltípus alkalmas különleges igénybevételnek kitett rugók előállítására, például kézi lőfegyverekhez (Ü. 8. A.).

A megbízó által kifogástalannak minősített külföldi zongorahuzal analízise és mért mechanikai jellemzői teljesen összhangban vannak az irodalomban található közlemények megállapításaival [1—2—3].

Eszerint a helyes összetétel a következő:

Ötvözők			Szennyezők		
C %	Si %	Mn %	Cu %	Cr %	Ni %
0,8—0,85	0,14—0,2	0,35—0,45	<0,1	<0,1	<0,1

A szűk karbontolerancia betartása mellett legveszedelmesebb szennyező a Cu, amelynek értékét kell az előírt maximum 0,1% alatt tartani, sőt lehetőleg 0,05% alatt legyen. A Ni- és Cr-tartalom hatása kisebb. Az 47. táblázat a kísérlet során vizsgált rugóanyagok tulajdonságait mutatja, összehasonlítva a megbízó által megfelelőnek talált, valamint a korábban használt és nem megfelelő hazai és a kutatás során az Intézetben gyártott acélból előállított rugókkal. A táblázat alatt található a szakítási diagramok (62. ábra). A nyúlás számszerű értékén túl a minőség megítélése szempontjából nagyon jellemzőnek bizonyult a szakítási diagramok jellege.

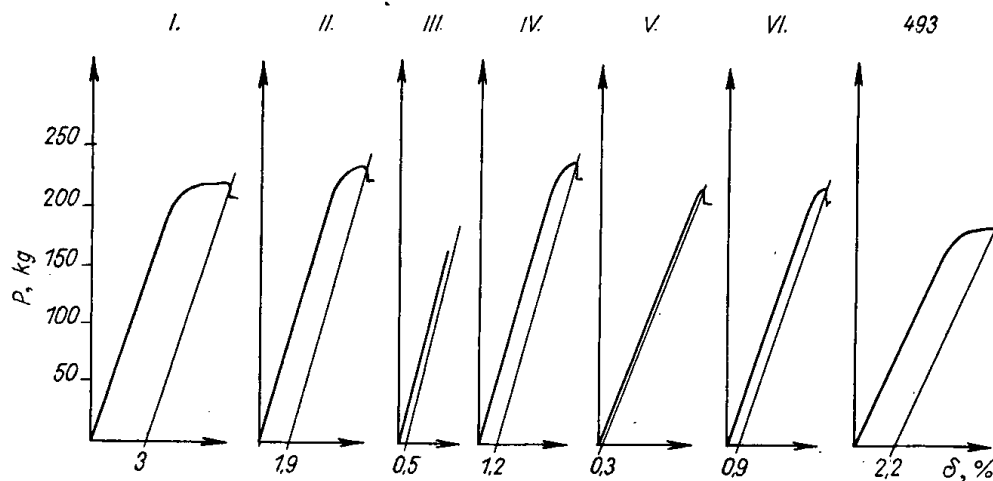
Mechanikai vizsgálat :

A kísérlet során vizsgáltuk:

- a) A szilárdági jellemzőket (σ_B ; σ_F ; δ).
- b) A hajtogatási számot (B_z ; B_f).
- c) A csavarási számot (torzió T).
- d) A saját \varnothing -re való felcsavarhatóságot.

47. TÁBLÁZAT

	Mechanikai tulajdonságai								Ötvözői, %			Szennyezői, %		
	jеле	d mm	σ_B kg/mm ²	σ_P kg/mm ²	$\delta\%$	B_Z	B_f	T	C	Si	Mn	Cu	Cr	P+S
Külföldi m.	I.	1,1	227	195	3	14	3,53	43	0,82	0,14	0,46	0,06	—	<0,05
	Iroda- lom- ból	0,88	236		3,5	12	2,2	75	0,82					
Hazai minőség	II.	1,1	245	207	1,9	9,5	2,44	16	0,98	0,20	0,37	0,20	0,10	
	III.	0,97	220	200	0,5	11	2,3		0,69	0,23	0,56	0,18	0,09	
	IV.	1,1	244	237	1,2	10	2,57	28	0,79	0,21	0,59	0,24	0,12	
	V.	1,0	275	—	0,3	12,7	2,85	29	0,81	0,24	0,40	0,19	0,07	
	VI.	1,0	270	250	1,2	13	2,9	31	0,76	0,15	0,40	0,04	0,04	0,053
Kut. Int. min.	493	1,0	239	210	2,2	14	3,1	30	0,80	0,18	0,41	0,02	0,05	<0,05



62. ábra. Zongorahuzalok tipikus szakítódiagramjai

a) A szilárdsági jellemzők

Az 1 mm Ø körüli rugóhuzal szilárdsági jellemzőinek mérése a rendelkezésre álló eszközökkel eléggé bizonytalan. 0—500 kg terhelési határra beállított szakítógépen az átmérő 50-szerese jeltávval vizsgálva az anyagot (számszerű eredmények az elsőnek táblázatban) kiderül, hogy a felhasználás során

kifogástalan minőségű anyag szakítószilárdsága elég tág határok között (220—270 kg/mm²) változhat. A szakítóvizsgálat során határozott „folyás” és ezzel összhangban a nagy jeltávot figyelembe véve jelentős, min. 2% nyúlás a megfelelő minőségű zongorahuzal tulajdonságai közé tartozik. A kísérlet során kiderült, hogy az átmérő 50-szeresében meghatározott nagy jeltáv egybehangzóbb, és így eléggé megbízható nyúlásértékeket biztosít. A kísérletek azt mutatták, hogy a jó használhatóság szempontjából nem engedhető meg a pontos üzemi méretnek köszörüléssel való előállítás. Már 10—20% átmérőcsökkenéssel járó köszörüléssel is teljesen elveszítjük az anyag kedvező tulajdonságát.

b) Hajtogatási vizsgálat

Kísérleteink során végzett hajtogatási vizsgálatot a Magyar Szabvány-nak megfelelően végeztük el. Maga a törésig elviselt hajtogatási szám különböző átmérőjű huzaloknál természetesen még azonos rádiusz mellett sem hasonlítható össze. Az összehasonlíthatóság megteremtésére dolgozták ki az ún. hajtogatási képességet:

$$B_f = 10 \cdot \frac{B_z}{B_{gd}^2},$$

ahol B_f hajtogatási képesség (Biegefähigkeit), ami körülbelül azon huzal-hajtogatási számának felel meg, amelyet saját átmérőjének megfelelő nagyságú görgőkön hajtogatunk. B_z hajtogatási szám (Biegezahl), a törés bekövetkezése előtti hajtogatások száma. $B_{gd} = \frac{D}{d} + C$, ahonnan $C = 1,65 + 0,05 d$; d huzalátmérő, D a görgő átmérője.

Ha a fenti képletbe behelyettesítjük

$$B_f = \frac{10 \cdot B_z}{\frac{D}{d} + 1,65 + 0,05 \cdot d^2}.$$

A leggyakrabban előforduló átmérőkre előre kiszámíthatjuk a különböző B_z értékekhez tartozó „hajtogatási képesség”-et, amelynek segítségével különböző méretű huzalok már összehasonlíthatók. A 47. táblázatból láthatjuk, hogy az adott felhasználási célra alkalmas huzal esetében a B_f minimális értéke 3, ami min. 13—14 hajlítási számnak (B_z) felel meg.

c) Csavarási próba

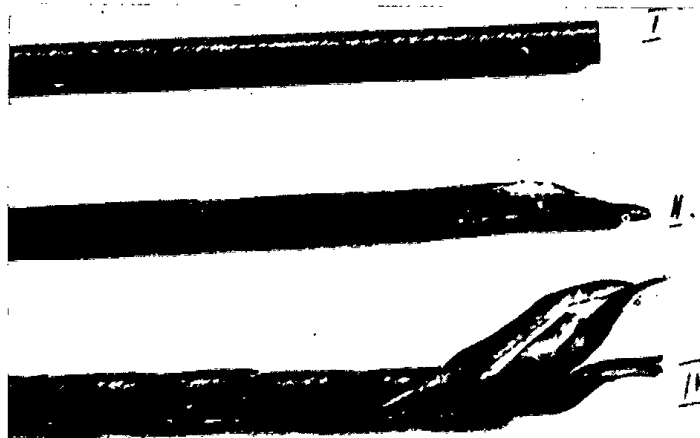
Kísérleteink azt mutatják, hogy a csavarási szám felhasználhatóság szempontjából az anyagra legfontosabb jellemző. A különböző töréstípusokat az 63. ábra mutatja. Az I. számú külföldi huzalnál az elcsavarodott szálak simán folynak, repedés a felületen nagyítóval sem található. A törés szabályosan következett be, a tengely irányára merőlegesen és tükrőfényesen. Alatta látható kétféle használhatatlan huzal tört felülete.

A különbség már első pillanatban szemmel látható. A csavarási szám is megmutatja a lényeges különbséget. A II. jelű anyagnál $T = 16$. Ez a kis érték elsősorban a szénttartalom meg nem engedett túllépése miatt következett be. A csavarási szám és a szénttartalom nagysága fordított viszonyban áll. Minél nagyobb a szénttartalom, annál kisebb a csavarási szám és fordítva. Megengedettnél több szennyező jelenléte is lerontja a torziót.

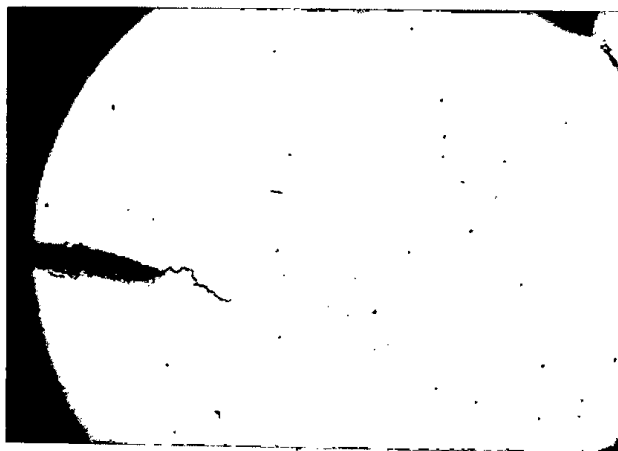
A IV. jelű anyag szétágazó törésfelülete és a felületén a mély repedés végigcsavarodása arra enged következtetni, hogy eredetileg is repedés lehetett a felületen, ahogyan ez a 64. ábra csiszolt, maratlan felületén is látható.

A 47. táblázat értékeit a 63. ábra felvételeivel összehasonlítva azt látjuk, hogy a legkedvezőtlenebb értéket a 0,24% Cu-tartalmú IV. jelű próba mutatja.

A csavaróvizsgálatokat az irodalomban előírt módon végeztük. Csavarógépünkön minden feltételt biztosítani tudtunk, kivéve a központosságot, a helytelen befogószerkezet miatt. Mivel minden vizsgálatot azonos körülmények között végeztük, egymás között az értékek összehasonlíthatók.



63. ábra. Csavart próbadarabok tört felületeinek típusai. I. $T = 43$, $d = 1,1$ mm; II. $T = 28$, $d = 1,1$ mm; IV. $J = 28$, $d = 1,1$ mm. N $7\times$

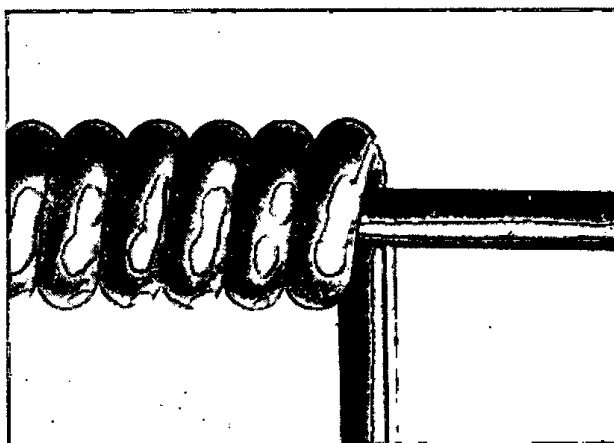


64. ábra. IV. jelű huzal maratlan csiszolata. N $100\times$

Amennyiben az átvételnél csavarógép nem áll rendelkezésre, egy min. 300 mm csúcsávolságú esztergapad is felhasználható. A nyeregszeg helyére hárompofás hasított hüvelyt is lehet helyezni, ahol a huzal egyik végét befogjuk, másik vége a tokmányba kerül, amelyet forgatunk. A 47. táblázatot nézve a minimális csavarási szám, amelynél megfelelő tartóssággal számolhatunk : 30.

d) Saját átmérőre való felcsavarás

Akkor tekinthető megfelelőnek az anyag, ha saját átmérőjére való felcsavarás felületi szakadás nélkül keresztülvihető (lásd a 65. ábrát). Az anyag jószágának megítélésére azonban egyedül a saját átmérőre való felcsavarás kedvező eredménye nem elegendő.



65. ábra. V. jelű huzal saját átmérőre való felcsavarása. N 10×

Egyéb vizsgálatokat is végeztünk, mint például a kis méretek miatt nehezen keresztülvihető szövetszerkezeti és zárványvizsgálatot. Ezeknek a vizsgálatoknak az eredményei azonban megbízhatóan nem építhetők be a műszaki átvételi feltételek közé. Általában azt tapasztaltuk, hogy zárványizolálással a megfelelőnek bizonyult huzalanyag alig fele annyi zárványt tartalmazott, mint a minőségileg meg nem felelő.

A vizsgálat tapasztalatai alapján az Intézet 8 kg-s indukciós kemencéjében két adagot gyártottunk. Az acél gyártásánál arra törekedtünk, hogy magas hőmérsékleten készítsük ki és ne használjunk szemcsefinomítókat (Al, Ti, V stb.). Alapanyagnak svéd sánt használtunk, ehhez jött antracit, szilícium és fémmangán. A fürdőt csak Si- és Mn-nal dezoxidáltuk. Az öntecseket homokgödörben hagytuk kihűlni. Miután a felületet letisztítottuk és a fejeket lefűrésztük, 12 mm átmérőjű rudakra kovácsoltuk. A felhevítés 1070 C°-ra redukáló atmoszférában történt, a kovácsolást 950—900 C°-on hagytuk abba. A patentírozást és készrehúzást a Miskolci Drótgár végezte az általunk megadott szilárdsági értékre (σ_B).

A megbízó Egyesült Izzó a 493. számú anyagot kifogástalannak találta, mivel 10 000 lyuk átszúrására alkalmas szerszám volt belőle készíthető.

ÖSSZEFOGLALÁS

A lyukasztó szerszámnak használt zongorahuzal jóságának megítélésénél az összetétel mellett a mechanikai tulajdonságok közül szoros határok között adott szilárdság mellett, leginkább a szívósság fontos, amelyet tapasztalati alapon meghatározott nyúlás, illetve csavarási számmal fejezhetünk ki legbiztosabban. A csavarási próbánál a kifogástalan és nem megfelelő anyag felületi viselkedése egyértelműen szembetűnő.

IRODALOM

1. *Antoni Pomp* : Stahldraht.
2. *Siebel* : Handbuch der Werkstoffprüfung.
3. *W. Burgaller* : Untersuchung an gezogenen Stahldrähten.

TAKARÉK SZERSZÁMACÉLOK

ÁGOTAI BÉLA

DK 669.182.1

Ebben a témában tájékoztató kísérleteket végeztünk W-, illetőleg Ni-tartalmú, kisméretű szerszámokhoz használatos, melegsüllyeszték-acélok pótlására. A kísérlet egyben azt a célt is szolgálta, hogy az említett acélok közötti összehasonlításra gyakorlati kipróbálás nélkül lehet-e alapot találni. Ezt az összehasonlítást pedig meleg ütő- és keménységvizsgálattal kívántuk végezni.

A kísérletek jelenleg használatos, valamint a Böhler-cég szabadalmát képező Ti- és N₂-tartalmú acéllal történtek.

A 8 kg-os indukciós kemencében készített adagok előírásait és talált értékeit a 48. táblázatban közöljük.

A leöntött tuskókat hántolás után 3—3,5 szörös átkovácsolással 1100—850 C° közötti hőmérsékleten 40 mm Ø-jű rudakká kovácsoltuk. A rudakat a könnyebb megmunkálhatóságért 700 C°-on lágyítottuk. Majd ezeket 220, 110 és 60 mm hosszúságra daraboltuk.

A 220 és 60 mm-es darabokat 850 C°-ról olajban edzettük és 400 C°-on megeresztettük. A 220 mm-es darabból szakító- és ütő-, a 110 mm-esből Jominy-, a 60 mm-esből ütőpróbatestet készítettünk.

A Jominy-próba hőkezelése 850 C°-on történt. A 220 mm-es darabból kimunkált 10 mm Ø-jű szabványos és Mesnager-ütő, valamint a 60 mm-es darabból meleg ütő-(500 C°-on) próbatest vizsgálati eredményeit a 49. táblázat mutatja.

A Jominy-próbák alapján megállapítottuk, hogy a 430-as anyag kb. 40 mm-es szelvényig edzhető át 50 Rc-ig, a 431-es csak 45 Rc maximális keménységet ér el kb. 70 mm-es szelvényig, a 472-es a Jominy-próba teljes magasságáig 50 Rc keménységet, a 475-ös pedig teljes magasságig 56 Rc átlagkeménységet mutat.

A 20 C°-on végzett keménységmérésen kívül 500 C°-on is összehasonlító méréseket kívántunk végezni. Erre a célra a Vasipari Kutató Intézet Anyagvizsgálati Osztálya külön készüléket szerkesztett. A keménységmérést ezzel a berendezéssel a 3 t-ás Amsler-szakítógépen végeztük el. A mérés 500 C°-on, 1 órás hőntartás után, 5 mm Ø-jű keménység golyóval, 750 kg terhelés mellett, 5 és 50 perces nyomási idővel történt. Az elvégzett keménységi mérések összefoglalását az 50. táblázatban közöljük.

48. TÁBLÁZAT

Adagszám	Összetétel, %											Megjegyzés
	C	Si	Mn	S	P	Ni	Cr	Mo	V	Ti	N _a	
430 Előírás Talált	~0,5 0,49	0,15— —0,35 0,27	0,25— —0,40 0,45	0,037	P+S 0,07 0,023	— Ø	0,8— —1,2 0,9	0,2— —0,4 0,43	0,3— —0,6 0,52	0,1— —0,2 0,08	— —	Böhler-sza- badalom
431 Előírás Talált	~0,5 0,43	0,15— —0,35 0,26	0,25— —0,40 0,51	0,035	P+S 0,07 0,023	— Ø	0,8— —1,2 1,15	0,2— —0,4 0,43	0,3— —0,6 0,54	0,1— —0,2 0,1	0,05— —0,15 0,0015	Böhler-sza- badalom
472 Előírás Talált	0,5— —0,65 0,37	0,4 0,24	0,5— —0,7 0,66	0,037	P+S 0,07 0,031	1,3— —1,8 2,12	0,6— —1,0 1,06	0,2— —0,4 0,4	— —	— —	— —	MNOSZ- 4353 NiCrSi
475 Talált	0,55	0,30	0,67	0,040	0,028	1,58	0,81	0,48				

49. TÁBLÁZAT

Adagszám	σ_F , kg/mm ²	σ_B , kg/cm ²	δ_{10} , %	ψ , %	A_K mkg/cm ²	
					20 C°	500 C°
430	121,72	143,0	6,4	36,0	2,87	2,50
431	108,48	134,96	5,6	32,76	3,57	2,87
472	128,98	154,0	4,4	27,75	1,72	3,18
475	145,5	172,0	3,2	13,51	1,43	2,86

50. TÁBLÁZAT

Próba jele	Keménység, HB	430	431	472	475
1. 700 C°-on lágyított	10/3000/30"	247	282	311	314
2. 850 C°-on edzett, 400 C°-on megeresztett ...	HV10/30"-ról átsz.	420	390	400	442
3. Mint 2., de még 550 C°-on 1 órás izzítás után	HV10/30"-ról átsz.	380	300	350	360
4. 500 C°-on 5' mérés	5/750/5'	275	278	285	297
5. 500 C°-on 50' mérés	5/750/50'	251	260	232	252

Az elvégzett kísérletek kiértékelésekor csak egyes értékekre voltunk utalva, mivel az átkovácsolás mértéke meghatározott. Így a 8-kg-os tuskóból csak egy próbatestet tudtunk minden vizsgálathoz kimunkálni. Ugyanebből az okból kifolyólag a Böhler-acél optimális hőkezelését sem vizsgáltuk, hanem a szabványos NiCrSi1-anyag előírt hőkezelését alkalmaztuk.

A meleg ütőmunka és a meleg keménységmérés értékei azt mutatják, hogy a különböző acélok melegértékei közel azonosak. Megállapíthatók tehát, hogy a két Böhler-acél a szabványacéllal egyenértékűnek vehető.

ÖSSZEFOGLALÁS

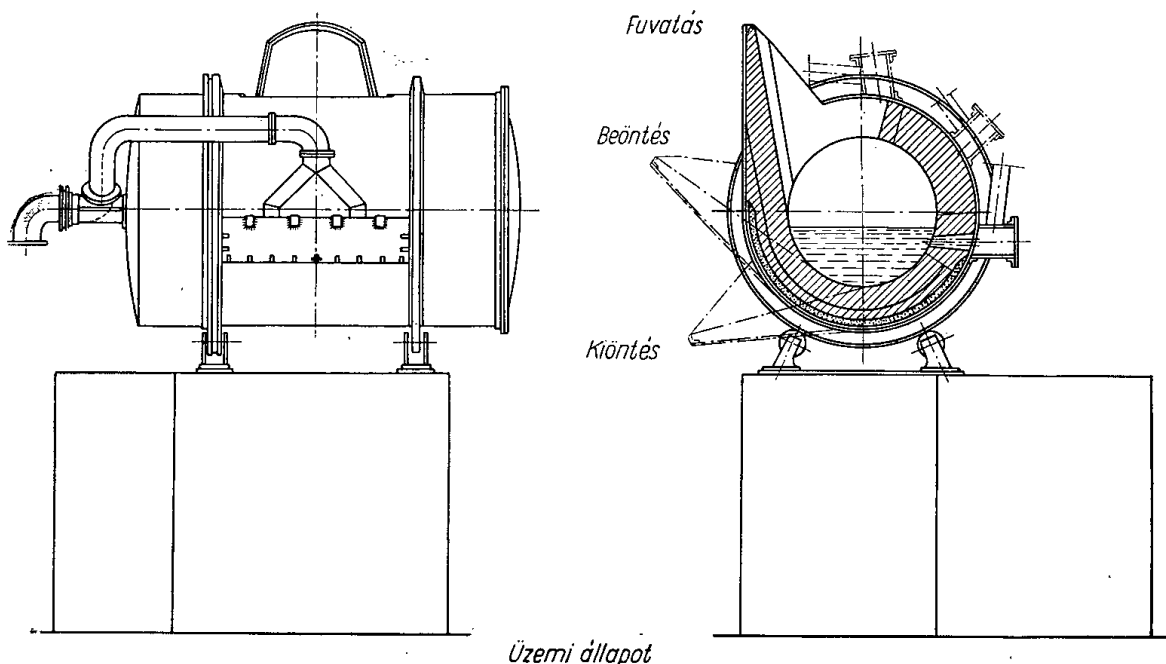
Tájékoztató kísérletek Ni-tartalmú és Ni-mentes melegsüllyeszték-acélok gyakorlati próba nélküli összehasonlítására. Az alkalmazott új vizsgálati módszer, melegítő- és keménységvizsgálat alapján az összehasonlított acélok egyenértékűek.

OLDALFÚVÁSOS KONVERTERBEN LEFOLYTATOTT NYERSVAS- ELŐFRISSÍTÉSI ÉS ACÉLGYÁRTÁSI KÍSÉRLETEK

SZÜCS ENDRE

DK 669.182.1

A hazai kohászat adottságai miatt évről évre nőtt a martinkemencék nyersvas-feldolgozási aránya, végül is 'mind Ózdon, mind Diósgyőrött halasztáhatatlanul foglalkozni kellett a nyersvas martinkemencén kívüli előkészítésével (kondicionálásával). Erre a célra az Ózdi Kohászati Üzemekben levegőbefúvásra is alkalmas zárt castornarendszert alakítottak ki, amelyet a kezdeti eredmények után üzemben kívül kellett helyezni, mivel karbantartása nem volt megoldható. A Lenin Kohászati Műveknél, korábbi szabadalombejelentés és az üzemben rendelkezésre álló ún. „Demag”-üst felhasználásával egy henger alakú edényt állítottak be, megfelelő levegőfúvási lehetőségekkel ellátva (66. ábra). Az előfrissítési kísérletek eredménye után vetődött fel, hogy a Vas-



66. ábra. Hengeres konverter

ipari Kutató Intézet, amely nitrogénmeghatározásra be van rendezkedve, néhány adagon vizsgálja meg, nem volna-e lehetőség a fenti berendezésben kész acélt is előállítani. Időközben sikeres kísérletek eredményeként az eredeti kényszermegoldás helyett már üzemszerűen is alkalmazható 18 tonnás hengeres konverter épült Diósgyőrben, 2 db tartalék konvertertesttel.

Általánosságban elfogadott, hogy a hagyományos konvertereknél, amelyekben a nyersvas acéllá való frissítését levegővel végezzük, a levegő N-tartalmának egy része az acélban marad és annak öregedési tulajdonságait rontja. Így martinkemencében előállított acélokkal összehasonlítva, a szél-frissítéses eljárással készült acélok N-tartalma mintegy ötszörös. A fenti N-felvételt a szokásos konvertereknél az okozza, hogy a fúvatás teljes időtartama alatt a levegő az acélfürdőn áthaladva azzal intenzíven érintkezik, és így az oxigénnél kisebb reakciósebességű nitrogén kedvezőtlen hatásának kifejtésére is idő van. Feltevés szerint a vizsgált berendezésnél a nyersvas szennyezőinek oxidálása azáltal, hogy a levegő a fürdőnek csak kis és egyben változtatható rétegével érintkezik, egyrészt nincs idő a N-felvételre, másrészt minden valószínűség szerint az oxidáció — hasonlóan a martin-eljáráshoz — a vasoxidulon keresztül történik. Ezt az a kisebb karbonelés is bizonyítja, amelyet a henger alakú konverter mutat a szokásos alakú konverterekkel összehasonlítva. Végző fokon tehát a martinkemencében elérhető karbonelésnél mégis lényegesen nagyobb sebességet azáltal érünk el, hogy a befújt levegő által létrehozott áramlás következtében — hasonlóan a Perren-eljárás-hoz — a salak és az acélfürdő nagy felületen intenzíven érintkezik. Az eljárás jelentőségét az adja, hogy — mint a későbbi adatokból kiderül — végző fokon N-tartalom szempontjából ugyanolyan acél állítható elő, mint martinkemencében, s ezáltal a kutatás megteremtheti alapját egy további kísérletsorozatnak, amellyel el kellene dönteni, hogy a szóban forgó konverterben nem lehet-e az ún. LD-eljárás által szolgáltatott acélminőséget elérni vagy legalább megközelíteni.

A kutatáshoz szükséges berendezést és az üzemeltető személyzetet az LKM adta. A kísérletek irányítását és a legyártott adag vizsgálatát a Vasipari Kutató Intézet végezte.

Több tízezer tonna nyersvas előfrissítése mellett részben szándékosan, részben elsősorban gyakorlatlanságból eredő túlfúvatás következtében számos

51. TÁBLÁZAT

Sorszám	Adag-szám	Próba	Összetétel, %					Megjegyzés
			C	Mn	S	P	N	
1.	109	Mn előtt	0,05	0,07	0,061	0,36	0,0036	
2.	109	Végpróba	0,07	0,25	0,043	0,19	0,0007	
3.	110	Fúvatás közben	1,75	0,09	0,023	0,074	0,0020	
4.	110	Végpróba FeMn után...	0,31	0,14	0,023	0,018	0,0022	
5.	111	Fúvatás közben	1,57	0,17	0,019	0,078	0,0016	
6.	111	Végpróba	0,2	0,14	0,032	0,42	0,0028	
7.	926	Végpróba 100 kg FeMn	0,07	0,26	0,044	0,33	0,0011	
8.	1024	Végpróba 100 kg FeMn	0,08	0,26	0,047	0,31	0,0013	A nyersvas P-tartalma túl nagy, kb. 0,35%

kész acéladag is készült dobkonverterben, amelyek közül az intézet az 51. táblázatban foglalt 5 adag gyártását és vizsgálatát irányította.

A N-tartalom vizsgálatánál párhuzamos próbaként két alkalommal közönséges martinacélt is megvizsgáltunk és 0,0014, majd 0,0015% N-tartalmat kapva meggyőződhattünk a vizsgálatok helyességéről, mivel irodalmi adatok szerint is a martinacélok N-tartalma ilyen értékek között mozog, és egyben igazolódott, hogy a szóban forgó konverterben mind gyártás közben, mind egészen kis karbontartalomra lefűvatva az N alig emelkedik a martinacélokból mért szint fölé. Ez a tapasztalat a kísérletek fontosságát is aláhúzza, mivel az ősi szélfrissítési eljárásokkal szemben a lényegesen drágább tiszta oxigénes fűvatás, az ún. LD-eljárás főleg azt az előnyt tudja felmutatni, hogy N-tartalommal a martinacélokkal azonos szintet ér el. Ennek figyelembevételével az ősi konvertereljárással szemben legfeljebb tűzálló anyag fogyasztásában hátrányos a dobkonverter. N-tartalommal a megvizsgált néhány adag tanúsága szerint ugyanolyan eredményt mutat fel, mint az oxigénes konverter.

A kis gyártási gyakorlat, valamint a felhasznált nyersvas P-tartalmának rendkívüli ingadozása (0,15—0,40%) azt eredményezte, hogy a kész acélokból is ingadozó, általában túlságosan magas P-tartalmat kaptunk. Emiatt a gyártott adagok mechanikai vizsgálati eredményeinek összehasonlítása akár martin-, akár konverteracélokkal irreális volna.

A nagy foszfortartalom hatását mutatja, hogy pl. a 111. számú adagnál 0,2% C mellett az alábbi szilárdsági értékeket kaptuk:

$$\sigma_B = 64 \text{ kg/mm}^2$$

$$\sigma_F = 45 \text{ kg/mm}^2$$

$$\gamma_{10} = 14,7$$

$$\psi = 32,6\%$$

Az ütőmunkaértékek minden adagnál kivétel nélkül nagyon alacsonyak (0,4—0,6 mkg/cm²), a 926 és 1024. számú adagnál az ütőmunkaértéket —40 C°-on határoztuk meg és az 0,34—0,5 mkg/cm²-nek adódott. A csekély ütőmunkaértékek kétségtelenül a nagy foszfortartalom következményei. A konverter a gyártásnak ebben a szakaszában savas béléssel járt.

A kötelezően nagy nyersvasfelhasználási aránnyal dolgozó LKM-nek a korábbiakban néhány biztató kísérlet ellenére a hengeres konvertert nyersvas előfrissítésére használták fel éveken keresztül. A berendezés hibája volt, hogy nagysága nem volt összhangban a 80 tonnás martinkemencékkel, tehát az 1 adaghoz szükséges előfrissített nyersvas csak két fűvatással volt előállítható, ami az ügyis súlyos közlekedési problémákkal küzdő üzem menetét még tovább nehezítette, és az előfrissítésből adódó előny egy részét a szállítások nehéz összehangolása lerontotta. A falazat-, de főleg a fűvókatartósságot sem sikerült megnyugtatóan megoldani, noha hasonló berendezéseknél ez számos helyen már megoldott probléma. A konverter téglafogyasztása 26 kg/tonna érték körül mozgott, amely magas, bár valószínűleg a martin-kemencénél ez a téglafogyasztás később visszatért a nagyobb teljesítmény és a betét kisebb Si-tartalma következtében.

A hengeres konverternek nagyon figyelemre méltó tulajdonsága volt, hogy a Bessemer-eljárásnál szokásos nyersvashoz viszonyítva igen kis Si-tartalmú (0,2—0,4%) nyersvasak is biztonsággal voltak frissíthetők. Nyil-

vánvalóan a viszonylag zártabb konverternek kisebb a hővesztesége és a kilángolásból adódó vesztesége is kisebb.

A leírt kísérletsorozat érdekességét fokozza, hogy teljesen önállóan olyan időszakban folyt, amikor a hagyományos konvertereljárás tovább fejlesztéseként több helyen a világon dolgoztak különböző berendezések kialakításán, amelyek alkalmasak a konverter nagy fajlagos teljesítménye által nyújtott előnyök jó részét megtartani anélkül, hogy a bennük gyártott acél magával hozná a Bessemer- vagy Thomas-eljárás által termelt acél több hátrányos tulajdonságát. Pl. az ún. „Kaldo”-eljárás is ilyen eljárás. Az általunk kipróbált dobkonverterhez nagyon hasonló kísérleti berendezésekkel is találkozunk azóta pl. az amerikai irodalomban.

ÖSSZEFOGLALÁS

Lenin Kohászati Üzemekben hengeres konverterben készacélra fúvatási kísérleteket végeztek. Levegő a fürdő csak kis és egyben változtatott rétegével érintkezve a fürdő N-tartalma nem növekedett és a SM-acéléval egyenértékű volt. Előnyként mutatkozott még, hogy kis Si-tartalmú nyersvasat is biztonsággal lehetett frissíteni. A falazat tartóssága azonban nem volt kielégítő.

FOLYÉKONY ACÉL VALÓDI HŐMÉRSÉKLETÉNEK MÉRÉSE

PÁLVÖLGYI JÁNOS

DK 536.5: 669.14.046

A megfelelő fürdőhőmérséklet betartása Siemens—Martin-kemencében, valamint a nagyfrekvenciás és ívfényes kemencékben döntő befolyású a kész-
áru minőségére. Kis hőmérsékleten az acél a formát rosszul tölti ki, viszont a
túl nagy hőmérséklet — eltekintve a felesleges tüzelőanyag-fogyasztástól és a
nyersanyagkárosodástól — erősen befolyásolja a kokillák, a kemencék és a
tégelyek tartósságát. A felsorolt hibák kiküszöbölésére különböző folyékony
acél hőmérsékletét mérő műszereket kísérleteztek ki.

Az Intézet dolgozói az irodalom feldolgozása után először csak saját
laboratóriumi kemencékben végeztek méréseket. Az itt leszűrt tapasztalat
alapján határozták el, hogy az ipari kemencék fürdőhőmérsékletmérésének
tovább fejlesztésénél merülő termoelemeket és színpirrométereket használnak,
illetve ezeket fejlesztik ki a hazai viszonyoknak megfelelően. A folyékony
acél valódi hőmérsékletének mérésére az utolsó évtizedben erősen fejlődésben
levő, de máris magas fejlettségi fokot elért eljárás a termoelektromos
mérés.

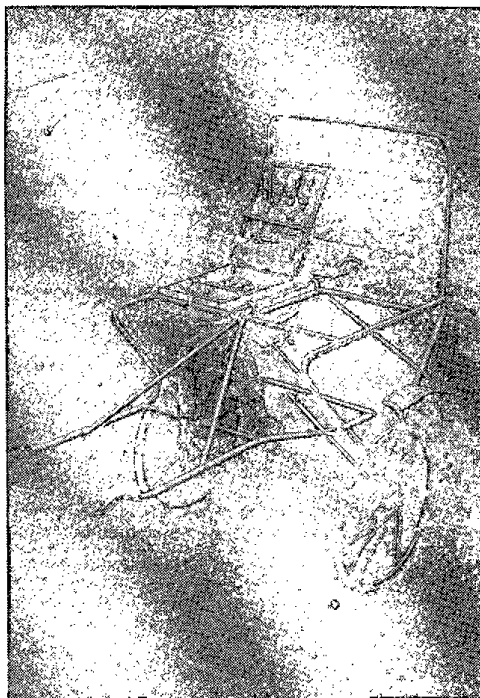
A folyékony acél és egyéb fürdőhőmérséklet mérésére ez idő szerint
nálunk elsősorban a platina-platinaródium anyagú termoelem használatos. Az
alkalmazott termoelem pontossága üzemi gyakorlatok alapján, amelyet az
Intézet dolgozói számos mérés eredményéből állapítottak meg, $\pm 0,05$ mV,
ez a pontosság az üzemi mérésekre tökéletesen megfelelt. A termoelektromos
pirrométerek előnye, hogy nagy hőmérséklet is nagy pontossággal mérhető, a
hőfokmérés leolvasási lehetőséget nagy távolságra továbbíthatjuk és a műszer
mutatóállása folyamatosan regisztrálható.

A minőségi acélgyártás fejlesztése érdekében szükséges, hogy az acélok
hőmérsékletét gyártás közben is ellenőrizzük. A hazai kohászati üzemekben is
szükségessé vált, hogy az üzemi követelményeknek megfelelő hőmérsékleti
viszonyokat lerögzítsük, illetőleg üzeinkben azt bevezessük. Ezért az Inté-
zetben kísérleteket végeztünk megfelelő hőmérsékletmérő berendezéssel, ame-
lyet az Intézetben dolgoztunk ki, hogy a folyékony acél hőmérsékletmérését
az üzemekben gyakorlatilag is megvalósíthassuk. A 67. ábra mutatja az
Intézet által kidolgozott és megfelelően felszerelt kocsit, amellyel az üzemi
méréseket végeztük.

Meg kívánjuk jegyezni, hogy az üzemek is ennek alapján dolgozták ki a szükséges saját felszereléseiket.

Feltétlenül szükségessé vált ezenfelül az acélgyártásnál vizsgálati módszerek kifejlesztése, amelyek olyan számszerű mérési eredmények megállapításával, mint pl.: a valódi hőmérséklet, a kémiai összetétel, az oxidosság stb. összehasonlító értékeket szolgáltatnak.

A folyékony acél valódi hőmérsékletének ismerete nagyon fontos minden minőségi, különösen pedig az ötvöztött acélok gyártásánál.



67. ábra. Az Intézet által kidolgozott komplett mérőkocsi

Ameddig az adag a kemencében van, a kémiai összetétel vizsgálatával párhuzamosan, pontosan regisztrálhatóan mérhetjük a beolvadási, ércelési, és legfőképpen a csapolási hőmérsékletet (72. ábra).

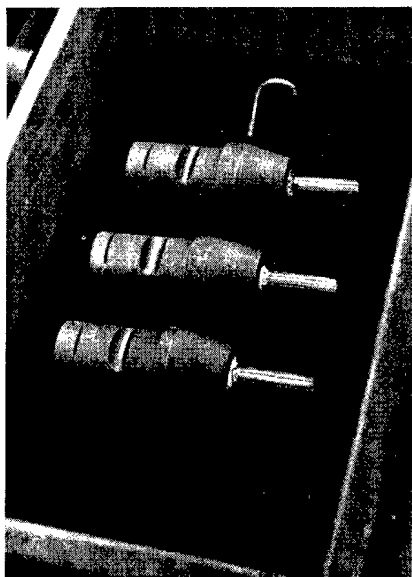
Ezeknek az értékeknek a meghatározásával lehetővé válik az adag készítésénél oly módon beavatkozni, hogy a szükséges kémiai változásokat idejekorán a megfelelő irányban terelhessük. Tehát a mérési adatok birtokában aránylag biztos ellenőrzési mód áll az üzemvezető rendelkezésére arra, hogy az acélgyártók a technológiai előírásoknak megfelelő hőmérsékleteken végzik-e el az előírt műveleteket. A folyékony acél helyes öntési hőmérsékletének megállapítása a kemencében és öntés közben pedig azt célozza, hogy a gyártás mennyiségi és minőségi mutatóinak megjavítása mellett a gyártási selejtet lehetőleg a minimumra szorítsuk.

A mérések üzemi bevezetése rendkívül szívós és kitartó munkát igényelt az Intézet dolgozóitól. Meg kívánjuk említeni, hogy az üzemi kísérleti mérésekkel párhuzamosan szinte agitációs munkát is kellett végeznünk az üzemek mű-

vezetői és dolgozói között, hogy az elavult régi (szemmel való mérés) helyett az új, biztos, pontos és gyors módszert fogadják el.

Az Intézet által végzett üzemi mérések eredményei bebizonyították acélműveinknek, hogy helyesen tartjuk a termoelemes hőmérsékletmérést a legkedvezőbbnek a túl meleg és túl hideg adagok kiküszöbölésére.

A termoelemes mérés költsége adagonként három-négy mérést feltételezve, a nyersacél árának max. 0,6%-át teszi ki.



68. ábra. Gyorsan cserélhető grafitvég, kvarcsővel

Több száz mérés alkalmával megállapítottuk, hogy jól begyakorolt személyzet mellett 100 jó termoelemes mérésre csak négy-öt hibás mérés esik.

A különféle acélminőségeken végzett számos csapolási hőmérsékletnél, továbbá a mért adagok hengerelhetőségének statisztikai kiértékelése alapján lehetővé válik az optimális és az acél minőségének, valamint az üzemi körülményeknek legjobban megfelelő csapolási hőmérséklet meghatározása és a technológiába való beépítése. Ilyen technológiák kidolgozásához a Lenin Kohászati Műveknél az Intézet számos üzemi méréssel járult hozzá. Az üzemi mérések bevezetésével sikerülni fog a martinaacélművekben a fajlagos kihozattal, az acél minőségét és a szorosabb technológiát megvalósítani. Az Intézet részéről ezeknek a mérési módszereknek a bevezetése a hazai acélművekben is ezt a célt szolgálja.

Az azóta eltelt időben az Intézet több alkalommal tartott ellenőrzést üzemünkben. Az ellenőrzés folyamán megállapítottuk, hogy az üzemi mérések ma már az acélgyártók legnagyobb segítségét jelentik.

Az Intézet által kikísérletezett üzemi mérésekre alkalmas felszerelést az alábbiakban kívánjuk ismertetni:

A termoelempárt megfelelő szigeteléssel (ikerfuratos, nagy hőmérsékletet bíró keramikus csővel) 1" átmérőjű és kb. 3 m hosszú acélcsőbe helyeztük el. Az acélcső végét $r = 150$ mm görbületi sugárral 90° -ban hajlítottuk meg. A görbített rész hossza kb. 500 mm. A termoelem egyik vezetéke tiszta platina, a másik 13% ródiomos ötvöztetésű, amelynek átmérője 0,5 mm. Ennél vékonyabb huzal használata nem tanácsos, mert a mérésnél pontatlanságot okoz. A termoelem forrasztási helyét 5 mm belső átmérőjű, 1–1,5 mm falvastagságú kvarccsőbe kell helyezni. A használt kvarccső lehetőleg átlátszó legyen, mivel a homályos kvarc nagy hőmérsékleten hamarabb lágyul, és a salak korróziós hatását is kevésbé bírja.

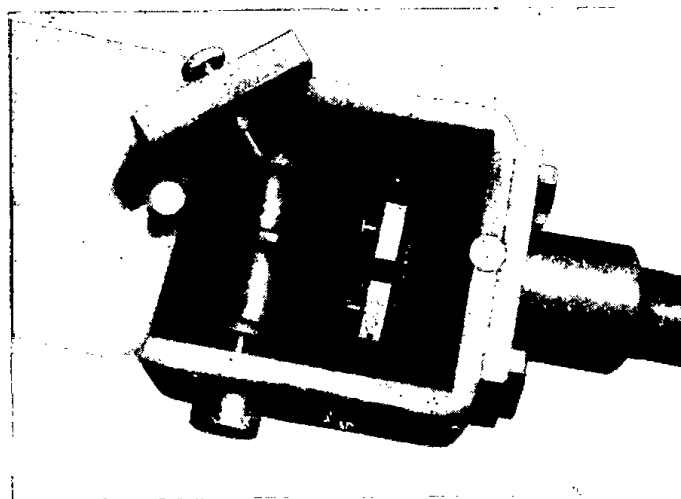


69. ábra. Kvarccsővel ellátott grafitdugó, a pirométercső acélba merülő végére szerelve

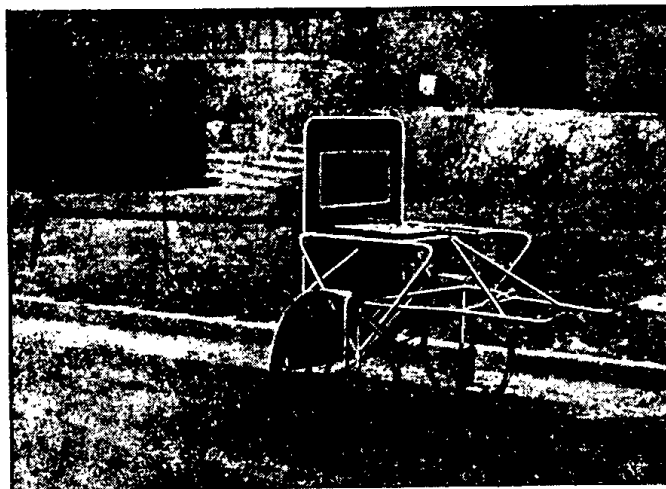
A kvarccsövet grafitból készült végbe (68. ábra) helyezzük 500°C -on 2 órán át izzított azbesztszínórral és vízüveges masszával rögzítjük. A termoelemet a forrasztási hely közelében kb. 100 mm hosszban 4 mm átmérőjű ikerfuratos izoláló csővel kell elszigetelni. Ennek a keramikus anyagnak minimálisan 1800°C hőmérsékletet kell kibírnia.

Itt célszerű szinterkorund szigetelőcsövet használni. Az így összeszerelt és kvarccsővel ellátott grafitdugót a pirométercső acélba merülő végén helyezzük el (69. ábra). A termoelem hideg végét a kompenzációs vezetékhez csatlakoztatjuk. A tartalék platinát csúszó kontaktusokon átvezetve felcsévézzük a dobozban elhelyezett textil-bakelitből készült dobra. (70. ábra). A csúszókontaktus lazításával és a dob csavarásával nagyon egyszerű módon biztosítható a platina utánhúzása. A mártócsövet a nagy hőmérsékletű igénybevétel miatt tűzálló masszával kell bevonni. Erre a célra a legmegfelelőbbnek vízüveges kötéssel a korund bizonyult. Az acélcsőre 4 mm vastagságú acél-drótot kell spirálisan felcsavarni (96. ábra) és több helyen hegesztéssel rögzíteni. A szigetelő masszát 10 mm vastagon erre a drótspirállal ellátott csőre kenjük fel. A kötőanyag kb. 20% vízüveget tartalmaz. Az így elkészített csövet azután 24 óráig szárítani kell. Szárítás után igen tartós és rendkívül hőálló bevonatot nyerünk. A mérések elvégzésének megkönnyítésére pirométerkocsit kell hasz-

nálni (71. ábra). A mérés elvégzéséhez célszerű több mérőhelyes fotocellás kompenzátoros (pl. Hartmann—Braun-gyártmányú) regisztrálóval ellátott műszert használni. Ez a műszer hazánkban már az érdekelt vállalatok rendelkezésére áll. A műszerek felszerelése, valamint azok üzemszerű kipróbálása az



70. ábra. Csúszókontaktus és textil-bakelitből készült dob, tartalék platina felcsévészére



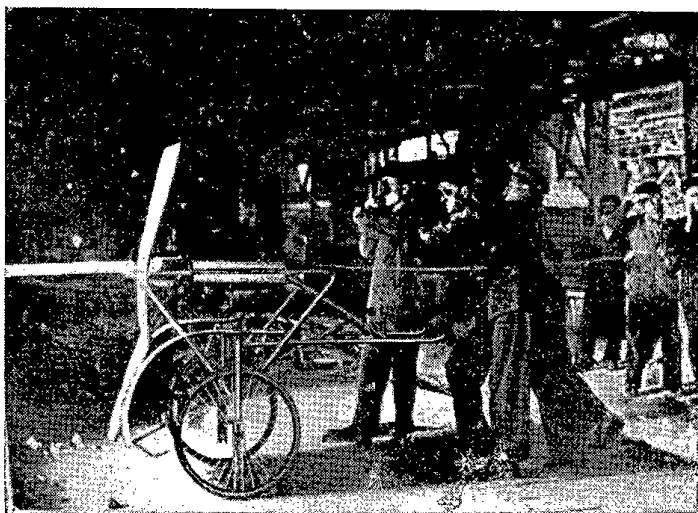
71. ábra. A Vasipari Kutató Intézet mártópirométer-kocsija, Siemens-Martin-kemencében való méréshez

Intézet dolgozóinak irányítása mellett történt. Minden mérés előtt az esetleges zárlat kiküszöbölésére tanácsos a vezeték ellenőrzése. Az üzemi gyakorlat azt mutatta, hogy az ellenőrzés után a mérések minden esetben tökéletesek voltak. A kocsinak, illetőleg a pálcának a tűztérbe való tolásához három, de legalább két ember szükséges (72. ábra).

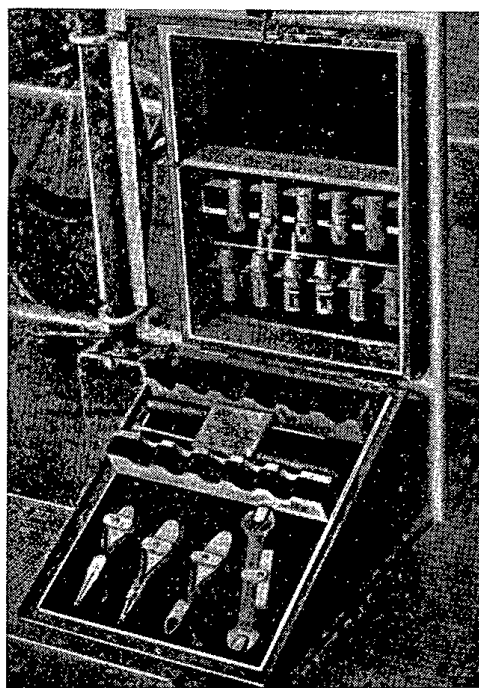
A Pt-PtRh termoelemszálakat 15—20 mérés után tanácsos kiizzítani (lágyítani), hogy az esetleges ridegdedést kiküszöböljük.

A több száz mérés folyamán megállapítottuk, hogy a mérések sikerét (a műszerhibáktól eltekintve), a tökéletes szigetelés alapozza meg.

Az üzemszerű mérés előtt (és közben is) folyamatosan készítsük elő a grafitvégeket, hogy mérés után azonnal ki tudjuk azokat cserélni (73. ábra). Minden mérés után a dobozt nyissuk ki és ellenőrizzük az esetleges kondenzvíz-lecsapódást. Amennyiben ezt észlelnénk, úgy a csövet azonnal cseréljük ki (70. ábra).



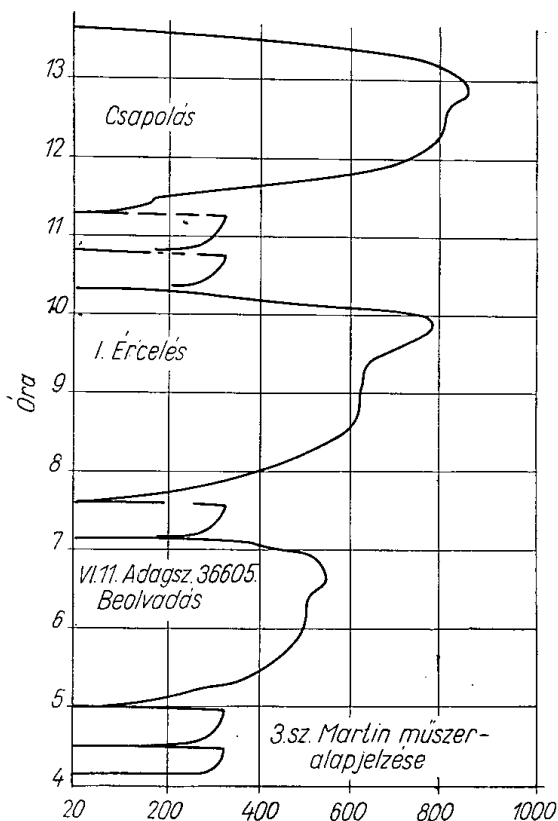
72. ábra. A mártópálca tűztérbe való tolása. A Vasipari Kutató Intézet dolgozóinak üzemi mérése, az ózdi 1. sz. martinkemencénél



73. ábra. Előre elkészített grafitvégek gyors cseréléshez

Az Intézet dolgozói az üzemek műszereit a palládiumos hitelesítéssel ellenőrizték. A palládium olvadáspontja 1552 C° . A felvett diagramból megállapítottuk a hőmérsékletet, és amennyiben ez $1552\text{ C}^\circ \pm 5\text{ C}^\circ$ határban történt, úgy a műszer pontos és a megfelelő hőmérsékletet mutatja.

Az üzemi mérések bevezetését a Lenin Kohászati Üzem Műszerész Üzeme és a Vasipari Kutató Intézet közös munkájával indítottuk meg. 1956 első felében Diósgyőrött végeztünk üzemi méréseket, mivel csak ott állt ren-



74. ábra. A Vasipari Kutató Intézet első regisztrált üzemi mérése, Diósgyőr 1956 június hó

delkezésre Hartmann—Braun-féle műszer. A mérések elvégzésére a vállalat külön brigádot nevezett ki. Ennek a betanítását üzemszerű mérésekre az Intézet végezte. Egy Siemens—Martin-adag hőmérsékletmérésének adatait a 74. ábra mutatja. Ezenkívül az Intézet a kazánlemez-selejt problémának megoldásában és a helyes technológia kidolgozásában is hathatós segítséget nyújtott a hőmérsékletméréssel.

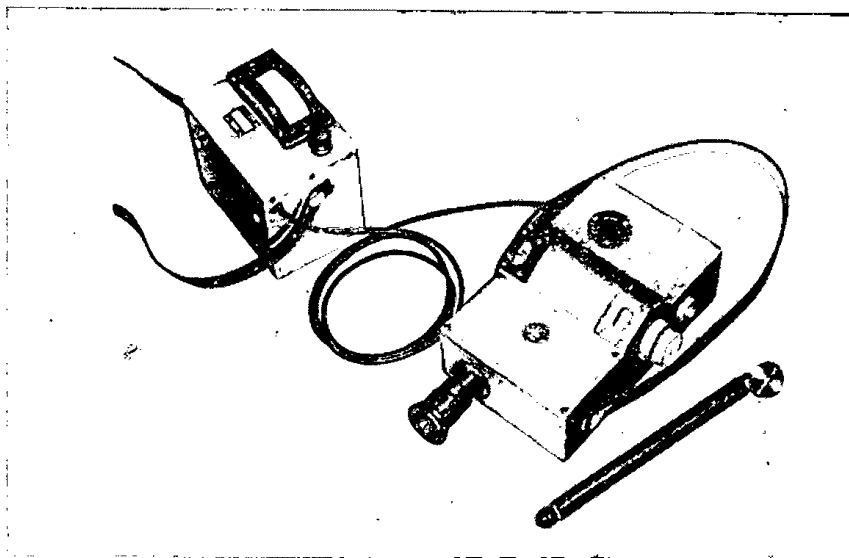
A Lenin Kohászati Művekben a hőmérsékletmérő brigád felállításával és begyakoroltatásával több mint száz mérés elvégzésével megteremtettük a felteteleket az adagok üzemszerű mérésére.

A kísérleteknél tapasztalt hibákat a műszerek és a mártórész mérés előtti ellenőrzésével sikerült 100%-osan kiküszöbölnünk. A grafitfejes cserével elértük, hogy 25—30 másodpercen belül ugyanazzal a pálcával újból mérni lehetett.

A diósgyőri kísérletek után az Ózdi Kohászati Üzemeknél nyújtottunk segítséget a műszerek ellenőrzésénél, a brigád felállításánál és betanításánál, azonkívül technológiai utasítást adtunk az üzemszerű bevezetés megvalósításához.

A Csepeli Vas- és Fémműben is segítséget nyújtottunk. Itt a műszerek felszerelésénél működtünk közre, valamint több mérést végeztünk közösen. Az ipari bevezetés itt is megtörtént, és a mérések folyamatosan igen jó eredménnyel folynak.

A Dunai Vasműben is a műszerek felszerelésénél és a mérések megindításánál működtünk közre.



75. ábra. „Trikolor” pirométer

A Vasipari Kutató Intézetnek a fent említett üzemekben sikerült a mérések műszaki feltételeit megteremteni. Ma már a mérések ezeknél az üzemeknél folyamatosak, üzemszerűen folynak és üzemenként eddig több ezer mérést végeztek.

Acélműveinkben különböző típusú sugárzó (az acél sugárzóképeségén alapuló) pirométereket csapolási és öntési hőmérséklet-ellenőrzésére már évek óta használnak. A valódi hőmérsékletmérésre alkalmas bemártó pirométerek üzemszerű alkalmazásából láttuk, hogy mennyire bizonytalan és szinte használhatatlan ezeknek a műszereknek alkalmazásával nyert hőmérsékleti eredmény.

Ebben az időben nyílt lehetőség a „Trikolor” típusú sugárzó (szín) pirométer kipróbálására. (75. ábra). Az Intézet számos mérést, valamint összehasonlító mérést (mártópirométerrel párhuzamosan) végzett Trikolorral. Az összehasonlító mérések alapján megállapítottuk, hogy a valódi hőmérsékletekre vonatkozó eredmények minden esetben a gyakorlat által megkívánt határon belül azonosak voltak. A Trikolorral „fekete” és „színes” hőmérsékletet lehet egyszerre mérni és a két hőmérsékleti érték különbségéből lehet következtetni

az acél oxidosságára, zárványtartalmára. Különösen csillapítatlan acéloknál van nagy jövője ennek a berendezésnek, mivel csapolás közben még van lehetőség az acél oxidosságának szabályozására, ami nagyon fontos a megmerevedés közbeni gázképződés és a hólyagkoszorú kialakulása miatt.

Kezdetben az üzemi emberek a látszólag nehézkes műszer alkalmazásától idegenkedtek, de látva a könnyű kezelhetőséget és a pontos mérési eredményeket, gyorsan megkedvelték.

A merülő pirométerrel szemben nagy előnye, hogy a mérés olcsóbb és a hőmérséklet számszerű meghatározásán túl az acél minőségére is mutat. Hátránya, hogy megbízható mérést csak csapolás közben lehet eszközölni, szemben a merülő pirométerrel, és így a mérési eredmények észlelése után a beavatkozási lehetőség az acél minősége szempontjából nagyon korlátozott.

Ennek ellenére — véleményünk szerint — a Triolor az eddig alkalmazott műszerekkel szemben a sugárzó pirométerek olyan tökéletesített kivitele, amelynek általános elterjedése kétségtelen.

A jelenleg alkalmazásban levő technológia mellett az üzemileg szükséges pontosságú fürdőhőmérséklet mérésének megvan a lehetősége. Az eredmények műszakilag és gazdaságilag is kedvező gyártási feltételeket biztosítanak, és ma már szinte elképzelhetetlen SM-acélgyártás hazánkban valódi hőmérséklet mérése nélkül.

ÖSSZEFOGLALÁS

A megfelelő fürdő- és öntési hőmérséklet betartása mind martin-, indukciós, mind ívfényes kemencékben döntő hatású az adagok minőségére.

A minőségi acélgyártás fejlesztése érdekében kohászati üzeinkben megfelelő mérőeszközöket kísérleteztünk ki, és a gyakorlati követelményeknek megfelelő hőmérsékletmérést üzeinkbe bevezettük.

I R O D A L O M

1. Stahl und Eisen 1951. 71. évf. No. 14. 728/31 o.
2. Stahl und Eisen 1952. 72. évf. No. 22. 1336/46 o.
3. Stahl und Eisen 1953. 73. évf. No. 17. 1692/1705 o.
4. Stahl und Eisen 1954. 74. évf. No. 2. 95/98 o.
5. Stahl und Eisen 1955. 75. évf. No. 14. 7900/906 o.
6. Journal of the Iron and Steel Institute 1955. 128. évf. No. (juli.) 247/254 o.
7. Balsai I. 1953—54. évi előadássorozatból.
8. Giesserei 1955. 42. évf. No. 2. 36/37 o.
9. Stahl und Eisen 1956. 76. évf. No. 15. 968/70 o.

JÉNAI 16/III. ÜVEGGEL AZONOS HŐTÁGULÁSÚ ELEKTRÓD ANYAGÁNAK KIKÍSÉRLETEZÉSE

ÁGOTAI BÉLA DR. CSEPIGA ZOLTÁN

a műszaki tudományok kandidátusa

DK 669.018.472

A kísérleteket a Laboratóriumi Felszerelések Gyára felkérésére végeztük. A cél az volt, hogy a jénai 16/III. üvegből készült higanykapcsolóhoz megfelelő elektródanyagokat állítsunk elő.

Az üvegbe beforrasztott elektród anyagával szemben az a legfőbb követelmény, hogy a fémes anyag és az üveg hőtágulási együtthatója azonos legyen. Ellenkező esetben a két egymással adhéziós kapcsolatban levő anyagban hőváltozásra feszültségek lépnek fel, amelyek az üveg törését eredményezhetik.

Az anyagok hőtágulásán kívül a feszültségek keletkezésében még két fontos körülmény is számításba jön.

Ez a két folyamat — amelyek fajtérfogat változással járnak, — a kérdéses üvegben egy, 400 C° körüli, az acélban pedig 340 C° körüli, mágneses átalakulás.

Elvileg tehát az acél csak abban az esetben felel meg a kívánt célra, ha hőtágulása azonos az üvegével, és ha a hőtágulás szokott menetét megzavaró átalakulási folyamatokból származó feszültségek egy optimális értéket nem haladnak meg.

Amennyiben a két anyag átalakulásokat is feltüntető hőtágulási görbéje azonos, bizonyosra vehető, hogy beforrasztás utáni együttes hőváltozáskor az üveg törését okozó feszültségek az optimális érték alatt lesznek.

Irodalmi adatok alapján a célnak megfelelő értékűnek várható kb 48% Ni-tartalmú anyagot választottunk ki, amelyben a Cr-tartalmat, a hőtágulás befolyásolására, 0,3—1,0% között változtattuk. Kovácsolt anyagból és a kérdéses üvegből dilatometrikus mérésekhez szükséges próbatesteket munkáltunk ki. Az acél 950 C°-on történt izzítás után került vizsgálatra.

Kísérleteink alapján az alábbi alapösszetételű anyag felelt meg a kívánt célra:

C	Si	Mn	Ni, %
0,04	0,20	0,28	48,5

amelyben a Cr-tartalom 0,50—0,55% határértékű lehet.

Az ismertetett összetételű acél 950 C°-on történő, a Cr-tartalom növekedésétől függően 1/2—1 óra időtartamú izzítás után a kérdéses üveghez megfelelő.

ÖSSZEFOGLALÁS

Az adott üveganyagon végzett hőtágulási mérések alapján kiválasztott alapacél Cr-tartalmának változtatásával, valamint az acél izzítási hőmérsékletének és idejének meghatározásával sikerült az üveggel azonos hőtágulású huzalanyagot előállítani.

RÉZKIVÁLÁS LÁGYACÉLOKBAN

DR. CSEPIGA ZOLTÁN
a műszaki tudományok kandidátusa

MARTIN IMRE

DK 669.3: 539.56.669.14

A rézkiválással kapcsolatban vizsgálatokat végeztünk annak felderítésére, hogy a gőzcsövek anyagában huzamosabb idő után kiváló rézfázisnak milyen hatása van a szilárdsági tulajdonságokra, továbbá igyekeztünk meghatározni az α -vasból való rézkiválás törvényszerűségeit is. A kísérlet további célja még az is volt, hogy a nagy nyomásnak kitett gőzvezetékcsövek réztartalmú acélanyagára vonatkozóan üzemben is használható adatokat nyerjünk a rézkiválással keménnyedéssel létrejött ridegedésről és esetleg törést is okozó természetéről. Kísérleteinket arra az ismert tényre alapoztuk, hogy a ferrit szobahőmérséklet és 600 C° között $0,20\text{--}0,25\%$ Cu-t tud oldatban tartani. Ha a réztartalom ezt az értéket meghaladja, időben lassú lefolyású rézkiválással kell számolni, amelynek során a ferrithatárok mentén valamilyen rézben dús fázis jelenik meg. A rézkiválás következtében egyrészt növekszik az acél alapanyag keménysége és szilárdsága, ridegedés jön létre; másrészt a kristályhatárok mentén elhelyezkedő bizonyos mennyiségű rézfázis repedés előidézője lehet.

A) Szilárdsági értékek változásának vizsgálata

A kísérlet első részében azokat az eredményeket foglaltuk össze, amelyeket a rézkiválás során mért mechanikai értékek alapján kaptunk.

Az első kísérletsorozathoz használt acélok a CuMo—38, 47-es szabványos acél összetételével voltak közel azonosak, csak a réz- és mangántartalmat változtattuk. Ennek megfelelően a 200 kg-os ívfényes kemencében készített adagot négyfelé osztottuk, és az egyes osztott részeket más-más mennyiségű rézzel és mangánnal ötvöztük.

A négyféle összetételt az 52. táblázat tartalmazza.

Az 50 kg-os öntecseket hántolás után 1200 C° -ról 22 mm \varnothing rudakká kovácsoltuk. Kovácsolás után mind a négy adagot azonos szövetszerkezet elérése céljából 900 C° -on 5 órás normalizálásnak vetettük alá. A normalizálás után a próbákat vízben edzettük azzal a céllal, hogy a réz teljes mennyisége oldatban maradjon és csak a kísérleti megeresztés alkalmával váljon ki.

Az edzett próbákat öregbítő hőkezelésnek vetettük alá 350, 400, 450 és 500 C° -on történő megeresztéssel, 2, 4, 8 és 24 órás hőntartással. A próbákon

52. TÁBLÁZAT

Jel	C, %	Si, %	Mn, %	S, %	P, %	Mo, %	Cu, %
1	0,12	0,23	0,33	0,022	0,009	0,32	0,22
2	0,12	0,38	0,31	0,023	0,009	0,35	0,64
3	0,12	0,15	0,64	0,023	0,011	0,35	0,62
4	0,12	0,15	0,66	0,023	0,010	0,36	0,85

szakító- és ütőmunka-vizsgálatokat végeztünk. A mechanikai értékek változását az idő, a hőmérséklet és a koncentráció függvényében vizsgáltuk.

Mechanikai értékeknek a *megeresztési idő függvényében* történő vizsgálata azt mutatta, hogy az 1. anyagból származó próbáknál átlagosan 48 kg/mm^2 a folyáshatár és 62 kg/mm^2 a szakítószilárdság értéke a különböző hőmérsékletű meresztések után, amely értékek az idő függvényében közel állandó értéken maradnak. Ebből az a következtetés vonható le, hogy a rézkiválás csak igen kismértékű, amely összhangban van azzal a ténnyel, hogy az acél csekély réztartalma a ferrit rézoldóképesége körül van, tehát ez a rézmennyiség zömében oldatban marad. A 2. és a 3. anyagoknál — amelyekben jóval nagyobb a réztartalom — a rézkiválással kapcsolatos keményedés már határozottan kimutatható, és minden egyes esetben meghaladja a megeresztésből származó kilágyulást. Amíg 350 és 400°C -on a szilárdsági értékek állandó értéket mutatnak a különböző megeresztési időknél, addig 450 és 500°C -os megeresztésnél határozott szakítószilárdsági és folyáshatárérték növekedés van. A 3. anyagnál, amelyben nagyobb a mangántartalom, a nyúlás és a koncentráció kevésbé csökken, mint a 2. anyagnál. Ez viszont a mangánkiválásos keményedést csökkentő hatására utal. A 4. anyagnál hasonló következtetés vonható le, mint a 3. anyagnál.

Amikor a mechanikai értékek változását vizsgáltuk a *megeresztési hőmérséklet függvényében*, a kiértékeléshez a 24 órás hőkezelés utáni szakító- és ütőmunka-értékeket választottunk. A hőmérséklet emelkedésével — $0,31$ – $0,33\%$ mangán mellett — jelentősebb keményedés csak a $0,65\%$ réztartalmú 2. anyagban van. Erre utalnak a 76. ábrán látható szilárdsági értékek változásai.

A hőmérséklet függvényében tehát kimutatható a réz kiválásos keményedése (24 órás hőntartás után), ha a réztartalom meghaladja a $0,22\%$ -ot.

A *koncentráció hatásának* megállapítására az alábbi három esetet vizsgáltuk:

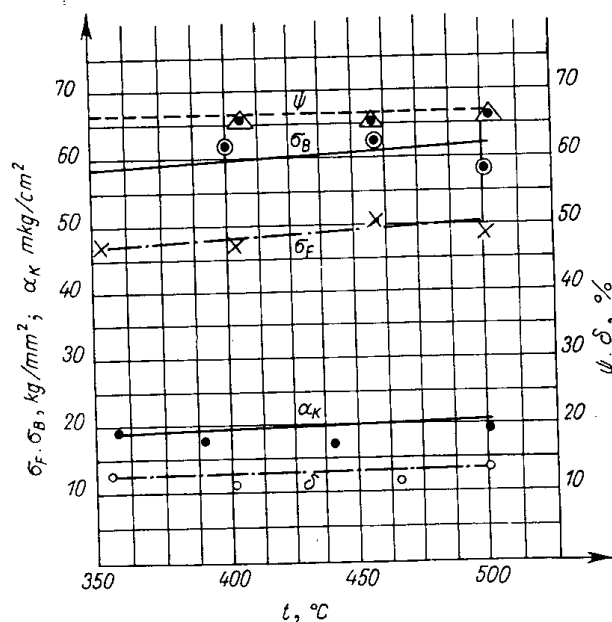
a) a rézkoncentráció változása ($0,22$ – $0,65\%$) állandó mangántartalom ($0,31$ – $0,33\%$) mellett;

b) a rézkoncentráció változása ($0,63$ – $0,85\%$) állandó, de nagyobb mangántartalom ($0,64$ – $0,65\%$) mellett;

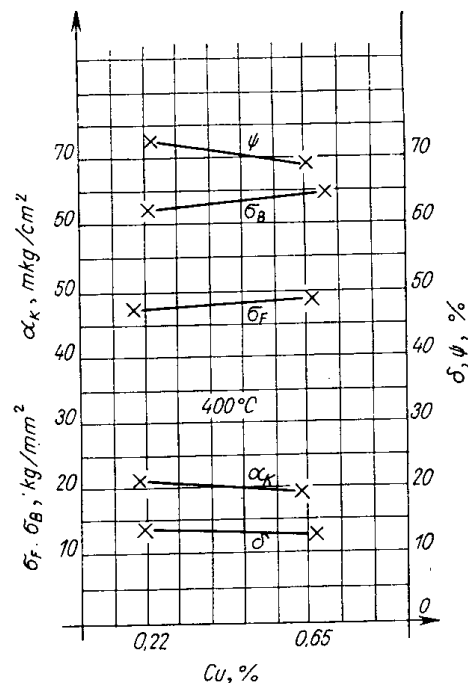
c) a mangánkoncentráció változása ($0,31$ – $0,64\%$) állandó, de nagyobb réztartalom ($0,64$ – $0,65\%$) mellett.

A 400°C -on 24 órán keresztül megeresztett próbatesteken kapott összefüggéseket a 76, 77 és 78. ábrákon mutatjuk be.

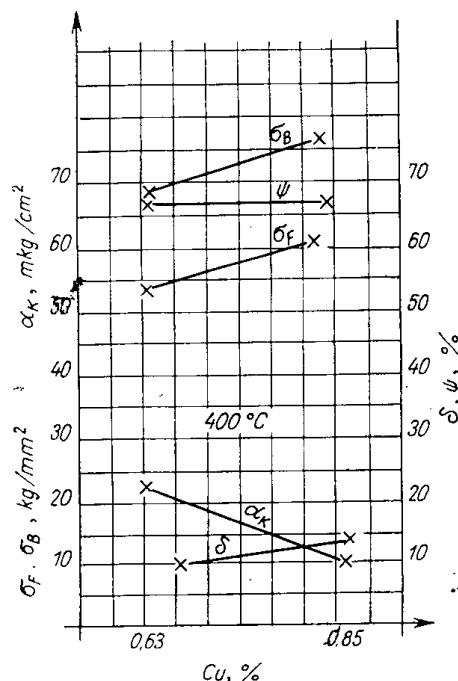
A diagramokból látható, hogy az „a” esetben kimutatható a rézkiválás (77. ábra). Ha a réztartalom tovább növekszik, $0,63\%$ -ról $0,83\%$ -ra („b”



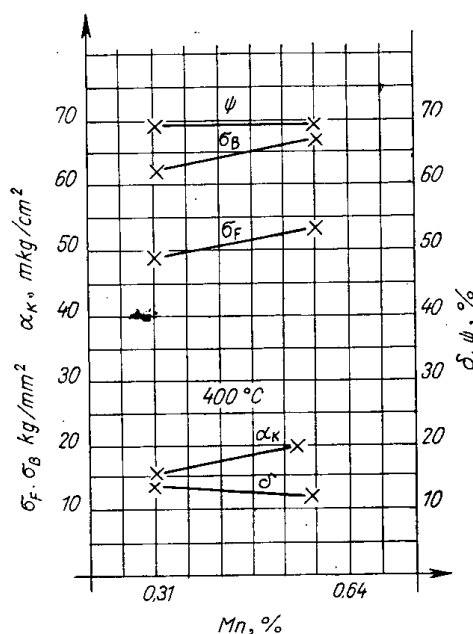
76. ábra. A szilárdsági értékek változása a meg-
eresztési hőmérséklet függvényében a 2.
anyagnál



77. ábra. Szilárdsági értékek változása kb.
0,3% mangántartalom esetében, ha a réz-
tartalom 0,22%-ról 0,65%-ra nő



78. ábra. Szilárdsági értékek változása kb.
0,65% mangántartalom esetén, ha a réz-
tartalom 0,63%-ról 0,85%-ra nő

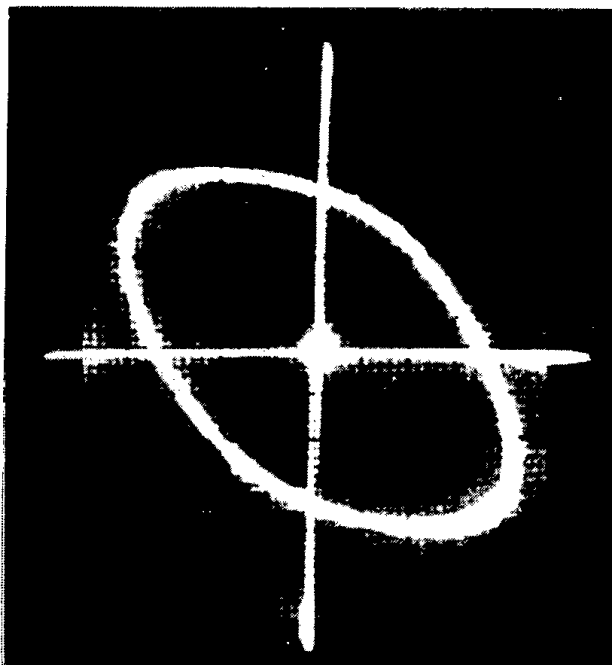


79. ábra. Szilárdsági értékek változása kb.
0,65% réztartalom esetén, ha a mangántar-
talom 0,31%-ról 0,64%-ra nő

eset), egyértelmű keményedés állapítható meg (78. ábra). A „c” esetben, amikor is állandó réztartalom mellett a mangán változik (79. ábra), nem állapítható meg a mangán hatása a rézkiválás miatti σ_F és σ_B növekedésre, viszont a mangántartalom kétszeresre való emelése az ütőmunka értékét növeli. Az a tény, hogy a szívósság a szilárdság növekedése ellenére fokozódik, arra vall, hogy a mangán a 350 C° feletti hőkezeléseknél az ütőmunka értékét jobban növeli, mint amennyire a rézkiválás csökkenti.

B) Mágneses mérések

A réz kiválásos keményedésének vizsgálata eddig csak a mechanikai értékek változásának meghatározásával történt, és talán éppen ez az oka, hogy nem találták meg a folyamatot leíró törvényszerűségeket. A kísérlet első szakaszában kapott eredmények is azt mutatták, hogy több hatás együttes jelen-



80. ábra. A ferrográf által lerajzolt wattveszteségi terület

léte miatt (rézkiválás okozta keményedés, hőkezelés okozta szövetszerkezet-változás, mangánötvöztetés stb.) az ismert szilárdsági módszerekkel a rézkiválás okozta keményedést nem lehet egyértelműen meghatározni. Ezért próbáltunk olyan módszerekhez folyamodni a mágneses mérések alkalmazásával, amelyek inkább lehetővé teszik a fenti, egy időben meglevő hatások közül egyiknek, a rézkiválásnak eredményét vizsgálni.

A kísérletek második részében mágneses méréseket használtunk a rézkiválás törvényszerűségeinek megállapítására.

Az ötvözetek mágneses tulajdonságai a legparányibb belső hatásokra is érzékenyen reagálnak, ha a szövet heterogénné válik. A szegregáció során

kivált fázis mennyiségével az ötvözet wattveszteségi területe is növekedik, vagyis mágneselesen keményedik.

A méréseket ferrográffal végeztük, amely gyűrűpróba alkalmazása mellett közvetlenül lerajzolja az ötvözet wattveszteségi területét (80. ábra). A hiszterézisgörbe azért nem szabályos, mert a tömör gyűrűk okozta örvény-áramok miatt eltorzul. A torzult hiszterézisgörbét a ferrográf ernyőjén kaptuk meg. A méréseknél állandóan 25 Oersted gerjesztést alkalmaztunk. Ezenkívül számítottuk a függőleges tengelyen jelentkező maximális telítettségi értéket (B_{max}) és mértük a wattveszteségi terület nagyságát mm^2 -ben.

53. TÁBLÁZAT

Jel	C, %	Si, %	Mn, %	S, %	P, %	Cu, %
11	0,10	0,17	0,44	0,003	0,008	0,06
12	0,09	0,17	0,42	0,003	0,008	0,25
13	0,10	0,15	0,40	0,003	0,008	0,52
14	0,10	0,11	0,38	0,002	0,009	0,92

A mérésnek alávetett próbák az 53. táblázatban feltüntetett négyféle összetételű acélból készültek. A kovácsolt próbákat $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ -on 5 óráig normalizáltuk, majd $750\text{ }^{\circ}\text{C}$ -ról vízben edzettük, ezt követően pedig 200, 300, 400 és $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ -on megeresztettük, minden hőmérsékleten 2, 8, 24 és 100 órás hőntartással.

A kiválás tanulmányozására a különböző hőkezelések után mért mágneses értékeket és azok változásait vizsgáltuk az idő, a hőmérséklet és a koncentráció függvényében. Összehasonlítási alapul minden esetben az edzett próbák mágneses értékei szolgáltak. Edzés után a ferritben kényszeroldásban tartott réz az 54. táblázatban összeállított mágneses értékeket adta a különböző koncentrációknál.

54. TÁBLÁZAT

Adag jel	11	12	13	14
BH $\cdot 10^3$	112	123	148	74

A szilárd oldatból történő rézkiválás a szövet inhomogenitásának és ezzel a BH értéknek nagyon érzékeny növekedését okozza.

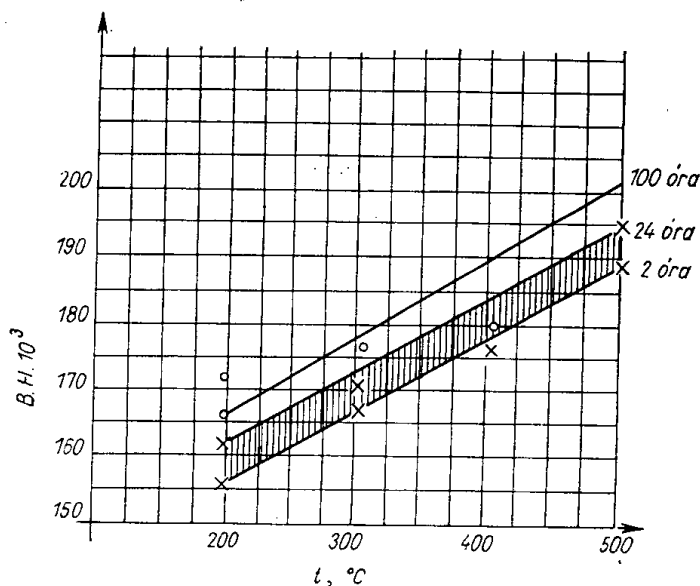
A szegregáció másik kísérő jelensége a túltelített szilárd oldat feszültségcsökkenése, amelyet a BH szorzat csökkenése mutat. Ezek szerint ugyanazon folyamat alatt a szövet fokozatos heterogenizálása a mágneses értéket növeli, a feszültségek csökkenése viszont csökkenti.

Kísérleti megfigyeléseinket a következőkben foglaljuk össze:

Ha a BH értékek változását az idő függvényében vizsgáljuk, akkor látható, hogy az időben fokozódó rézkiválás a mágneses értékek növekedését

okozza, ami egyértelmű azzal, hogy hosszabb idő után több réz válik ki, és így a szövet heterogenitása nő. A rézkiválás jellege kisebb hőmérsékleten közel lineáris, amíg nagyobb hőmérsékleten lapos parabola, és a görbe nagyobb mágneses értékeken fut. Példaként álljon előttünk a 13 jelű anyaggal végzett mérési diagram, amely a 81. ábrán látható.

A 14. jelű anyag BH—idő diagramjában az 500 C°-os görbe az eddigiektől eltérően a 400 C°-os görbe alá esik. Ennek az a magyarázata, hogy a nagy kiinduló réztartalom miatt (0,95%) a kivált réz koagulál, kisebb helyre koncentrálódik, és így a nagyobb mértékű rézkiválás ellenére a szövet viszonyított



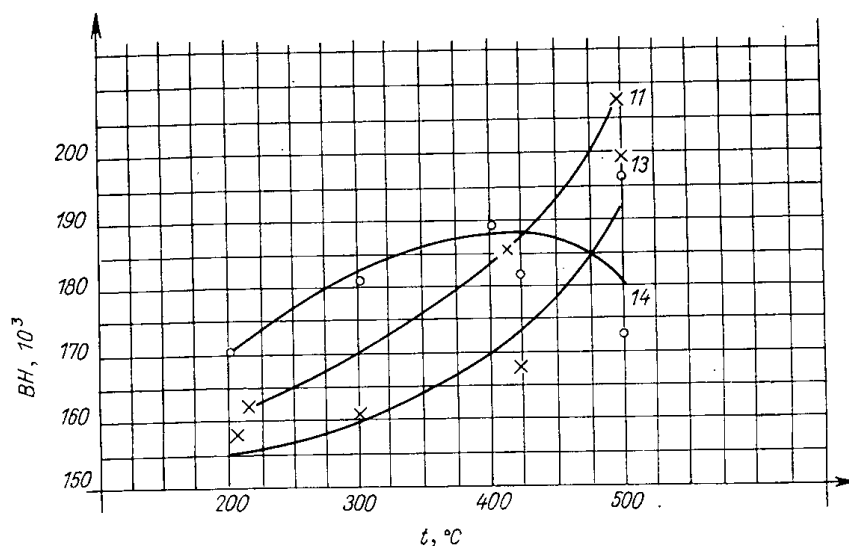
81. ábra. 13. anyag BH szorzat értékének változása a megeresztési hőmérséklet és idő függvényében

inhomogenitása csökken, továbbá ebben az adagban voltak a legnagyobbak a túltelítettségéből származó feszültségek. A feszültségeknek 500 C°-on bekövetkező csökkenése nagyobb mértékben csökkentette a BH értéket, mint amennyire a kiválás növelte, és így az eredő értékek csökkenést jeleznek.

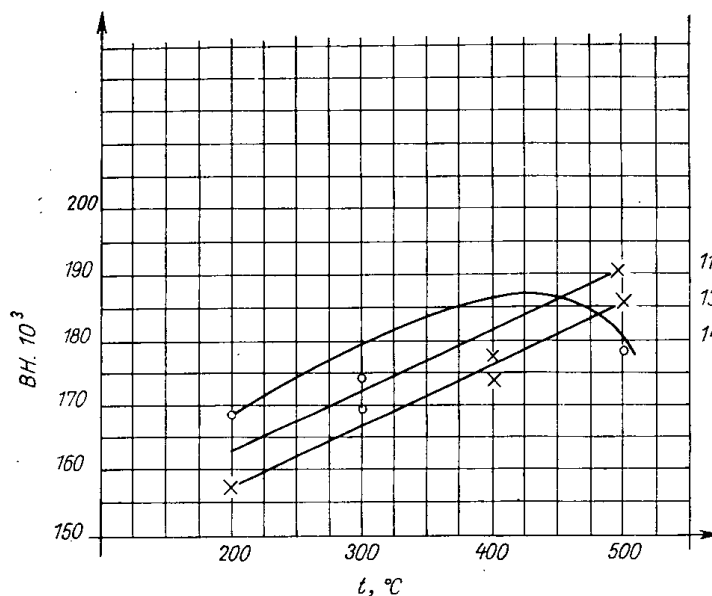
Ha viszont a mágneses értékek változását a megeresztési hőmérséklet függvényében vizsgáljuk, akkor lényegében a fenti következtetéseket vonhatjuk le. Nagyobb hőmérsékleten és hosszabb idő után több a kivált réz mennyisége. Kivétel a 14. jelű anyag, amelynél a már említett rézkoaguláció miatt a heterogenitás foka csökken. Ezt a visszaesést még 400 C°-os 2 órás megeresztés után is jól lehet észlelni. 800 C°-on 100 óra után viszont nincs visszaesés, mert a legnagyobb réztartalom esetén olyan nagy a kivált réz mennyisége, hogy a helyileg koncentrált koagulált réz is növeli az inhomogenitást.

A 82, 83 és 84. ábrán látható a 11, 13 és 14 jelű anyagban lefolyó szegregációs folyamatok azonos jellege és a 14 adag eltérő viselkedése.

Megállapítható, hogy 0,5% réztartalomig a rézkiválás zavartalanul folyik a vizsgált hőmérsékleten 100 óráig, 0,9% réztartalom esetén pedig a rézkiválás koagulációval kombinálva jelentkezik.



82. ábra. A BH érték változása a 11., 13., 14. anyagnál 2 órás megeresztésnél



83. ábra. A BH érték változása a 11., 13., 14. anyagnál 24 órás megeresztésnél

Ha a *koncentráció*-változást vizsgáljuk, akkor azt tapasztaljuk, hogy a rézkoncentráció növekedése 400 C°-ig növeli a BH szorzat értékét, amíg 500 C°-on ez csökken, amiből a szövet homogenizálódására következtethetünk.

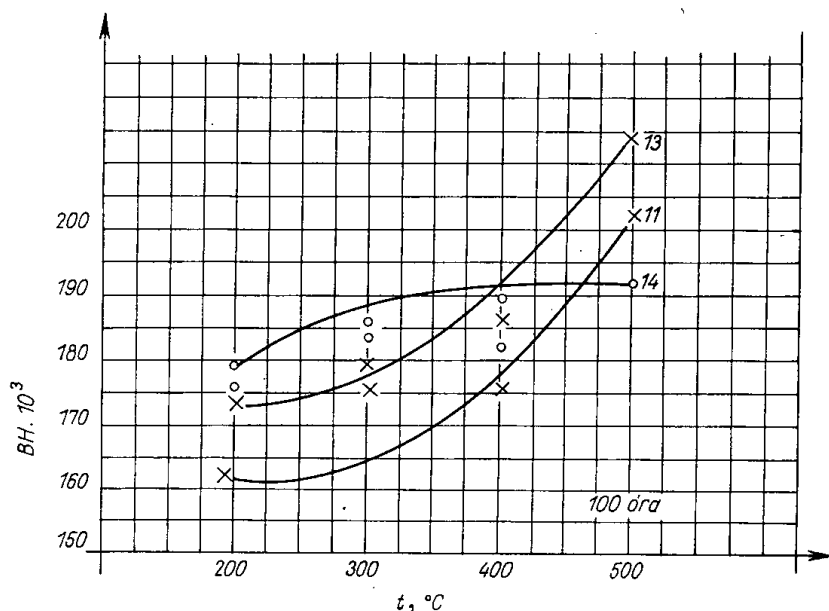
A fenti megállapításokból az következik, hogy a hőmérséklet és az idő függvényében állandóan nő a kivált réz mennyisége. Kivételt képeznek a 11. és 14. adagok. A 11. adagon mért mágneses értékekből nem következtethetünk a rézkiválás törvényszerűségeire, mert gyakorlatilag rézmentesnek tekinthetők a

14. anyag esetében, pedig a nagy rézkiválással együttjáró koaguláció olyan mértékben befolyásolta a vizsgált folyamatot, hogy a rézkiválás törvényszerűségének megállapításához egyelőre nem vettük figyelembe. A 12. és 13. adag eredményei alapján viszont felállítottuk az összefüggést a rézkiválás mértéke és a két főparaméter, az idő és a hőmérséklet között.

Abból indultunk ki, hogy a kiválás mértékére jellemző mágneses érték BH — amelyet M -mel jelöltünk — valamilyen függvénye a hőmérsékletnek (t), az időnek (i) és a koncentrációnak (c)

$$M = f(t, i, c).$$

A 12. és a 13. adag összevonásával és a 11. és a 14. adag elhagyásával vegyük c -t állandónak és vezessük be a kiválási vagy szegregációs tényező (K) fogalmát, amely az időnek és a hőmérsékletnek valamilyen, a későbbiekben meghatáro-



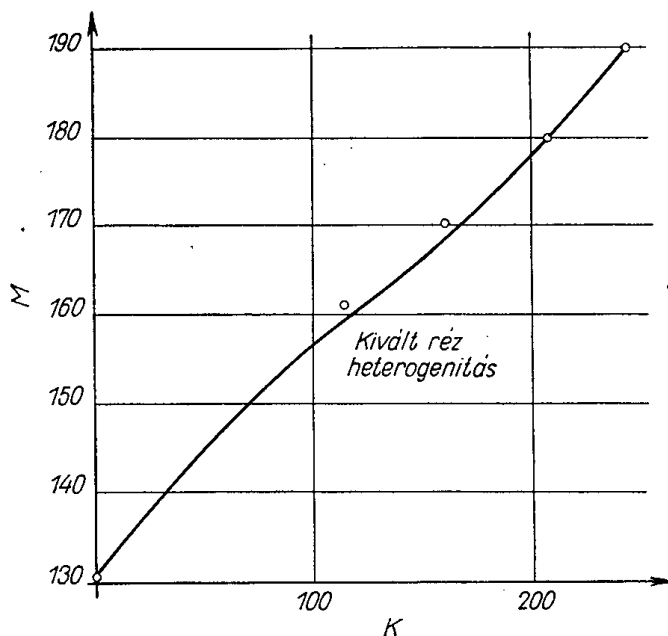
84. ábra. A BH érték változása a 11., 13., 14. anyagnál 100 órás megeresztésnél

zott függvénye. Ezzel sikerült az M függvényt egyváltozós függvénné leegyszerűsíteni.

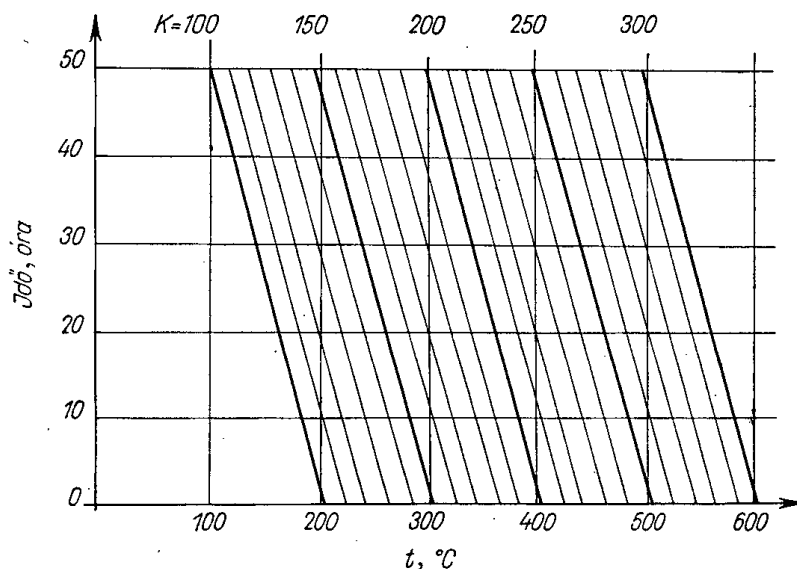
Az i és a t összefüggése a meghatározás szerint lineáris, tehát egyenesek ábrázolható. A különböző M -ekhez tartozó i — t összefüggést ábrázoló egyenesek párhuzamosak. Ebből az vehető ki, hogy ugyanolyan mérvű szegregáció érhető el kisebb hőmérsékleten, hosszabb idő után, mint nagyobb hőmérsékleten rövidebb idő alatt, illetve a párhuzamosságból, hogy az idő és a hőmérséklet azonos jellegű összefüggés, amelyet matematikailag azzal érzékeltethetünk, hogy a hőmérséklet és az idő összefüggését magában foglaló paraméter (P) lesz az egyenesek egyenletében a hajlásszög tangense.

Az egyenesek általános alakja a következő:

$$i = Pt + K$$



85. ábra. A rézkiválás görbéje



86. ábra. A $K = f(t)$ diagram

A P minden vizsgált M -re nézve állandó és a folyamatban az összetartozó hőmérséklet és idő összefüggésének jellegét mutatja.

M értékei kizárólag csak a K -tól, a szegregációs tényezőtől függenek, amely az időtengelyből levágott darabokat jelenti.

A K tényezőnek fizikai tartalmát adva megállapíthatjuk, hogy a $0\text{ }^{\circ}\text{C}$ -hoz, illetőleg gyakorlatilag a szobahőmérsékletéhez tartozó időt jelenti.

A rézkiválás folyamatát egyetlen görbével ábrázolhatjuk, ha a K függvényében adjuk meg a mágneses értékeket.

A görbét a 85. ábra szemlélteti. Amíg egyes K , illetve M értékhez tartozó hőmérséklet- és időértékeket tartalmazó diagramot a 86. ábra mutatja.

Az M - K diagramban az edzés után kapott átlag $BH = 135 \cdot 10^3$ értéket vettük nulla pontnak, amely a kiválási folyamat alapértéke. A görbe alakja a folyamat diffúziós jellegére utal.

ÖSSZEFOGLALÁS

A hagyományos mechanikai módszerekkel végzett olyan irányú vizsgálatok, amelyekkel a rézkiválás hatásának az acélok tulajdonságaira gyakorolt hatását kívánták megállapítani, azt mutatták, hogy nagyobb réztartalom esetén (0,64% felett) a kiváló rézfázis keményedést okoz, míg a mangán csökkenti a kiválás keménységnövelő hatását.

Egy újonnan kidolgozott mágneses mérésen alapuló eljárással BH szorzat formájában mérni lehet a fázisátalakulással járó kiválások okozta mágneses változásokat, amelyek nagysága arányos a kivált fázis mennyiségével.

**LEGALÁBB 40 kg/mm² FOLYÁSHATÁRÚ,
HEGESZTHETŐ SZERKEZETI ACÉL**

ÁGOTAI BÉLA

DK 669.14.018.62

Az ebben a témában végzett kísérleteket az MTA 50-es és az St 52-es anyagok alapösszetételére építettük fel, és három különböző dezoxidáló anyag hatását vizsgáltuk. A kiválasztott összetételi határokat az 55. táblázatban közöljük.

55. TÁBLÁZAT

	C	Mn	Si	P + S, %
1.	0,15—0,20	0,90—1,30	0,30—0,55	0,06
2.	0,15—0,20	0,40—0,80	0,90—1,20	0,06
3.	0,15—0,20	1,00—1,20	0,60—0,80	0,06
4.	0,15—0,20	1,30—1,60	0,50—0,60	0,06

Az ismertetett négy összetétel szerinti adagokat 8-kg-os indukciós kemencében készítettük. A csoportokon belül a dezoxidálást háromféle módon végeztük:

- a) fém Al-mal, 0,25% Al-ra,
- b) CaSiAl-mal, 0,20% Ca-ra és
- c) 25%-os SiZr-nal, 0,1% Zr-ra adagolva.

A felhasznált dezoxidáló anyagok összetétele a következő:

- a) Ca 17,8% Si 32,3%, Al 21,7%
- b) Si 53,0%, Zr 25,2%, Fe 19,9%, Al 0,60%.

Az öntecseket 20 mm Ø-jű rudakká kovácsoltuk, majd szakító- és ütőpróba készítéséhez 220 mm hosszú darabokat vágtunk le és ezeket 920 C°-on normalizáltuk. Ezután szabványos szakító (10 mm Ø) és Charpy-ütőpróbatesteket készítettünk.

A részletes vegy- valamint szakító- és ütővizsgálat eredményeit a közölt táblázatokban adjuk.

56. TÁBLÁZAT
Al-mal dezoxidált adagok

Adag- szám	Előírt összetétel %					Talált összetételek %					Szakítóvizsgálati eredmények					
	C	Mn	Si	Al	P+S	C	Mn	Si	Al	P	S	σ_F , kg/mm ²	σ_B , kg/mm ²	δ_{10} %	φ , %	A_F , mkg/cm ²
3.	0,15—0,20	0,9—1,3	0,30—0,55	0,25	0,06	0,15	1,29	0,26	0,20	0,04	0,065	36,9 36,9	52,8 52,8	24,3 24,6	70,8 70,8	23,0 23,6
4.	0,15—0,20	1,0—1,2	0,6—0,8	0,25	0,06	0,11	0,94	0,74	0,11	0,027	0,031	26,3 35,7	50,9 50,4	28,0 25,2	70,8 70,8	20,4 22,2
5.	0,15—0,20	1,0—1,2	0,6—0,8	0,25	0,06	0,17	1,29	0,37	0,13	0,030	0,028	38,2 38,2	56,0 56,7	25,4 24,6	67,5 69,8	20,0 19,5
6.	0,15—0,20	1,3—1,6	0,5—0,6	0,25	0,06	0,16	1,60	0,35	0,14	0,029	0,031	42,0 42,0	60,6 60,6	20,8 22,8	68,6 64,0	19,5 17,2
12.	0,15—0,20	0,4—0,8	0,9—1,2	0,25	0,06	0,11	0,70	0,90	0,21	0,024	0,029	33,1 33,1	48,1 47,9	28,5 28,7	68,6 71,9	26,2 23,9
15.	0,15—0,20	0,4—0,8	0,9—1,2	0,25	0,06	0,28	0,68	1,15	0,16	0,025	0,052	45,8 47,8	65,6 64,9	23,4 24,2	59,0 57,8	9,1 8,5
24.	0,15—0,20	1,3—1,6	0,5—0,6	0,25	0,06	0,18	1,44	0,70	0,08	0,028	0,039	43,9 44,6	61,6 61,0	22,5 23,0	64,0 67,5	18,0 19,9
27.	0,15—0,20	1,0—1,2	0,6—0,8	0,25	0,06	0,14	1,20	0,80	0,12	0,028	0,034	39,5 39,5	55,8 55,8	24,6 25,0	68,6 70,8	20,3 18,6

57. TÁBLÁZAT

CaSiAl-mal dezoxidált adagok

Adagszám	Előírt összetétel						Talált összetételek						Szaktóvizsgálati eredmények					
	C		Mn	Si	Ca	P+S%	C	Mn	Si	Ca	P	S	Al%	σ_F , kg/mm ²	σ_B , kg/mm ²	δ_{10} %	ψ , %	A_F , mkg/cm ²
8.	0,15—0,20	0,9—1,3	0,30—0,55	0,2	0,06	0,20	1,52	0,33	0,07	0,027	0,027	0,12	39,5 40,1	55,4 55,5	25,0 22,4	69,8 70,8	22,0 19,5	
9.	0,4—0,20	0,4—0,8	0,9—1,2	0,2	0,06	0,16	1,00	0,75	0,06	0,020	0,030	0,14	38,2 38,2	54,2 53,1	23,4 25,8	69,8 70,8	18,5 21,0	
11.	0,15—0,20	0,4—0,8	0,9—1,2	0,2	0,06	0,20	0,79	0,83	0,06	0,023	0,026	0,14	39,5 40,7	57,9 58,1	23,6 24,5	66,4 66,4	13,2 13,3	
18.	0,15—0,20	1,3—1,6	0,5—0,6	0,2	0,06	0,18	1,35	0,57	0,06	0,031	0,044	0,18	40,1 40,7	56,0 56,7	24,2 24,0	69,8 66,4	18,5 17,6	
19.	0,15—0,20	0,9—1,2	0,6—0,8	0,2	0,06	0,15	0,92	0,41	0,06	0,024	0,029	0,16	34,4 33,7	49,0 47,8	27,2 28,6	73,0 71,9	22,0 22,1	
25.	0,15—0,20	0,9—1,3	0,30—0,55	0,2	0,06	0,14	1,32	0,54	0,05	0,025	0,027	0,10	40,1 39,5	55,6 56,7	23,3 24,2	70,8 68,6	18,2 19,7	
26.	0,15—0,20	1,0—1,2	0,6—0,8	0,2	0,06	0,14	1,20	0,85	0,04	0,029	0,029	0,11	41,4 41,4	56,9 56,9	24,2 28,0	70,8 68,6	21,1 21,5	

58. TÁBLÁZAT

SiZr-nal dezoxidált adagok

Adag- szám	Előírt összetétel					Talált összetétel					Szaktóvizsgálati eredmény						
	C	Mn	Si	Zr	P+S%	C	Mn	Si	Zr	P	S%	σ_F , kg/mm ²	σ_B , kg/mm ²	δ_{10} , %	ψ , %	A_k , mlkg/cm ²	
13.	0,15—0,20	0,9—1,3	0,3—0,55	0,1	0,06	0,22	1,0	0,34	—	0,020	0,027	35,7 34,4	57,9 52,0	28,2 26,8	65,2 68,6	19,2 18,6	
14.	0,15—0,20	0,4—0,8	0,9—1,2	0,1	0,06	0,12	0,68	0,81	—	0,027	0,041	35,1 34,4	52,8 55,4	24,0 23,5	64,0 57,8	9,9 11,1	
16.	0,15—0,20	0,4—0,8	0,9—1,2	0,1	0,06	0,19	0,75	0,95	—	0,033	0,034	37,6 39,5	55,4 55,4	24,7 24,2	64,0 64,0	10,1 12,8	
21.	0,15—0,20	1,0—1,2	0,6—0,8	0,1	0,06	0,17	1,24	0,55	—	0,025	0,031	39,5 38,2	54,1 54,1	26,0 24,0	67,5 65,2	16,6 16,8	
22.	0,15—0,20	1,3—1,6	0,5—0,6	0,1	0,06	0,17	1,44	0,48	—	0,026	0,036	43,3 44,6	60,1 59,2	22,0 22,0	59,0 57,8	13,6 13,1	

Az 56. táblázatban látható, hogy Al-mal dezoxidált anyagok közül csak egy van olyan, amelynek folyáshatár-értéke 35 kg/mm² alatt van (12. adagszám). Ebben az adagban azonban a C-tartalom az előírthoz képest jóval kisebb (0,11%). Másik szélső helyzetben a folyáshatár középértéke 46,8 kg/mm², ahol a C-tartalom az előírthoz képest nagyobb (0,28%). A 40 kg/mm² értéket legjobban a 6. és 27. adagszámú anyaggal közelítettük meg. A 6. számú adagban a Mn-tartalom 1,6%, kis Si-tartalom (0,35%) mellett, ahol 42 kg/mm², viszont a 27. számú adagban 1,2% a Mn-tartalom, de nagyobb (0,80%) Si-tartalom mellett 39,5 kg/mm² a folyáshatár-érték.

Az 57. táblázatban látható CaSiAl-mal dezoxidált adagok között csak egy esetben (a 19. számú adag) fordul elő 35 kg/mm² folyáshatár alatti érték. Ebben viszont mind a C-, Mn-, mind a Si-tartalom az alsó határon van. A további 5 adag esetén azonban a 40 kg/mm² folyáshatárértéket megkaptuk. Ezek közül két adagot ki kell emelnünk, és pedig a 18-as és a 25-ös számú adagot, ahol előírt C-határ mellett a Mn-tartalom 1,32—1,35 és a Si-tartalom 0,54—0,57% között van.

Az 58. táblázatban SiZr-nal dezoxidált anyagok szerepelnek. Ebben a csoportban minden esetben elértük a 35 kg/mm² folyáshatár-értéket. A 40 kg/mm² folyáshatár a 21. és a 22. számú adagok összetétele szerint egész szűk határral érhető el, 0,15—0,20% C mellett 1,30—1,40% Mn- és 0,50—0,60% Si-tartalommal.

A táblázat a Zr vegyvizsgálati értékét nem tartalmazza, mivel megbízható vizsgálati módszer nem állt rendelkezésre.

A feldolgozott háromféle csoport közel azonos összetételű adagjainak összehasonlításából megállapítható, hogy a CaSiAl-mal való dezoxidáláskor kedvezőbb folyáshatár-értékeket kapunk, mint a másik két módszer használatakor. A nagyobb mennyiségű (0,25%) Al-mal és a SiZr-mal végzett dezoxidálás közel azonos értékű.

Megállapítható volt még, hogy 40 kg/mm² folyáshatárérték elérhető, ha a Mn-határt 1,30—1,50%, 0,30—0,55% Si-tartalom mellett, vagy 0,9—1,30% Mn-tartalom mellett a Si-tartalmat kb 1,0%-ig növeljük.

ÖSSZEFOGLALÁS

A vizsgálat az MTA 50-es és St 52 alapösszetételű acélok különböző dezoxidáló anyagokkal való kezelésének hatására terjedt ki. Három dezoxidáló anyag az Al, a CaSiAl és a SiZr volt. A kísérletekből megállapítható, hogy a CaSiAl-mal való dezoxidálás adta a legkedvezőbb folyáshatár-értékeket.

INVÁR-ELŐÁLLÍTÁSI KÍSÉRLET

PÁLVÖLGYI JÁNOS

DK 669.018.472

Az Intézet ennek a problémának a megoldásával Műszeripari Kutató Intézet, valamint az Egyesült Izzó kérésére foglalkozott.

A Műszeripari Kutató Intézet ezt az anyagot a magyar gyártmányú Invár hődilatációs hőmérséklet-érzékelőben való alkalmazásra kívánta felhasználni.

A hődilatációs hőmérséklet-érzékelő pontos működtetésének alapfeltétele, hogy az 1 C° hőmérséklet-különbségre eső, az érzékelőszerv kimenő mennyiségének tekinthető relatív hosszváltozás minél nagyobb legyen. A hődilatációs hőmérséklet-érzékelő főként szabályozó berendezésekben nyer alkalmazást, ahol a szabályozás érzékenységét az érzékelő szerv egységnyi hosszúságra és egységnyi hőmérsékletkülönbségre eső relatív hosszváltozásának növelésével fokozhatjuk.

A táguló elemek megválasztásánál elsőrendű követelmény, hogy azok hőtágulási együtthatói lehetőleg messze essenek egymástól. Az egyik legnagyobb hőtágulási együtthatójú szerkezeti anyag az alumínium, amelyre a mérések alapján a lineáris tengelyirányba vett hőkiterjedési együttható:

$$\alpha_{Al} = 22,44 \cdot 10^{-6}/\text{C}^\circ$$

Az adott hosszúságú érzékelő szervre ható egységnyi hőmérséklet-különbség — a fentiek szerint — akkor okoz nagy relatív hosszváltozást, ha a másik táguló elem együtthatója a lehető legkisebb.

Az Intézet 8 kg-os indukciós kemencéjében több adagot gyártottunk, főleg az alábbi összetételben: C = 0,1%; Mn = 0,4—0,5%; Ti = nyom; Ni = 36—37%. Nehézséget okozott az anyag nagy gáztartalma (lyukacsos-sága), mert nem állt megfelelő tisztaságú nikkal rendelkezésünkre. Az adagot katóda-nikkellel ötvöztük és ez elég nagy mennyiségű hidrogént tartalmaz. Az adagok gáztartalmát többszöri befagyasztással, Ar-befúvással igyekeztünk a minimálisra csökkenteni. Az anyag kovácsolása, melegalakítása $1000\text{—}1200\text{ C}^\circ$ között jól ment. A lágyítást 1050 C° -on végeztük, vízben hűtve. A kutatások eredményeként egy 36—37% Ni-tartalmú vasnikkelötvözetet bocsátottunk a Műszeripari Kutató Intézet rendelkezésére, a következőkben ismertetett stabilizáló hőkezeléssel:

1. 800 C°-on 1 óráig hidrogénatmoszférában izzítva, majd vízben lehűtve.

2. 310—320 C°-on 1/2 óráig hevítve, majd kemencében lassan lehűtve.

3. 95 C°-on 48 óráig vízben főzve.

Ennek, a mérések szerint a lineáris tengelyirányban vett hőkitérjedési együtthatója:

$$\alpha_{\text{Invár}} = 1,74 \cdot 10^{-6}/\text{C}^{\circ}.$$

Így a két táguló elem hőtágulási együtthatójának különbsége

$$\Delta \alpha = 20,7/\text{C}^{\circ},$$

ami a hődilataációs hőmérsékletérzékelő érzékenységi követelményeit megfelelően kielégíti. Az alumínium—Invár hőmérsékletérzékelő előnyei:

1. Az Invár magas nikkeltartalma meggátolja az anyag korrózióját, amivel ez nehéz üzemi követelmények között (pl. gőztérben) is üzembiztosan alkalmazható.

2. Szembeállítva az ugyancsak kis hőtágulási együtthatójú különleges kerámiai anyagokkal, nagyobb szilárdsága és kopásállósága biztosítja az érzékelő kimenő jelének egyértékűségét. (Számításon kívül hagyható a kerámiai anyagok alkalmazása esetén fellépő, az egymáson elmozduló súrlódó alkatrészeknél a kerámiai anyag morzsolódása, kopása.)

Ezzel a Műszeripari Kutató Intézet részére megfelelő anyagot biztosítottunk.

Az Egyesült Izzó részére főleg fém-üveg és fém-keramikus kötéshez, nagyfrekvenciás technikában elektron- stb. csövekhez használt anyagot készítettünk, ahol a fém tágulásának az üvegével vagy a keramikus anyaggal azonosnak kell lennie.

Az itt említett anyagok már többféle összetételben jöhetnek számításba, pl.: C = 0,1%; Si = max. 0,5%; Mn = 1,0%; Ni = 45—46%; vagy C = 0,1% Si = max. 0,2%; Mn = 1,0%; Ni = 27—28%; Co = 20—22%.

Meg kívánjuk jegyezni, hogy kb. 30% nikkeltartalomig a vas-nikkel ötvözetekben a hőkezelés folyamán végbemenő átalakulások a hőtágulási együtthatót erősen befolyásolják, valamint hidegalakítás folyamán a Fe-Ni-ötvözetek tágulási együtthatója megváltozhat, pl. 36% Ni-tartalmú acél hőtágulási együtthatóját 20°-nál kb. $15 \cdot 10^{-7} \cdot \frac{m}{m \cdot \text{C}^{\circ}}$ -szal csökkenti úgy, hogy adott esetben negatív tágulási együttható is adódhat.

ÖSSZEFOGLALÁS

A kísérletek magyar gyártmányú hődilataációs hőmérsékletérzékelőbe használható kis hőtágulású anyagok előállítására szolgáltak.

Ugyancsak előállítottunk nagyfrekvenciás technikában használt elektroncsövekhez szükséges üveg és keramikus anyagok tágulásával azonos ötvözeteket.

Ti-TARTALMÚ SALAKOK ALKALMAZÁSA AZ ELEKTRO- ÉS A SIEMENS—MARTIN-KEMENCÉKBEN

ÁGOTAI BÉLA—MARTIN IMRE—SZÜCS ENDRE

DK 669.162.144.669.18

Az utolsó 10—20 évben a Ti-nal ötvözött szerkezeti acélok egész sorának kifejlesztésén fáradoztak jóformán az összes fejlett ipari államokban. Ilyen acélokat előállítottak ritkábban SM-, gyakrabban ívfényes elektrokemencében. Az Intézet SM-kemencék esetében az ismert nagyobb folyáshatárú Mn-Ti hegeszthető acélok gyártási kísérleteinél találkozott a titánötvöztetés kis találati valószínűségének problémájával. Meg kell említenünk, hogy a titánötvöztetés megfelelő találati biztonságának elérésére olyan salakot alkalmazunk, amelynek SiO_2 -tartalma maximum 15%, és emellett min. 6% TiO_2 -t tartalmaz. A Fe-Ti túlnyomó részét csapolás előtt az üstbe adagoljuk — gondoskodva arról, hogy a salak kifolyása a kemencéből minél későbbben induljon meg. Ezzel a módszerrel gyakran 80%-os Ti-kihozatalt is elérünk, a 60—80% közötti kihozatal pedig állandósítható, tehát ezzel a módszerrel a szokásos Ti-határok közé biztonsággal betárolható. A találati valószínűség fokozása érdekében szokásos martinkemencében is a gyártás végső szakaszában a salak redukálására kokszipor, Fe-Si, Al vagy ezek keverékének az alkalmazása. A salak TiO_2 -tartalmának gazdaságos beállítására olcsó ásványt, az ún. wehrlitet alkalmaztuk. Ahhoz, hogy wehrlit alkalmazásával a salak Ti-tartalma a szükséges szintet elérje, még a főzés periódusában a beolvadási salak túlnyomó részét el kell távolítani és jelentős vasoxidot is tartalmazó wehrlitet adagolni.

Elektrokemence esetében gyengén ötvözött acéloknál a Ti-bevitel problémájával a Műszaki Egyetem kísérleteivel kapcsolatban találkoztunk. Ezeknek a kísérleteknek a lényege az volt, hogy fontos gépalkatrészek kifáradási határának fokozása céljából olyan Ti-tartalmú acélokat állítanak elő, amelyek jól nitrálhatók. A kész acél Ti-tartalma 0,5—1% között változik, tehát lényegesen nagyobb, mint amellyel a hagyományos acélmárkákban találkozunk.

Az ívfényes elektrokemencében a Ti-ötvöztetés irodalmát tanulmányozva különböző eljárásokkal találkozunk. Egyik ilyen eljárásnál az elektrokemencébe 30—40% CaO- és 60—70% TiO_2 -tartalmú salakot használnak, amelyből Al hozzáadásával próbálják a Ti-t kiredukálni. Az eljárásnak hátránya, hogy rendkívül költséges, mivel a salak 60—70% TiO_2 -tartalmának beállítására csak tiszta és iparilag végterméknek számító TiO_2 alkalmazható. Még ilyen viszonylag drága eljárásnál sem sikerült elérni, hogy mindig meghatáro-

zott mennyiségű Ti kerüljön a fürdőbe. Szokásos eljárás Ti-tartalmú érc-
ből termitkeveréket előállítani és azt az öntőüstbe helyezve a termitreakciót a
rácsapolt acéllal megindítani. Ehhez az eljáráshoz is csak nagy TiO_2 -tartalmú
drága anyagot lehet felhasználni és a termitreakció lefolytatása után az acélt
a tuskőöntés biztonságos kivitele érdekében új üstbe kell átönteni. (Az első
üst nem lehet dugós.)

Legáltalánosabban használt eljárás a gyengén ötvözött acélok esetén is
az a módszer, amelyet a Ti-nal stabilizált austenites acéloknál alkalmaznak,
amely szerint a jól kiredukált mész—kovasav típusú salaktartó alatt viszk
be a Ti-t, Fe-Ti felhasználásával. Ez az ötvözési mód is bizonytalan, különö-
sen ha 0,5%-nál nagyobb Ti-tartalmat kívánunk elérni.

A Műszaki Egyetem Mechanikai Technológiai Tanszéke által igényelt
ilyen nagy Ti-tartalmú ötvözetek előállításakor a következő eljárást dolgoz-
tuk ki: a bázisos ívfényes kemencében wehrlit és ennek az ásványnak TiO_2 -
ben dúsított termékének keverékéből mész hozzáadásával olyan salakot képez-
tünk, amelynek TiO_2 -tartalma 6—10%. Az ilyen összetételű salak rendkívül
híg folyó, és a fürdőt emellett mégis jól takarja. A salak TiO_2 -tartalma követ-
keztében a már egyszer oldódott Ti kiégése (a salakban levő oxidok Ti-on
keresztüli redukálása) lassan megy, és így a fürdőben megmaradó Ti-mennyi-
ség megnő. Annak biztosítására, hogy a Ti közvetlenül a fürdővel érintkezzen,
mielőtt a jól tapadó fenti összetételű salak bevonná és oldódását lelassítaná,
az egyenlő darabnagyságúra összetört Fe-Ti-t egyenként vízbe mártva dobtuk a
kemencébe. A hirtelen gőzfejlődés egy pillanatra a beesés helyéről a salakot
eltávolítja és biztosítja a közvetlen érintkezést. Jobb eredményt értünk el a
kisebb olvadáspontú és egyben nagyobb fajsúlyú 30% Ti-tartalmú Fe-Ti alkal-
mazásánál, különösen abban az esetben, ha a porózus szennyezett darabokat
kiválogattuk.

Az eljárást — amelyre az intézet 146.399. szám alatt magyar szabadal-
mat kapott — egyik ilyen kísérlet leírásával ismertetjük részletesebben.

A 0,65—0,75% Ti-tartalom mellett az acélnak következő összetételűnek
kellett lennie:

C	0,15—0,25%
Mn	0,6—0,8%
Si	0,15—0,35%
S	0,03%
P	0,03%

Bázisos fényíves kemencében a 18% nyersvasból és 82% ócskavasból álló
betétet mészsalak alatt beolvasztottuk. A teljes beolvadás után a szennyezők-
ben dús első salakot lehúztuk és új frissítő salakot képeztünk égetett mész és
folyópát keverékéből. A salak bázisossága 2—3 között volt. A fürdőt vasérc
segítségével 0,10—0,12% C-tartalomig frissítettük. A frissítés befejeztével a
salakot eltávolítottuk és új égetett mész, wehrlit (18,45% TiO_2 ; 26,7% Fe-
tartalommal) bauxit, kokszpor keverékéből álló — redukálósalakot képez-
tünk, amelyet még alumíniumporral (olcsó hengerlési hulladék) is redukál-
tunk. A salakkeverék 41% égetett meszet, 31% wehrlitet, 8,5% kokszport,
17,5% bauxitot és 2% alumíniumport tartalmazott.

A feladott redukálósalak mennyisége a betét súlyának 10%-a volt. E salakkeverék alatt végeztük a fürdő további finomítását (dezoxidálását). A salakkeveréket 15 perces időközökben három részletben hozagoltuk. Az acél-fürdő összetétele a redukálás előtt a következő volt: C = 0,12%; Mn = 0,18%; S = 0,035%; Ti = 0,20%. 35 perces redukálás után a C-tartalom 0,20%, a S-tartalom pedig 0,023% lett. További redukálás után, amely 30 percig tartott, végeztük el az ötvözt ferromangánnal és ferroszilíciummal úgy, hogy a fürdő 0,73% mangánt és 0,20% Si-t tartalmazzon. A ferromangán és a ferroszilícium adagolása után 10 perccel végeztük a szükséges mennyiségű ferrotitánnal a Ti-ötvözt. A redukálósalak színe a titán ötvöztése előtt világos kakaóbarna volt. A salak ekkor kb. 50% CaO-t, 17% MgO-t, 2% FeO-t, 1% MnO-t, 5% Al₂O₃-t, 12% SiO₂-t és 9% TiO₂-t tartalmazott.

A titán bevitelét a fürdőbe úgy végeztük, hogy a nagy darabos ferrotitán-ötvözetet közvetlenül a kemencébe dobtuk. A példa esetében 0,8% fémtitánnak megfelelő mennyiségű ferrotitánt adagoltunk. A fürdőt jól megkeverve, az ötvöztés után 5 perccel lecsapoltuk. Az adag véganalízise a következő volt:

C 0,20%
Mn 0,76%
S 0,009%
P 0,014%
Si 0,15%
Ti 0,71%

A végsalak összetétele pedig:

CaO 50,5%, MgO 18%, MnO 0,9%;
FeO 2,0%; SiO 11,2%; Al₂O₃ 6,8%;
TiO₂ 11,4%; S 0,5%.

A titánkihozatal tehát : 88,75%-os volt.

A gyártott adagokon megfigyeltük, hogy a kész acél kéntartalma a viszonylag kis bazicitás és a nem is teljesen redukált (kávébarna színű, FeO = 2—3%) salak ellenére sokkal jelentősebben lecsökkent, mint a hagyományos eljárásakor. A fent említett példa esetében is 0,009% végső kéntartalmat kaptunk, de legtöbb esetben még ennél is alacsonyabb szintet értünk el. Jellemző, hogy az általánosan szokásos véleményről eltérően ilyen Ti-tartalom mellett is az acélok híg folyóak voltak, gyakorlatilag a Ti-nak semminemű viszkózitás-csökkentő hatását sem tapasztaltuk. Ez arra mutat, hogy a fürdőben a Ti fém-állapotban oldódott, amit a kész acélok szokásosnál nem rosszabb zárványsága is igazol.

Az eljárás továbbfejlesztésének és széles területen való alkalmazásának akadálya, hogy olcsó Ti-hordozó — mint amilyen a wehrlit is, és ennek dúsított terméke — nehezen hozzáférhető, rutil vagy ilmenit alkalmazása pedig — mint az irodalomból ismertetett eljárásoknál is — már nem gazdaságos.

ÖSSZEFOGLALÁS

Szabadalmazott eljárás a Ti-ötvöztés találati biztonságának állandósítására. A kb. 80%-os kihozatalú TiO₂-tartalmú redukálósalak képzésével lehet elérni. A leírásban ismertetett salak használatának további előnye még, hogy igen nagyméretű S-tartalomcsökkenés is jelentkezik.

A BŐR HATÁSÁNAK VIZSGÁLATA AZ ACÉL MECHANIKAI TULAJDONSÁGAIRA

ÁGOTAI BÉLA

DK 669.781: 669.14.018

Ennek a témának a keretében annak a megbízásnak tettünk eleget, amely a Ganz Vagon- és Gépgyárban javasolt, valamint használatos, bőrral kezelt acélok kritikai vizsgálatára vonatkozott.

A vizsgálat célja az volt, hogy a megfelelőnek talált bőrozott acélt széles körben el lehessen terjeszteni. Ezért a kutatás kiterjedt a vállalat vizsgálatainak, az irodalmi megállapítások és az intézeti kísérletek összefoglaló kiértékelésére. Ezek közül itt az intézeti vizsgálatokat ismertetjük.

Az intézeti kísérletek két részre tagozódtak és pedig: 1. a betétből edzhető és 2. a nemesíthető szerkezeti acélok vizsgálatára.

1. *Betétből edzhető, bőrral kezelt acélok*

A betétből edzhető, bőrral kezelt acélok vizsgálatához négy osztott adagot öntöttünk. Az adagokat az alábbi összetételekben részben villamos ív- részben indukciós kemencében gyártottuk.

Az előírt összetétel:

C 0,15—0,20%
Mn 1,20—1,50%
Si 0,30—0,40%
Cr 1,20—1,50%
W 0,3 —0,6 %
P + S : max. 0,05%

Ezt az összetételt még 0,1% Ti-nal ötvözve is mindkét kemencében megisméltük.

Az így adódott, összesen négy adagot 1 kg/t Al-mal való dezoxidálás után feleztük, és az első csapolás anyagát további kezelés nélkül, a második csapolás anyagát pedig előzetesen az öntőüstbe helyezett 1 kg/t 5%-os ferrobőrral kezeltük. Az öntés 800 × 350 mm Ø-jű kokillába felülről történt. Minden csapolásból a második tuskót használtuk fel kísérleti anyagnak.

A hántolt tuskóból az előzetes terv szerinti próbatesteknek megfelelő mennyiségű, 30 mm Ø-jű, 60 mm \square -jű és 100 mm \square -jű rudakat, illetve bugákat kovácsoltunk. Minden 100 mm \square -jű buga az öntecs felső felének 1/3-a után eső részéből került ki.

Az összes felezett adagból kovácsolt, különböző átmérőjű anyagon az alábbi vizsgálatokat végeztük:

A) 30 mm Ø-jű anyagból :

a) A próbatesteket minden további felhasználás előtt 870 C°-on normalizáltuk.

b) Jominy-vizsgálatok 840 és 870 C°-on.

c) 840 és 870° C-on normalizált próbatestek szakító- és ütővizsgálata.

d) Normalizált, majd 840 és 870 C°-on 30 perces hőntartás után olajban edzett (az edzés minden esetben mozgatással történt) próbatesteken normál szakító- (10 mm Ø-jű) és ütővizsgálatot (DVM-ütőpróba 55 × 10 × 10 mm, 7 × 10 mm ép szelvény) végeztünk.

e) Az előírt 900 és 930 C°-on cementálási kísérleteket végeztünk 0,13—0,16 mm, illetve 0,7—0,9 mm rétegvastagság elérésére. A cementáláshoz 60%-os faszén- és 40% BaCO₃-tartalmú, enyhe hatású cementálószeret használtunk. Ezeken a próbákön mikroszkópos vizsgálatokat végeztünk a cementálási mélység, valamint a szövetszerkezet megállapítására.

f) Normalizált 30 mm Ø-jű és 220 mm hosszú próbatesteket 20 mm Ø-re munkáltunk le, majd az e) pont szerint cementáltuk. A próbatesteket a cementáló keverékben hagytuk lehűlni, majd 840 C°-ról olajban edzettük. Az így cementált próbatesteket hajlítóvizsgálatnak vetettük alá. 200 mm-es alátámasztási köz mellett mértük a berpedéseket, a töréshez szükséges erőszükségletet, a behajlás mértékét, és megállapítottuk a hajlítószilárdságot.

A hajlítóvizsgálatok után a próbatestekből 100 mm-es darabokat vágunk és ezeken ferde csiszolatokat készítettünk a rétegmélység megállapítására. Ezeknek az értékeknek meghatározására a csiszolat ferde síkján, 0,5, illetve 1,0 mm-es távolságokon, keménységmérést végeztünk. Átedződési mélységnek 525 HV (50 Rc) érték alatti távolságot vettük. Ugyanezekén a próbákön mértük a kéreg és a mag keménységét is.

B) 60 mm ∅-jű anyagból :

A normalizált, 250 mm hosszú bugákat 840 C°-ról 30 perces hőntartás mellett (a 30 mm Ø-jűeknél kapott optimumról) olajban edzettük, majd a buga középvonalából 10 mm Ø-jű szabványos szakítópróbatesteket vágunk ki; valamint ennek egyik végéről hossz-, másik vége mellől pedig keresztirányú ütőpróbatesteket munkáltunk ki. Itt tehát hossz-, szakító- és ütő-, valamint keresztütővizsgálatokat végeztünk.

C) 100 mm ∅-jű anyagból :

A normalizált, 250 mm hosszú bugákat a B) pontban leírtak szerint kezeltük. Itt hossz- és kereszt- szakító- és ütővizsgálatokat végeztünk.

Kiértékelés :

a) A vegyvizsgálatok alapján megállapítottuk, hogy az adagok összetétele — egy ívkemencében készülttől eltekintve — a megengedett hibahatáron belül megegyezik az előírással.

Az említett adagból a B nélküli felezett öntecsben a Si 0,12—0,19, a Cr 1,73%; a B-ral kezelt öntecsben a C 0,24—0,25, a Si 0,14—0,17, a Cr 1,62—1,79%.

b) A Jominy-próbák alapján megállapítottuk, hogy a bórozott adagok átedzhetősége jobb, mint a B nélkülieké, 840 és 870 C°-on egyaránt. Lényeges különbség elsősorban 870 C°-on mutatkozik.

c) A bórozott acél mechanikai tulajdonságai bármilyen szelvény (30 mm Ø, 60 mm □, 100 mm □) esetében jobbak, mint a bórtalesneké.

d) Cementálási próbákból megállapítható, hogy enyhe hatású cementáló szerben való szénítéskor a kéreg, az átmeneti rész és a mag struktúrája megfelelő. A 0,60 mm-es rétegvastagság feletti egyes darabokban különálló karbid-szemcsék, helyenként pedig vékony karbidháló észlelhető. A rétegvastagság-mérésből megállapítottuk, hogy 0,13—0,16 mm cementált mélység elérésére 900 C°-on kb. 1 1/2 óra, 930 C°-on kb. 1 óra, 0,7—0,9 mm rétegmélység elérésére pedig 900 C°-on kb. 6 óra, 930 C°-on kb. 4 1/2 óra cementálási idő szükséges 60% faszén- és 40% BaCO₃-tartalmú szénítőszer használata esetén.

e) A hajlítóvizsgálatok értékei szerint a B-ral kezelt adagok kedvezőbb értékűek, mint a B nélküliek. A behajlás mértéke is megegyezik — ugyanolyan cementált rétegvastagság mellett — az átlagos betétből edzhető acélokéval.

f) A Ti-os és a Ti nélküli adagok esetében sem a B-ral kezelt, sem a kezeletlen adagok között nincs feltűnő különbség. A Ti-adagolás az adott összetétel esetén tehát hatástalannak mondható.

g) Az adott összetételű acél mind indukciós, mind ívkemencében egyformán gyártható.

h) Az az acélféleség, amelyen a B hatását is vizsgáltuk — szilárdsági jellemzők szempontjából a B hatását is figyelembe véve — nagy szilárdságú, betétből edzhető acélnak megfelel.

i) Mind a 100-as szelvényen végzett szilárdsági vizsgálatok, mind a Jominy-próbák igazolják, hogy még ilyen nagy szelvénytérletek is átedződnek.

k) A B hatása 30 mm-es és 60 mm-es szelvényen egyaránt határozottan felismerhető; főleg a kontrakció és az ütőmunka értéke növekedett meg (a ψ 10 — 15%-kal; A_K 20—35%-kal) az alapacéléval szemben.

l) Az elvégzett kísérletekből kapott eredmények alapján javasolni lehet az alábbi összetételű és szilárdsági értékekkel rendelkező acél használatát:

Vegyi összetétel :

C	0,17—0,22%
Si	0,30—0,40%
Mn	1,10—1,40%
Cr	1,30—1,50%
W	0,30—0,60%
Cu	max 0,20%
S	max 0,03%
P	max 0,03%
Al	1 kg/t
B	4—7%-os FeB 1 kg/t.

A B komplex előötvozzettel is adagolható.

Szilárdsági értékek 30 mm \varnothing -jú és 60 mm ∇ -jú próbatest esetén 840 C°-on olajedzett állapotban:

$$\begin{aligned}\sigma_F &= 85 - 95 \text{ kg/mm}^2 \\ \sigma_B &= 110 - 140 \text{ kg/mm}^2 \\ \delta_{10} &= 6 - 10\% \\ \psi &= 35 - 55\% \\ A_K &= 6 - 10 \text{ mkg/cm}^2 \\ A_K &= 2 - 3 \text{ mkg/cm}^2 \text{ (keresztütő)}\end{aligned}$$

Kovácsolási hőfok: 850—1050 C°

Szenesítési hőfok: 900—930 C°

Edzés: 840—870 C°-ról olajban, közbenső lágyítás 650 C°-on.

Megjegyezzük, hogy az A_K értékek 7×10 mm ép szelvényre vonatkoznak. Ezenkívül a 100 mm-es szelvényre a szilárdsági értékek a következőképpen változnak:

$$\begin{aligned}\sigma_F &= 75 - 85 \text{ kg/mm}^2 \\ \sigma_B &= 90 - 115 \text{ kg/mm}^2 \\ \delta_{10} &= 4 - 8\% \\ \psi &= 15 - 30\% \\ A_K &= 3 - 6 \text{ mkg/cm}^2 \\ A_K &= 1,2 - 2,5 \text{ mkg/cm}^2 \text{ (keresztütő)}\end{aligned}$$

2. Nemesíthető, bórral kezelt acélok

A nemesíthető, bórral kezelt acélok vizsgálatához négy felezett adagot öntöttünk, amelyek összetétele és előírása az 59. táblázatban található.

59. TÁBLÁZAT

	1.	2.	3.
C	0,32—0,37	0,27—0,34	0,32—0,37%
Mn	1,0—1,3	0,70—1,00	0,65—0,95%
Si	0,29—0,40	0,20—0,35	0,20—0,35
Cr	1,10—1,30	0,35—0,60	0,15—0,35%
W	0,4—0,6		%
V		0,1—0,2	%
Ni			0,20—0,40%
Mo			0,08—0,15%
Ti		0,1—0,2	%
P max	0,03	0,03	0,03%
S max	0,03	0,03	0,03%

Az 1., 2. és 3. számú adag háromtonnás ívkemencében készült, amíg a 4. számú adag azonos összetételi előírású, mint az 1., de ez indukciós kemencében készült.

Minden egyes adag első fele bór nélküli, a másik felét pedig 1 kg/t 5%-os, üstbe adagolt ferrobórral kezeltük. Az öntés 250 mm \varnothing -jú kokillába történt. Minden egyes felezett adagból a második tuskót vettük ki kísérleti anyagnak, amelyet hántolás után a vizsgálatokhoz szükséges 30 mm \varnothing -jú, 60 mm ∇ -jú

és 100 mm \square -jú rudakká, illetve bugákká kovácsoltunk. Az összes kísérleti anyagot 900 C°-on, 2 órás hőntartás mellett levegőn normalizáltuk. Az összes felezett adagból kovácsolt, különböző átmérőjű anyagon az alábbi vizsgálatokat végeztük:

A) 30 mm \varnothing -jú anyagból :

a) Töretpróbák vizsgálatához a 30 mm \varnothing -jú próbatestekből \square 10 \times 60 mm-es próbatesteket kovácsoltunk, illetőleg daraboltunk, és normalizálás után 825, 850, 875, 925 és 975 C°-ról vízben edzettük, majd a próbatesteket eltörtük. A vizsgálatot etalonokkal értékeltük ki.

b) Szakító- és ütővizsgálatok normalizált próbatesteken 825, 850 és 870 C°-ról 30 perces hőntartás mellett olajban edzve (az edzés minden esetben mozgatóval történt), majd 200, 300, 400, 500, 550, 600, 650 és 700 C°-ról 2 órás hőntartással levegőn megeresztést végeztünk, minden edzési hőfok mellett. Minden próbatestből egy normál szakító-, egy Charpy- (5 \times 10 mm ép szelvény) és egy Mesnager- (8 \times 10 mm ép szelvény) ütővizsgálat készült.

B) 60 mm \square -jú anyagból :

Normalizált, 300 mm hosszú próbatestekből szakító- és ütővizsgálatok. A 30 mm \varnothing -jú próbatestek alapján kapott érték szerint az 1-es, illetőleg a 4-es előírt összetételű adagok edzése 850 C°-ról 30 perces hőntartás mellett olajban történt, a 2., és 3., összetételű adagoké 870 C°-ról. Mindkét esetben a megeresztés 200, 300, 400, 500, 550, 600, 650 és 700 C°-on, 2 órás hőntartás mellett történt. A vizsgálat a középtengelyből kivett normál szakító-, valamint egy-egy hossz- és egy-egy kereszt-, Charpy- és Mesnager-ütőpróbával történt.

C) 100 mm \square -jú anyagból :

Szakító- és ütőpróbák 500 mm hosszú próbatestekből; az edzés és a megeresztés a 30 mm \varnothing -jú, illetve 60 mm \square -jú próbatestek alapján kapott értékek szerint történt 30 perces hőntartás mellett, olajban és pedig az 1., illetőleg a 4., összetételű adagok edzési hőfoka 850 C°, a megfelelő megeresztési hőfok pedig az 1. adag esetén 600, a 4. adag esetén 650 C°. A 2. és a 3. adagok edzési hőfoka 870 C°, a megeresztés pedig a 2. adag esetén 400 C°, a 3. adag esetén 500 C°.

Szakítópróbákat vettünk az anyag közepéből és széléből hossz- és kereszt szakító- és ütővizsgálatra.

Kiértékelés :

a) A vegyvizsgálatok alapján megállapítottuk, hogy az elkészült adagok összetétele általában a megengedett hibahatárokon belül megegyezik az előírással. Eltérések vannak: 1. jelű ívkemence és az azonos 4. jelű (indukciós-kemence) összetételében az 1. 0,40% C; a 4. 0,28—0,30% C; a 2. jelűben az előírt 0,20—0,35% Si helyett 0,41—0,46%; a 3. jelűben Si az előírt 0,20—0,35% helyett 0,10—0,13% és az előírt Ti 0,1—0,2% helyett 0,06%.

b) A Jominy-próbák alapján megállapítottuk, hogy az 1. összetételnél 825—875 C°-on a bőrozott anyag átedzhetősége nagyobb, amíg 850, 925 és 975

C°-on az edzhetőség azonos az alapanyagével; a 4. összetételnél 825 és 850 C°-on a bórozott, 875, 925 és 975 C°-on az alapanyag átedzhetősége nagyobb; a 2. összetételnél a bórozott anyag minden hőmérsékleten jobb átedzhetőséget mutat; a 3. összetételnél 825, 850 és 875 C°-on a bórozott és a B nélküli anyag átedzhetősége megegyezik, 925 és 975 C°-on a bórozott átedzhetősége jobb.
c) Töretpróbák vizsgálati adatai a 60. táblázatban találhatók.

60. TÁBLÁZAT

Összetétel, felezett adag	825	850	875	925	975 C°
	Szemcse-osztály				
1. alapanyag	7	7	7	6	6
1. bórozott	8	7	7	6	5
4.	9	9	9	9	9
4. B	9	9	9	9	8
2.	10	10	10	9	9
2. B	8	9	8	9	7
3.	9	8	6	6	5
3. B	9	8	8	7	8

6—10 finom, 6 alatt durva szemcsézet

A 3. összetétel kivételével 975 C°-on a bórozott próbákön szemcsedurulás jelentkezett.

d) A mechanikai értékek vizsgálata alapján a következőket állapítottuk meg: az 1. összetétel esetén a 30 mm Ø-jű próbatestek szakítóvizsgálati értékeiben az alapanyag és a bórozott acél között nincs eltérés. Az értékek még a különböző edzési és megeresztési hőfokon sem mutatnak különbséget. A különböző (az összes edzés majd megeresztés) hőkezeléssel kapott szilárdsági értékek alapján felvett diagram nagyon meredek görbéket ad. A 60 mm Ø próbatestek is hasonló értékeket adnak. Indukciós kemencében készült 0,1%-kal kisebb széntartalmú, 4. összetételű felezett adagok vizsgálati értékeinek diagramjai is hasonló jellegűek. Egymástól csak annyiban térnek el, hogy amíg az 1. jelű 650 C°-os megeresztéssel, addig a 4. jelű 600 C°-os megeresztéssel ad optimális szilárdsági értékeket azonos edzés (850 C° olaj) mellett. Az elemzett B-tartalom az 1-nél 0,007%, a 4-nél 0,006 volt (0,40, illetve 0,30% C).

A 2. összetételű felezett adag esetén a nem bórozott és a bórozott próbatestek mechanikai értékeinek diagramjai már eltérnek egymástól, míg a nem bórozott lapos, a bórozott meredek jellegű görbéket ad. A B nélkülinek a ψ , δ_{10} és A_K értékei kedvezőbbek, a bórozott viszont a σ_B és σ_F esetében, kisebb hőfokú megeresztéskor (200—350 C°), a bór nélkülivel szemben az 50%-kal jobb értéket is eléri. Ez azonban csak a 30 mm Ø-jű próbatestekre érvényes. 60 mm Ø-es próbatestek esetében már mindkettő egyformán lapos jellegű görbét mutat. Itt valóban B-hatás mutatkozik, ami abból is

következik, hogy ez az anyag kovácsoláskor feltűnően repedt. Kisebb mértékű repedésre való hajlamot az 1-nél is tapasztaltunk, habár ott az alapanyag is ugyancsak hasonlóan viselkedett. A 2. jelű acél 870 C°-ról olajban edzve és 500 C°-on megeresztve, a B nélküli anyag adta az optimumot. A bórozott rész B-tartalma 0,015% volt (0,30% C).

A 3. összetételű felezett adagok diagramja ugyancsak egyforma jellegű, lapos, függetlenül attól, hogy bórozottak-e vagy sem. A diagramokból megállapítható, hogy 870 C°-ról olajban edzve és 400 C°-ról való megeresztés esetén az optimális mechanikai értékeket adják. Itt a bórozott rész B-tartalma 0,002% (0,34% C).

Ezek alapján kezelve a 100 mm Ø-jű bugákat, a 30-as, a 60-as és a 100-as szelvények szilárdsági értékeinek átlagai között a következő összefüggést kaptuk (a hossz-szakítók minden esetben 10 mm Ø-jűek, a kereszt-szakítók 6 mm Ø-jűek):

61. TÁBLÁZAT

Jelzés és szelvény, mm		Hossz						Kereszt					
		σ_F , kg/mm ²	σ_B , kg/mm ²	δ_{10} , %	ψ , %	A _k Ch mgk/cm ²	A _k M mgk/cm ²	σ_F	σ_B	δ_{10}	ψ	A _k Ch	A _k M
850° olaj 650° 1./B	30	78	93	11	61	11,5	15,5	—	—	—	—	—	—
	60	70	88	12	57	6,5	8,5	—	—	—	—	7,5	3,5
	100	49	73	11	63	14,0	18,0	—	33	1,7	6,6	7	6
	30	77	91	12	64	9,5	14,5	—	—	—	—	—	—
	60	71	92	13	59	7,8	10,5	—	—	—	—	3,5	3,5
	100	48	76	15	49	10,5	17	—	34,5	1,3	6,0	4,2	4,5
	30	82	93	13	58	8,2	12,8	—	—	—	—	—	—
	60	78	91	13	62	7,4	7,6	—	—	—	—	4,2	2,3
	100	53	72,5	16	60	7	8	48	68	13	43	4,5	5
850° olaj 600° 4./B	30	85	95	12	60	8	8,5	—	—	—	—	—	—
	60	75	90	13	59	7	9,5	—	—	—	—	4,5	5,5
	100	55	76	17	60	13	18	47	69	14	35	7,5	11,5
	30	76	95	10	57	7,8	11,5	—	—	—	—	—	—
	60	65	85	12	52	5,3	7,5	—	—	—	—	1,7	2,6
	100	66	85	10,5	53	1,6	2,5	68	82	6	10	1,2	1,3
	30	110	120	8	55	5,2	7,5	—	—	—	—	—	—
	60	75	95	10	52	5,1	4,7	—	—	—	—	2,2	2,8
	100	50	70	15	69	6,4	7	45	68	10	28	3	3,2
870° olaj 500° 2./B	30	58	90	11	43	6,2	6,4	—	—	—	—	—	—
	60	52	78	14	52	5,8	6	—	—	—	—	4,4	4,2
	100	54	75	11	48	3	4	52	64	4,2	1,3	1,7	1,8
	30	58	87	10	53	8,2	10,2	—	—	—	—	—	—
	60	56	78	11	58	6,5	6,7	—	—	—	—	3,2	4
	100	56,5	78	10	53	4,8	6	54	74	6,5	20	1,5	2,1
	30	58	90	11	43	6,2	6,4	—	—	—	—	—	—
	60	52	78	14	52	5,8	6	—	—	—	—	4,4	4,2
	100	54	75	11	48	3	4	52	64	4,2	1,3	1,7	1,8
870° olaj 400° 3./B	30	58	87	10	53	8,2	10,2	—	—	—	—	—	—
	60	56	78	11	58	6,5	6,7	—	—	—	—	3,2	4
	100	56,5	78	10	53	4,8	6	54	74	6,5	20	1,5	2,1

Az 1., 4., 3. jelű anyagok, a vizsgálati szórásokon kívül, lényegében minden szelvényén — függetlenül a B-kezeléstől — kiválaszthatunk azonos szilárdsági értékeket. Egyedül az ütőmunka-értékek esetén tapasztalhatók erős szórások.

A 2. jelű anyag B nélküli próbái eléggé azonos értéket adnak a szelvény növekedése ellenére is, kivéve az ütőmunka értékeit. A bórozott viszont ennek fordítottját mutatja. Itt valószínűleg a repedésre való hajlamnak is igen nagy szerepe van, amely rejtett hibaként a próbatestek szakításakor is mutatkozott.

A vizsgált acélokon megállapított optimális hőkezeléssel elért szilárdsági értékeket a 61. táblázatban foglaltuk össze.

e) A kísérletek azt mutatták, hogy a 2. jelű acél kivételével B-hatást a kísérleti anyagokon határozottan nem lehet megállapítani.

f) Az adott összetételekből nemesíthető Cr-Ni-acélok helyettesítésére legfeljebb kísérletképpen a 2. összetételű (0,27—0,34% C; 0,20—0,35% Si; 0,70—1,00% Mn; 0,35—0,65% Cr; 0,1—0,2% V; 0,1—0,2% Ti előírás; elemzett: 0,30% C; 0,46% Si; 0,76% Mn; 0,17% Cu; 0,61% Cr; 0,21% V; 0,06% Ti; 0,019% S; 0,026% P; 0,015% B) bórozott acéllal lehet foglalkozni. A Cr-Ni-acélok előírt nyúlását és kontrakcióját azonban ez az anyag sem érte el. Másik nehézség ezen a területen, hogy az acél erős repedésre való hajlamot mutat.

ÖSSZEFOGLALÁS

A leírás betétből edzhető és nemesíthető bórral kezelt acélok kritikai vizsgálatának menetét tartalmazza, és az elvégzett kísérletek alapján kapott eredményeket a nagy terjedelmű kísérleti részletek közlésének elhagyásával, összefoglalva ismerteti.

ÖNTÖDEI OSZTÁLY

Feladata a vasöntéssel kapcsolatos alapkutatások végzése, modern öntészeti eljárások alkalmazásának vizsgálata és bevezetése, a temperöntvény-gyártást is beleértve.

1959 végéig felmérte az ország formázóhomok lelőhelyeit, azok minőségét megvizsgálta, kidolgozta a lelőhelyek változó homokösszetételét kiküszöbölő egységes homoktípust, a héjformázás hazai alapjainak lerakásánál létrehozta az első hazai géptípust. Dokumentációs vizsgálatokat végzett szénsav vízűveges formázás alkalmazására, az öntöttvas szilárdsági tulajdonságainak javítására, módosított és gömbgrafitos öntöttvas alkalmazását kezdeményezte. Az autógyártási öntött anyag minőségi követelményeinek vizsgálatában és öntészeti vonatkozásainak tökéletesítésében sok javaslatot dolgozott ki. Szovjet tapasztalatok segítségével kidolgozott fekete temperöntvény gyártástechnológiáját, gázfázisú temperálást, s az ország temperöntödéiben tökéletesítette a gyártási, illetve a hőkezelési folyamatokat.

Kidolgozta bázisos bélésű kupolókemencék olvasztási technológiáját és javaslatára történt egy korszerű forrószeles kupolókemencének importja egyik hazai öntödében. Ennél az utóbbinál megfelelő ellenőrzéssel és hőmérlegek készítésével tökéletesítette az üzemi eljárást. Elvi technológiai kutatásai közül figyelemre méltó a formatöltés áramlástani vizsgálata.

Az osztály egy — különféle öntészeti felszereléssel ellátott — csarnokban és egy laboratóriumban végzi kutatásait, s berendezései közül kiemelendő a házilag készített gázfázisú temperáló elektromos kemence, amely például szolgált az ilyen típusú üzemi kemencék létesítésére.

Kutatásait az öntészet távlati fejlesztésének, az öntödei technológia javításának szellemében elvi metallurgiai és az üzemeket segítő korszerű tanácsadással végzi.

Sz. M.

GÖMBGRAFITOS HENGERMŰI HENGEREK

DR. KÖRÖS BÉLA és DR. VARGA FERENC

a műszaki tudományok kandidátusai

DK 621.771.07: 669.136.8

Az öntöttvasnak 10 évvel ezelőtt feltalált Mg-os kezelése után indokolt-nak látszott — a hazai és külföldi egyéb irányú gömbgrafitos kutatások eredményeit is hasznosítva — hengergyártás céljára kipróbálni. A szilárdság és kopásállóság jelentős megnövekedése, a magnézium erőteljes karbidképző és kéntelenítő hatása, a hengeröntvények viszonylag egyszerű öntéstechnológiája miatt az eljárással való kísérletezés biztatónak ígérkezett.

A kísérletezésnek közvetlenebb okai a hazai hengergyártás és ellátás terén fennálló nehézségek, tehát végeredményben hengerműveink igényei voltak. Mivel lángkemencénk 1955-ig nem volt, sok hengert kellett külföldről behoznunk; kupolóink méretei folytán a 12—15 t-nál nehezebbeket és olyan minőségűeket is, amilyenek kupolóban nem állíthatók elő.

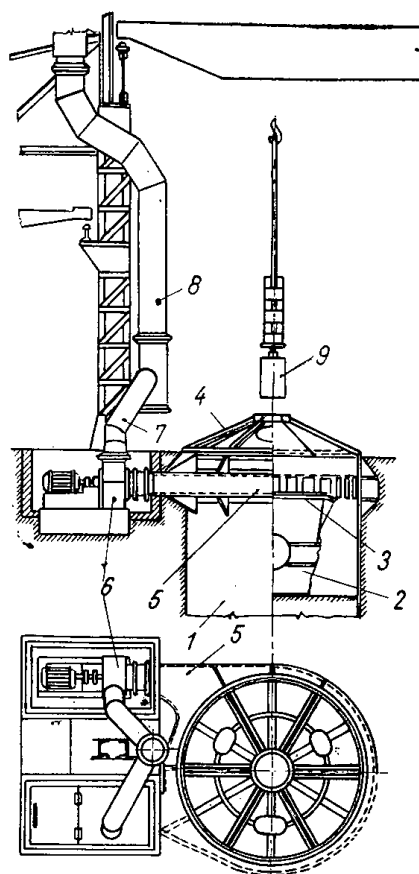
Ezek közül elsősorban a finomlemezhengereket kell kiemelni. De sok 5—600 kg-os gyors és drótsori hengert is (különösen a készállványokba) importáltunk.

Elsősorban a kéregöntésű lemezhengerek, valamint egyes kisebb kéreg-henger-fajták minőségének megjavítása céljából indultak el kísérleteink az 1962. év első felében. Ezek első évéről *Körös Béla* számolt be [1]. További kísérleteink több hengerfajtát illetően konkrét eredményekre vezettek, amíg más fajtákkal kapcsolatban feltártuk a gömbgrafitos minőségekkel elérhető lehetőségeket és problémákat. A nagyon jelentős számú vegyi, fizikai és metallográfiai vizsgálat a gömbgrafitos anyag ilyen jellegű alkalmazásával elérhető korlátozott lehetőségekről felvilágosítást nyújtott. Ezenkívül az üzemek által idáig nyújtott kopási, hengerfogyasztási adatokat is feldolgoztuk, amelyek végső fokon az új anyag használati lehetőségét hívatottak megvilá-gítani.

A) Általános technológiai irányelvek

A kiinduló probléma az volt, hogy kéregszorozatok, majd üzemi kísérletek útján megállapítsuk azt a kezdő összetételt, amely a magnéziummal kezelt hengereknek kívánt kéregvastagságát, illetve kéregmentességét biztosítja. A kéregszabályozás fő tényezője továbbra is a szilícium volt, de értékét a magnézium karbidképző hatása folytán általában kétszeresére kellett növelni.

1952. évi beszámolóink már valószínűsítette, hogy a kezdeti segéd-
ötvözetes, majd kombinált (segédötv. és eklektron) eljárásról a tiszta magné-
ziumos (elektronos) kezelésre célszerű áttérni. Ez így is történt, s ma már
két öntödében — ahol a kísérleteinkből kifejlődött gyártás rendszeres —
a jól megoldott védő és elszívó berendezés elkészülte óta zavaró körülmények
nincsenek. A berendezés két 10 000 m³/óra teljesítményű ventilátorral dol-
gozik (87. ábra) [2].



87. ábra. Védő- és elszívóberendezés

Utólagos beoltást kísérleteink folyamán egy ízben sem végeztünk. Ez a kérdés a nagy súlyú hengeröntvények vonatkozásában a Szovjetunióban is kísérletek tárgya volt. Amellett a kéreghengerek esetén nagyon kis Si-tartalmú, tehát rosszul olvadó és gyorsan hűlő minőségből kellene kiindulni, hogy a beoltás után is kellő kéregvastagsághoz jussunk. A kezdeti kísérletek I. szakaszából öntött néhány segédötvözetes darab jó szilárdsága a beoltás mellett szól, de kéreghengerek esetében ez nem döntő körülmény. A félkemény hengerek viszont nagy falvastagságuk és nagy Si-tartalmuk folytán beoltás nélkül is perlit-ferritesek lesznek.

Az eltelt évek folyamán kísérleteink két fő ágra oszlottak, kimondott kéreghengerekre és a kéregmentesekre. Az utóbbiak egyelőre a korábbi háromnegyed- és félkemény, valamint az ún. félacél minőséget helyettesítik. A kísérletek eredményeinek ismertetését eszerint két fő csoportra osztottuk. [3]

B) Kéreghengerek gyártása

A kísérletek, illetve gyártás

a) a hűtött hengerműi,

b) meleg és hűtött lemezhangerekre, valamint

c) egyéb nagy kéreghangerekre

terjedtek ki.

A továbbiakban külön tárgyaljuk a három alcsoportot.

a) *Hűtött finomhengerműi kéreghangerek.* Két hengeröntőnkben közel egy éven át kísérletileg folyt gyártásuk, ez alatt az idő alatt összesen kb. 700 db, nagyjából 0,6–1,0 t öntési súlyú hengert gyártottunk, főleg abroncs-, gyors- és drótsori sorok számára elektronos kezeléssel.

Amíg a segédötvözetes (kb. 22% magnézium, 45% szilícium, 10% réz) kezelés előtti összetétel azonos volt a normális kéreghangerekével, addig a tiszta elektronos kezeléskor a Si-tartalmat általában meg kellett kétszerezni, hogy beoltás nélkül is túlnyomóan perlitese hangereket nyerjünk, lehetőleg 25–30 mm kéreggel. A karbid a szövetben max. 20–30% volt, ami az ilyen kis hangerek esetén kellő kéregvastagsághoz általában megfelelő.

Az adagolt elektronmennyiségét eleinte a kezelési idő és a csapolt vas mennyisége, valamint a kéntartalom függvényében változtattuk. Amikor a rendszeres gyártás a maga 10–15 perces max. kezelési idejével kialakult, akkor már csak a kéntartalomra kellett tekintettel lennünk. A nagyobb hangerek gömbgrafitos szövetét 0,4% elektron adagolása is biztosította. Magnéziumfelesleg a karbidosságot fokozta.

Mindkét hengeröntőnkben a véganalízisnek legjobban megfelelő, valamelyik ott szokásos adagösszetétellel dolgoztunk (62. táblázat).

62. TÁBLÁZAT

I. Öntőde	II. Öntőde
15% martinnyersvas	10% hematit nyersvas
15% luxemburgi nyersvas	30% martinnyersvas
30% Griffin-hulladék	45% géptörődék
40% hengertörődék	15% acélhulladék

Az olvasztott vas összetételéről tájékoztat a két öntőnkben a 63. táblázat.

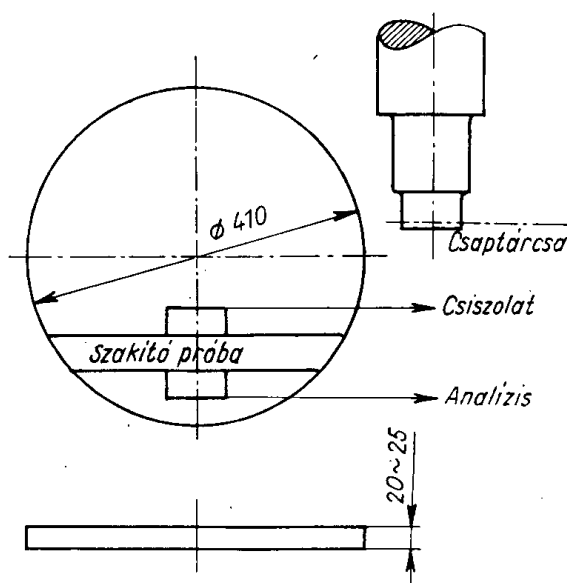
Rá kell mutatni arra, hogy általában a kezelés előtti elemzések a szokásos kéregpróbából, amíg a kezelés utániak a hangerek alsó kapcsolórózsájának tárcsa alakú toldatából készültek (88. ábra). Alkalmasabb mód a próbavételre nem kínálkozott, hiszen a legkisebb henger öntési súlya is felette volt 700 kg-nak, a legnagyobb félkemény minőségek a 12 t-t is elérték. A henger-test belső részének vizsgálatát csak a selejtes darabok tették lehetővé. Azért egyébként sikerült ezzel, a közvetett rózsából vett vizsgálati móddal is elegendő tájékozódást nyernünk a gyártott minőségről.

63. TÁBLÁZAT

Finomhengerek gg. minőségben (30—40 mm kéreg)

	A n y a g	Összes C%	Kötött C%	Si%	Mn%	P%	S%	Mg%
I. Öntöde	Közönséges henger	3,6	1,1	0,50	1,0	0,25	0,08	—
	Mg-os kezelés előtt	3,6	1,1	0,90	0,7—1,0	0,25	0,08	—
	Mg-os kezelés után	3,45	1,5	0,90	0,7—1,0	0,25	ny—0,2	0,04—0,12
II. Öntöde	Közönséges henger	3,4	1,3	0,70	0,6	0,20	0,10	—
	Mg-os kezelés előtt	3,2	1,0	1,3	0,8	0,20	0,12	—
	Mg-os kezelés után	3,0	1,6	1,3	0,8	0,20	ny—0,02	0,04—0,12

Az I. és II. öntöde hengereiről szerzett hengerműi eredmények nem voltak egymással összhangban. Helyesen szólva, amíg a II. hengermű már több éve havi részletes tájékoztatást nyújt a gömbgrafitos hengerekkel elért



88. ábra. Vizsgálati próbatest hengercsapból

eredményekről, addig az I. hengerműben ezt az adatszolgáltatást nem sikerült megszerveznünk, s így az odaszállított kb. 400 db gömbgrafitos hengerről inkább csak általános tájékoztatással kellett beérnünk. Ez a tájékoztatás a csapok kiváló kopás- és törésállóságát bizonyította, de a hengertest minőségében nem találtak változást, s így elsősorban a nagy hengerlési sebességgel

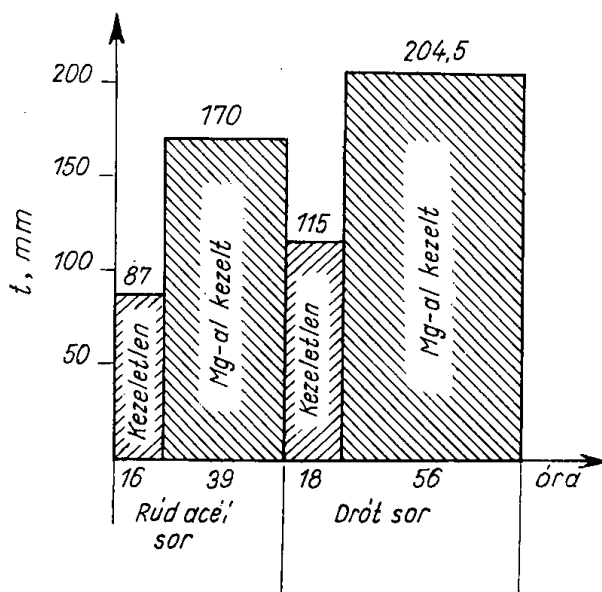
dolgozó gyors- és drótsori hengerekben találták őket előnyösnek. Amellett ez a hengermű jutott először gömbgrafitos hengerekhez és így a kezdeti gyártás nem nagyszámú sikertelen darabjai is idekerültek (lyukacsos, szívódásos darabok, emiatt gyors csaptörések stb.), amelyek eredményeit széleskörű adatfeljegyzések hiányában általánosították. Ezért be kellett érünk egész éves adatokkal, amelyek összefoglalóan valószínűsítették, hogy a két éven át folyt kísérleti gyártás nem volt eredménytelen. Az I. hengermű szerint a fajlagos fogyasztás ugyanis:

	1952. évben	1953. évben
az abroncssoron	2,39 kg/t	1,72 kg/t
a gyors-drótsoron	1,33 kg/t	1,15 kg/t

Az ilyen adatok természetesen csak sejtetik a javulást, hiszen a kísérleti hengereket a régebbiekkel vegyesen használták és a hengermű egyéb körülményei is változhattak.

Az 1954. évi eredményről reális kép még ennyire sem nyerhető, mert az I. öntöde más eljárásra tért át, s így a kétirányú kísérlet adatait nem lehetett szétválasztani. Tény, hogy további javulás mutatkozott.

A II. öntödében, a gyártott kis hengerek közül a II. hengerműből mintegy 100 darabról kaptunk adatokat, s emellett több évre terjedő összefoglalást is. Itt sikerült — bár nem nagy számban — régebbi közönséges hengerek



89. ábra. A finomhengerműi hengerek élettartalmának összehasonlítása

adataihoz is jutnunk, s eszerint általában kétszeres élettartamot mutattak ki rúd-, illetve drótsoron, amelyeken magnéziumos hengereink dolgoztak (89. ábra).

Természetesen az ún. javulás lehet viszonylagos is a közönséges minőségű hengerekkel szemben, amely utóbbiak vékony kérgét, lyukacsosságát

stb. már korábban kifogásolták. Az éves adatok a következők:

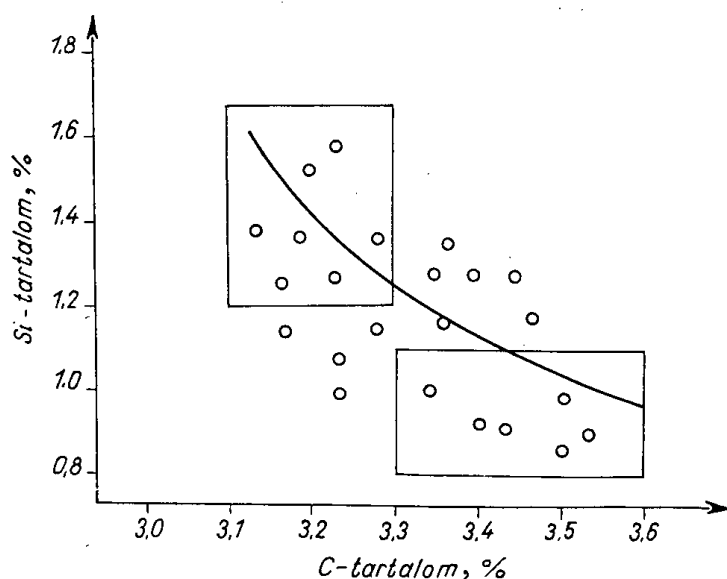
	1951	1953	1954
fogyasztás	5,53 kg/t	3,45 kg/t	2,93 kg/t

Itt is fenntartással kell ezeket a javuló adatokat megítélni, bár a 95 henger javulása, a hengerműnek a következő évben erősen csökkent rendelései, s a magnéziumos minőség további igénylése a kísérlet eredményessége mellett szólnak.

A II. öntödében a kisebb és közepes méretű magnéziumos hengerek gyártása a megfelelő védő- és elszívóberendezés elkészültével 1956 óta rendszeresen folyik, s a korábbi, nem magnéziumos kéregminőséget itt már nem gyártják. Az I. öntöde által gyártott kisebb és közepes kéreghengerek kevésbé kedvező üzemeredményeit öntéstechnikai hibáknak, nem kellő öntési hőfoknak stb. tulajdoníthatjuk.

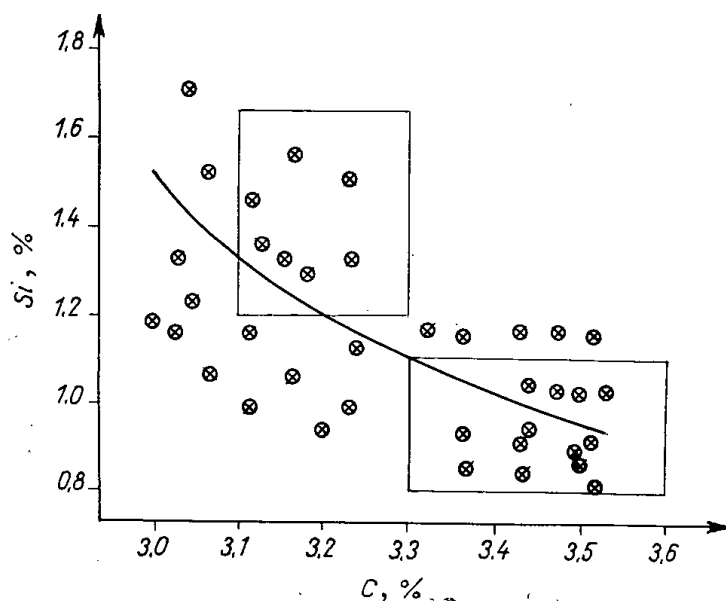
Ma már a II. öntödéhez tartozó hengermű számára, miután az öntöde védő- és elszívóberendezése a magnéziumos kezeléshez elkészült, a finom és durva hengermű kéreghengereit 8 t öntési súlyig kizárólag magnéziumos kezeléssel gyártják.

A hengerműi adatszolgáltatások és a jelzett csaptárcsákból végzett vegyelemzések adatai alapján megkíséreltük a II. öntödéből származó 114 db

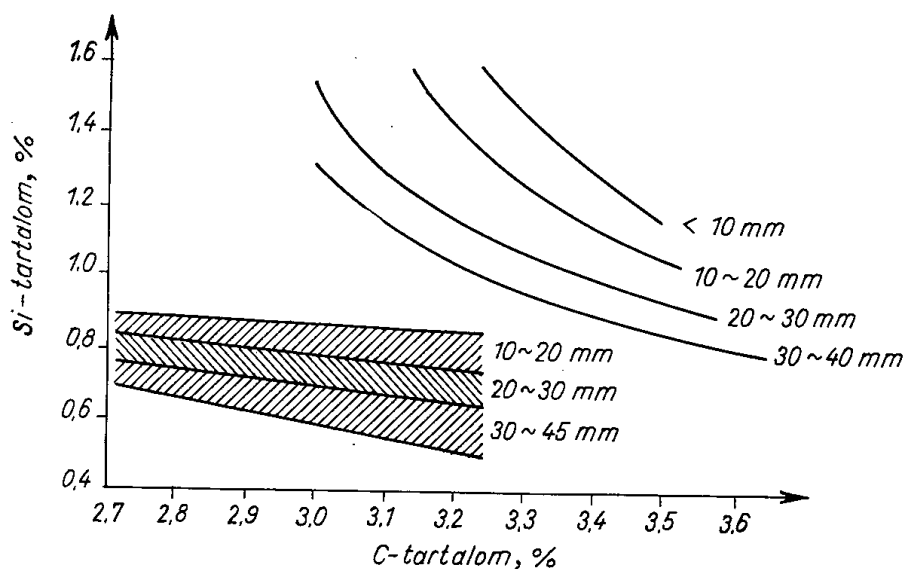


90. ábra. A 10—20 mm-es kéregmélység alakulása kis kéreghengereknél a karbon- és a szilícium-tartalom függvényében

henger kéregvastagsága, továbbá a C- és Si-tartalma között összefüggést találni. Igen erős szórást nyertünk (90. és 91. ábra), ezért a görbék csak hozzávetőlegesen voltak megszerkeszthetők. A görbéket összesítettük a 92 ábrán, amely a közönséges kéreghengerek kéregvastagsága és a C—Si-tartalma közti összefüggést is bemutatja Kőrös B. korábbi tanulmányai alapján. Az erős szórás fő okát a kéregvastagság-megállapítás nehézségeinek tulajdo-



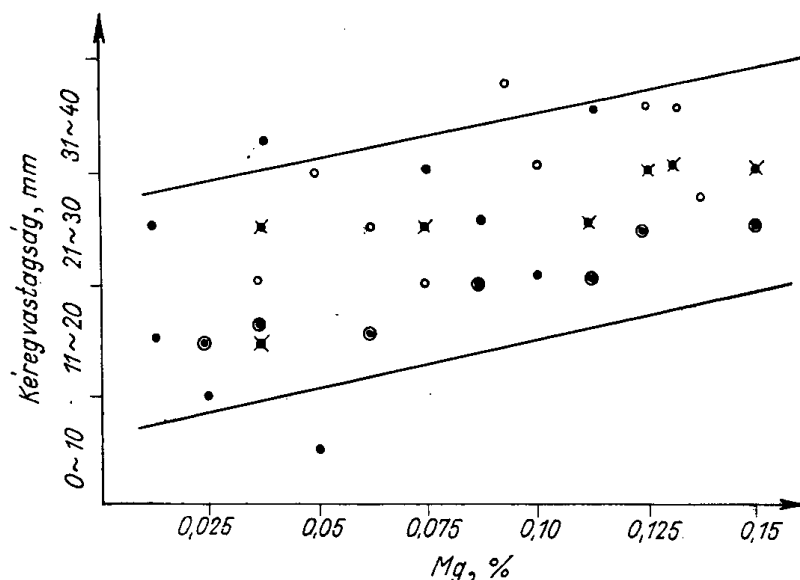
91. ábra. A 20—30 mm-es kéregmélység alakulása kis kéreghengereknél a karbon- és a szilícium-tartalom függvényében



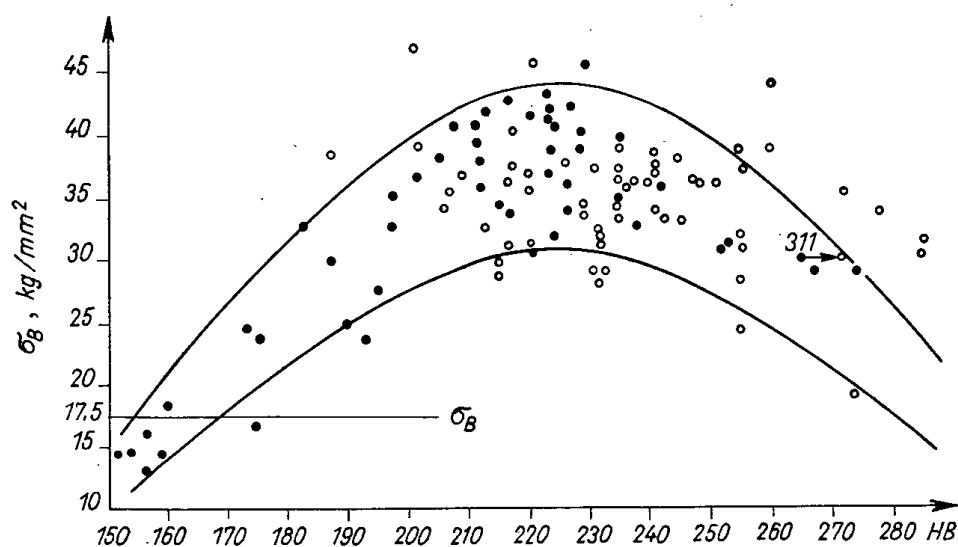
92. ábra. Összesített diagram a kéregmélységre

nítjuk. Amíg a közönséges (lemezes grafitos) kéreghengerek belső részének szürkés színe a kérges rész fehér és az átmeneti rész szürkésfehér színétől jól megkülönböztethető, addig a gömbgrafitos hengerek belső részének színe ezüstfehér. Az ezüstfehér szín akkor is megvan, ha a darab (a hengertest vagy a homokba formázott hengercsap) alapszövete teljesen perlitese, sőt perlitferritese.

Vizsgáltuk az elemzett magnézium és a kéregvastagság összefüggését. A szétszórt pontokat határoló egyenesek (93. ábra) a növekvő magnéziummal



93. ábra. Az elemzett magnézium és a kéregmélység közti összefüggés



94. ábra. Összefüggés a keménység és a szakítószilárdság között

alig emelkednek. A kéregvastagságnak, sőt eleinte a maradék magnézium meghatározásának nehézsége is bizonytalanná teszi az eredményeket.

Vizsgáltuk az említett 160–170 mm Ø-ű tárcsából vett szakítópróba σ_B értékének összefüggését a tárcsa (tehát nem a hengertest) keménységével (94. ábra). Ezzel főleg az volt a célunk, hogy a hengeröntőde számára a kezelés sikeres vagy sikertelen voltát a körülményesebb szakító- vagy mikroszkópi vizsgálatnál gyorsabban tudjuk megállapítani. Az összefüggés ismeretében a mikroszkópi vizsgálatokat is figyelembe véve — a gyártó öntődék számára — a 64. táblázatot állítottuk össze.

64. TÁBLÁZAT

Csaptárcsák HB, σ_B és szövetének összefüggése

HB kg/mm ²	σ_B , kg/mm ²	Várható szövet
160	12—15	lemezes grafit, ferrit, perlit
160—190	15—25	perlit (ferrit) átmenet csomós grafitba
190—220	25—35	perlit, csomós grafit, gg
220—260	30—44	perlit (10—15% karbid) gg
260 felett	30—38	teljes metszetben fokozatosan növekvő karbidosság és gg

Általában σ_B és HB közti összefüggés hengeranyagunk esetében $HB = 6 \cdot \sigma_B$ a nagy szilárdságú öntöttvasak $HB = 8,5 \sigma_B$ értékével szemben.

Vizsgáltuk a nyomó- (σ_V) és a szakítószilárdság σ_B közti összefüggést 95. ábra) is, amely megközelítően, a

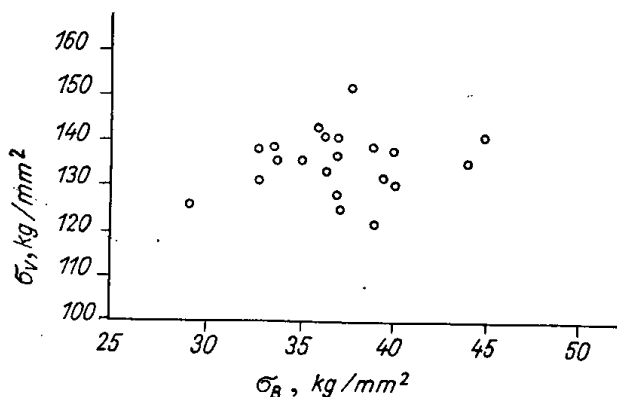
$$\sigma_V = 4 \cdot \sigma_B$$

egyenlettel jellemezhető, tehát a nagy szilárdságú öntöttvasakra megadott

$$\sigma_V = 3 \cdot \sigma_B\text{-től}$$

jelentősen eltér.

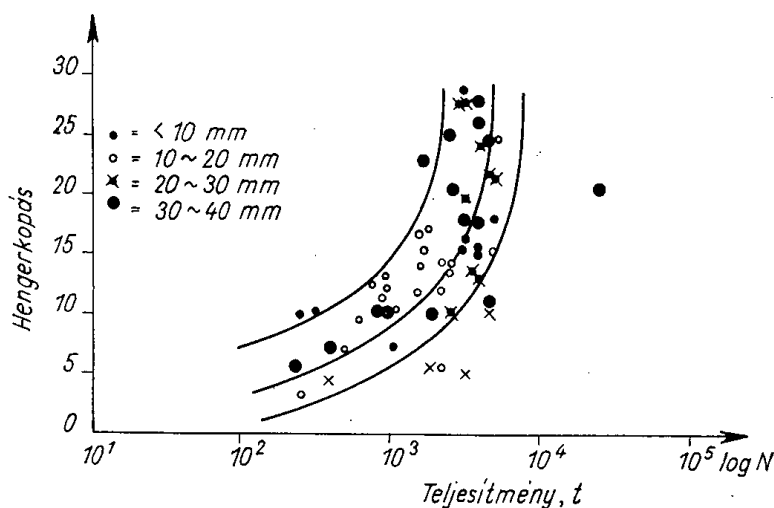
A hengerkopás és a teljesítmény összefüggéseit közel 90 db kishengeren mértük, amelyeket a II. öntöde gyártott és az ottani hengermű használt fel. Jobb áttekinthetőség céljából a teljesítményt logaritmikus léptékben vettük



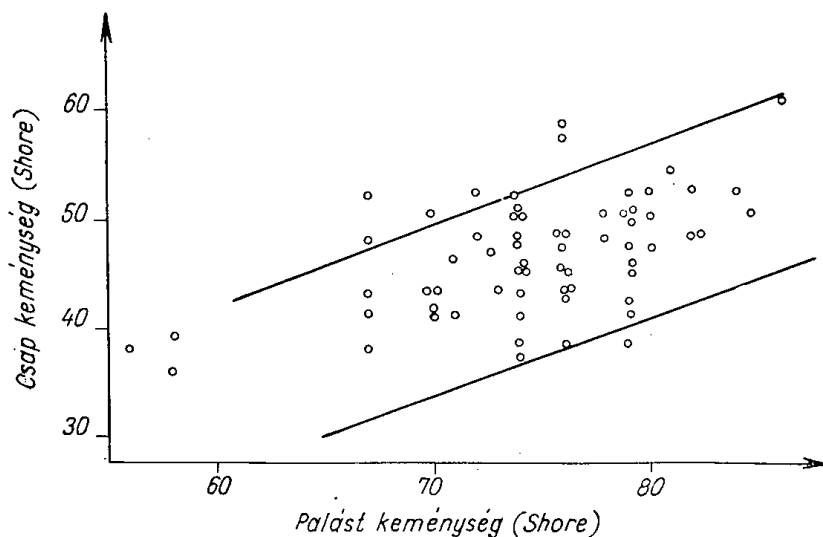
95. ábra. Összefüggés a szakító- és nyomószilárdság között

fel. Az összefüggés — mint várható volt — elég egyértelműen megmutatkozott, kivéve, amikor a hengereken mért kéregvastagságot is figyelembe vettük, ami kétségtelenül ismét a kéregvastagságmérés bizonytalanságát tükrözi (96. ábra).

A csapok és a hengertest keménységét Shore-ban mérték (Sch. Sch. készülék). Az összefüggést a 97. ábra mutatja. Bár a szórások nagyok, annyi megállapítható róla, hogy a henger csapok Shore-keménysége kb. 42, a hengertesteké 70—75.



96. ábra. Összefüggés a teljesítmény és a hengerkopás között



97. ábra. Kis kéreghengerek keménységviszonyai

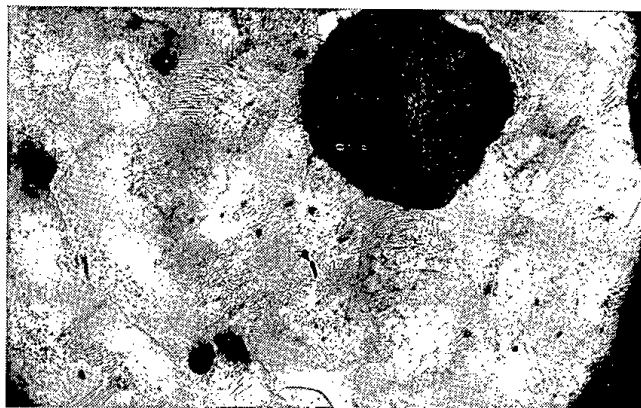
A közönséges minőségű és megfelelő vastag kérgű hengereknél a Shore-keménység a csapon 25%-kal, a testen 5—10%-kal nagyobb. A csapok szilárdsága és kopásállósága az I. hengerű szerint a hazai közönséges minőségűének kétszeresére nőtt, ami a kis hengerek magnéziumos kezelésének legnagyobb eredménye volt.

Néhány jellegzetes metallográfiai felvételt is bemutatunk, bár meg kell jegyeznünk, hogy a kezdeti nehézségek leküzdése után a gömbgrafit megvalósítása volt a legkisebb probléma. A kezelés előtti Si-tartalmat és a kezelési időt szem előtt tartó mennyiségű magnéziumadagolás (általában 0,4—0,5%), a kis hengerek gömbgrafitos minőségét a rendszeres gyártáskor mindig megvalósította. Már a legelső magnéziummal kezelt henger gömbgrafitos volt, amelyhez hasonlóan finom lemezes perlitet mutat számos későbbi gyártású

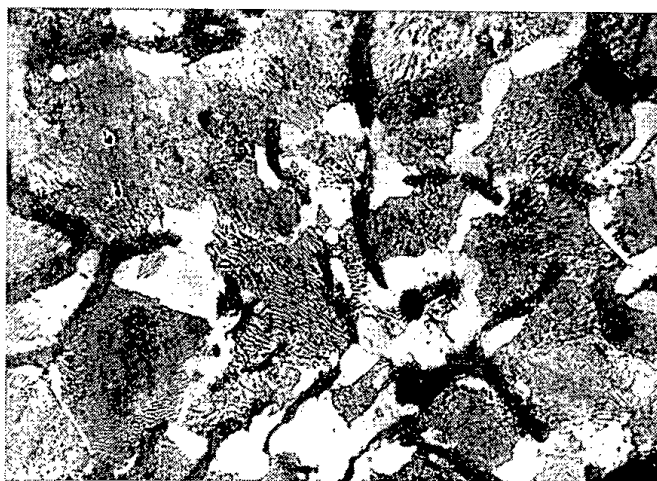
henger is (98. ábra). A grafitgömbök egyenletesek, gyakran soros elrendezésűek.

A sikertelen kezelés viszont durvább grafitot és kisebb σ_B -t eredményezett a közönséges jó minőségű hengereknél. [3]

Hasonlóan szép perlites szövetszerkezetű hengerek kerültek ki a II. öntödéből ($\sigma_B = 40,5$, sőt $48,5 \text{ kg/mm}^2$ is). A nagyobb érték a durvább



98. ábra. Kis kéreghenger szövetképe



99. ábra. Kis kéreghenger szövetképe

lemezeshoz tartozik. Karbidot tartalmazó hengerek már csak $31,4 \text{ kg/mm}^2$ -t adtak, egy kevésbé sikerült darab pl. $27,4 \text{ kg/mm}^2$ -t.

Ebben a csomós grafit ferritben található az $1,91\%$ -ra megnőtt Si folytán. Kéregvastagsága alig volt $8-10 \text{ mm}$ (99. ábra).

b) *Finomlemez kéreghengerek.* Kísérleteink legtöbb problémát adó, s ma is megoldatlan csoportja a finomlemezhangerek gyártása.

A legnehezebb feladatot közismerten minden hengeröntőde számára a finomlemez melegkéreghengerek jelentik. Ezeknek túlnyomó részét lemez-

hengerműveink külföldről szerzik be, s inkább csak a kéregmentes (félkemény) lemezelőnyújtók készülnek itthon. A készhengerek vízhűtés nélkül, esetleg levegőhűtéssel dolgoznak. A gyorsan hűlő finomlemez-csomagok a hengerek szilárdságát erősen próbára teszik. Ezért hengerműveink viszonylag vékony kérgű hengereket használnak, hogy ezáltal feszültségmentességüket biztosítva s a belső rész karbidosságát kerülve, idő előtti töréstől ne kelljen tartaniuk. A mindössze 10–20 milliméter kéreg előállítás a hengeröntödét igen nehéz feladat elé állítja, mert csak nagyon gondosan összeválogatott, jól ismert összetételű betétanyagokkal, faszenes nyersvasminőségek adagolásával, s amellet nagy gyakorlattal lehet ezt a kis kéregvastagságot biztosítani.

Az öt év óta folyó gyártás nagyjából hat kísérleti szakaszra osztható, amelyek folyamán összesen 70 db kísérleti hengert öntöttünk a III. öntödében, átlagosan 7 t öntési súlyban. A 65. táblázat nagy vonalaiban áttekintést nyújt az egyes szakaszokat jellemző adatokról. A táblázat elemzési értékei az illető szakaszra jellemző adatok. A készhengerlési teljesítmény is a lemez-hengerekre jellemző szám. Ez külföldi hengerekre 500–1300 óra (az összteljesítmény 30–80%-a). Az I. szakasz kísérletei segédötvözetes eljárással folytak. Az innen kikerült hengerek kitűnő csapminőségük (36–42 Shore) ellenére is aránylag rövid ideig dolgozták készhengerként, nagyobb részük a beépítés első hónapjában a testfelület „feldurvulása”, a grafitkipergés folytán csak előnyújtásra vált alkalmassá. Vékony kérget is látni véltünk. A hengerek adagösszeállítása általában végig a következő volt:

37,5% faszenes nyersvas,
40,0–50,0% hengertöredék,
22,5–12,5% saját visszatérő hulladék.

A faszenes nyersvas gyakran elmaradt, máskor Si-szegény nyersvassal volt helyettesíthető. Mg-os kezeléskor a faszenes nyersvas felhasználása nem volt mellőzhetetlen.

A II. szakaszban már hamarosan áttértünk az elektronos kezelésre, a Mg-t megnöveltük, mire csökkent a Si- és egyúttal a belső rész grafittartalma is. A hengerek nagyon gyorsan törtek, nem egy a beépítés első napjaiban, sőt órájában. Akadt azonban (máig fel nem derített okból) néhány henger, amelyek egészen kiváló élettartamot értek el, pl. az 59. sz., amely 1946 készhengerlési órával tűnt ki. A német „Concordia” hengerek átlaga 1440 óra.

Emellett a feldurvulások a legtöbb hengeren felléptek.

A III. szakaszban a magnéziumadagolást 0,65%-ról 0,45%-ra csökkentve, a foszfortartalmat melegrepedések elkerülésére megnövelve, az idő előtti törések úgyszólván teljesen megszűntek, de a feldurvulások továbbra is felléptek.

A IV–VI. szakasz az ún. kettősen kezelt hengerek gyártási időszaka, amelyet a magnéziumbevitel további csökkentése, s a hazai gyártású ferrobór, majd hazai alumíniumszegény ferrobór felhasználása jellemez.

Már a 65. táblázatból is látható, hogy a gyártási nehézségek nem a kéreghengerek szokásos hibaforrásaiból származtak. Ezt a táblázat is mutatja, hogy sikertelen öntés csak 12,5 darab volt (félig sikerültnek a kisebb méretre, de azonos célra átmunkált 5 db-ot tekintettük) és ezekből a gömb-

65. TÁBLÁZAT
Mg-os finomlemez meleg kéreghengerek kísérleti szakaszai

Szakasz		Ön- tött, db	Kezelés módja	Kész hengerirányanalízise								Nem sikeres önté- sű, db	Fő hibák hengertéskor	
szá- ma	éve			C _{gr}	Si	Mn	P	S _{max} kezelés		Mg	B			
								előtt	után		adagolt			
I	-1952	6	Mg—Cu—FeSi segédötv.	3,3	2,3	1,3	0,5	0,2	0,12	0,02	0,45	—	2	feldurulás
II	1953	26	Mg	3,3	1,8	0,95	0,5	0,15	0,12	0,02	0,65	—	4	feldurulás
III	1953— —1954	19	Mg	3,3	2,1	1,1	0,4	0,35	0,10	0,02	0,45	—	3,5	gyors törés
IV	1954	5	Mg+FeB	3,3	2,1	1,0	0,4	0,35	0,10	0,02	0,40	0,03—0,5	1	feldurulás
V	1954— —1955	7	Mg+Al szeg. Fe—B	3,3	2,0	1,15	0,4	0,30	0,10	0,02	0,36	0,05—	2	csökkenő feldurulás
VI	1956	7	Mg+Al szeg. Fe—B	3,5	1,9	1,20	0,4	0,35	0,10	0,01	0,35	0,05—	—	gyors törés

grafitos minőséget mindössze 4 darabban nem értük el. A jól gáztalanító Mg folytán lyukacsosság alig jelentkezett, bár az optimális csapolási hőmérséklet nem mindig volt biztosítható. Lemezes vagy lemezszerű (quasi flake) grafit is volt kezdetben. Keresztrepedés és hosszrepedés alig akadt, ritka szövetű csapok sohasem. Ezzel szemben eleinte gyors törési esetekkel egybekötve később már csak egyedüli, de súlyos hibaforrásként érvényesültek az ún. kipergések, feldurvulások.

A két fő hibajelenségről megállapítható, hogy lényegében mindkettő azonos okra, a gömbgrafitos kéregöntés sajátos kristályosodására vezethető vissza. Közülük elsősorban a törésekkel kívánunk foglalkozni. A csaptár-csákból vett próbákat 240 HB és 32–40 kg/mm² szakítószilárdság jellemzi. Ezek jó eredményeknek tekinthetők, ha a kéreghengerekre az irodalomban megadott $\sigma_B = 12\text{--}20$ kg/mm² eredményeket tekintjük.

A Shore-ra átszámított $\frac{\text{testkeménység}}{\text{magszilárdság}}$ viszony normális megleghengerekben középértékben

$$\begin{array}{l} \text{közönséges minőségénél} \\ \frac{HSh}{\sigma_B} = \frac{70}{17,5} = 4. \end{array}$$

$$\begin{array}{l} \text{gg. hengerek esetén} \\ \frac{HSh}{\sigma_B} = \frac{70}{35} = 2. \end{array}$$

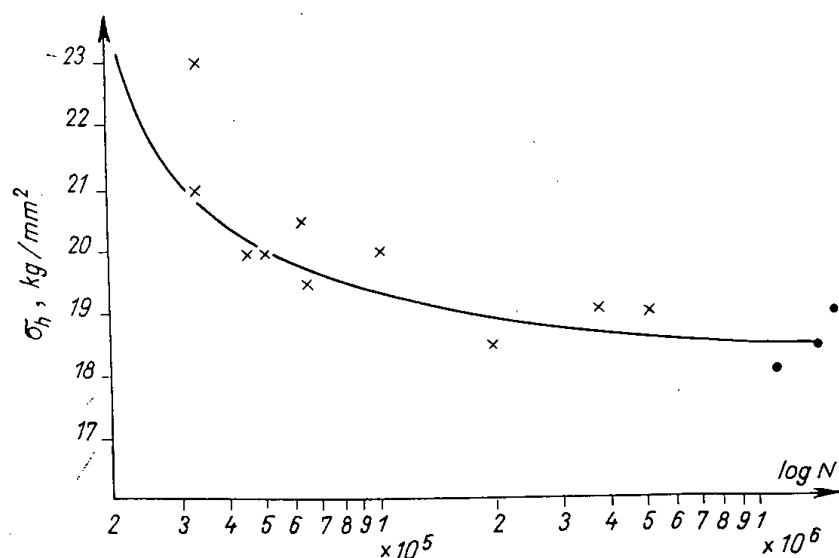
Nagyjából változatlan HSh mellett a szilárdság tehát kétszeres. Végeztünk két sorozat próbával fárasztó (forgó hajtógató) vizsgálatot is. A próbatesteket ugyancsak az alsó tárcsából vágtuk ki. Nagyon figyelemre méltó eredmények adódtak. A nagy szilárdságú módosított öntöttvas 14,5 kg/mm² értékével szemben 19,5–21,5 kg/mm² volt az eredmény. A szokásos $\sigma_V = 0,45 \cdot \sigma_B$ értékkel szemben 0,6 σ_B mutatkozik (100. ábra).

A tárcsákból vett szövetképek is nagyon jó perlites grafitos (101. ábra), némelykor kevés karbidot is tartalmazó szövetet adtak.

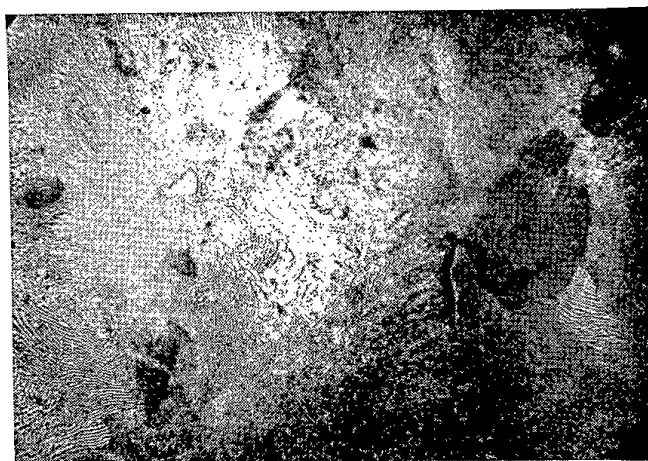
A grafitgömbök tényleges méretei általában a 0,2 mm-t is elérték, de nemegyszer még a 0,3 mm-t is. A gömbök a töretben szabad szemmel is jól láthatók.

Ezek után nem kis meglepetést okozott, hogy a hengerek közel 40%-a a beépítés után testben kettétört, bár a hengerlési nyomás legtöbbször a megengedett 20% alatt volt. A töret majdnem teljes metszetében ezüstös fehér volt, befelé némelykor világosszürke színű.

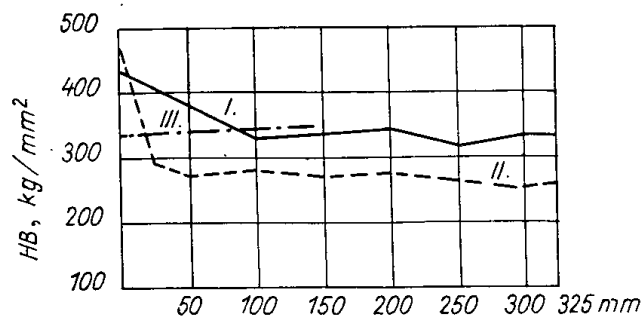
Az egyik ilyen törött hengertestből kimunkált tárcsát a felülettől a közepéig HB keménységre végigvizsgáltuk és a 102. ábrán látható I. görbe értékeit kaptuk. Összehasonlításként az ábra II. görbéje egy 15 mm, tehát jó kérgű, azonos átmérőjű, normális élettartamú hengertestből kivágott tárcsa HB értékeit mutatja. A henger belseje 90%-ban perlites volt, kevés karbiddal és bőséges steadittel (0,40% P-tartalom). Az ábrába berajzoltuk Peipersnek [4] egyes hengerfajták belső részének keménységi viszonyait bemutató diagramjából az „Adamite” és a „Phoenix” elnevezésű keresztül kérges minőségű hengerekre vonatkozó görbéjét (III). Ezek az utóbbi hengerfajták kisebb Cr- és Ni-tartalmúak, egyébként sajátos átmenetet képeznek az acél és az öntöttvas között. Kiváló kopás- és hőállóságúak, de



100. ábra. Fárasztó- (forgó hajtató) vizsgálat eredménye



101. ábra. A 100. ábra anyagának szövete

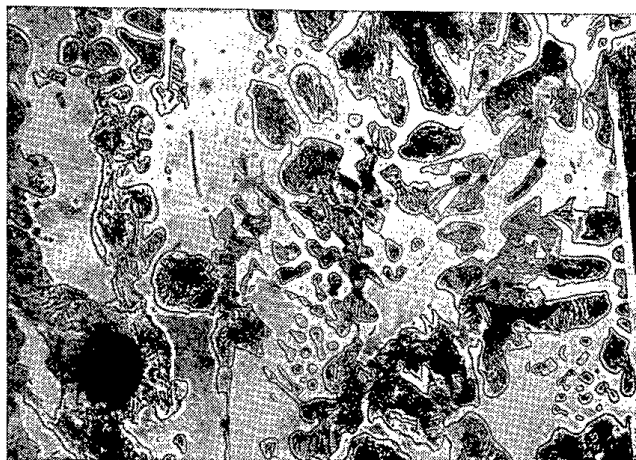


102. ábra. Hengertestből kimunkált tárcsa keménysége

szívósságuk kevés. Feltűnő a belső rész HB-értékeknek közeli azonossága a gömbgrafitos minőséggel.

Az ilyen törött hengerek testéből kimunkált tárcsa szövetviszonyairól a 103. ábra tájékoztat. Látható, hogy a karbidos jelleg a belső részig megvan, de a szélétől közepéig a ledeburitban gömbgrafit is van. Befelé a ledeburit perlitjének mennyisége növekszik.

Látható, hogy a szövet erősen ledeburitos-karbidos, s kézenfekvő volt az erősen karbidképző magnézium adagolását 0,40%-ra csökkenteni, egyébként a kezelés előtti összetételen nem sokat változtatva. A gyors törések általában csökkentek, bár éppen emiatt a belső rész szövetében a perlit feltételezett megnövekedéséről nem tudtunk meggyőződni.



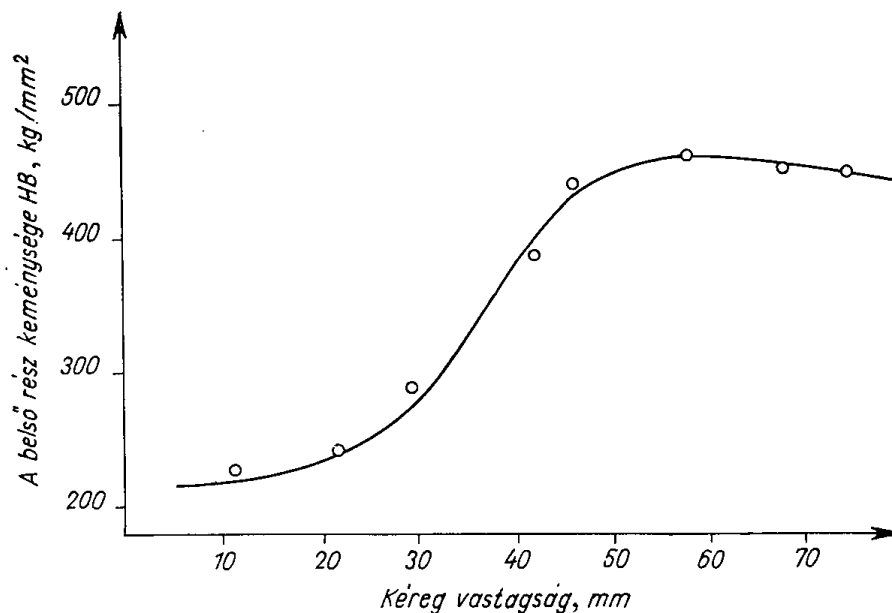
103. ábra. Henger külső szélének szöve

A kéreghengerek gyártásához olvasztott vas vegyi összetétele az öntöttvas-diagramok feles területének határára esik, s a szükséges Si csekély hiánya már fehér vagy feles szövetet eredményez. Helytelen ugyanis a kéreghenger szövetviszonyainak olyan elképzelése, hogy kisebb Si, tehát vastagabb kéreg esetén a belső rész továbbra is túlnyomóan szürke és perlites marad. Ha ez így volna, akkor nem utasítanák vissza pl. a finomlemez-hengerművek a vastag kérgű hengereket. A 104. ábra még régebbi feljegyzések alapján mutatja, hogy a 450 mm \varnothing középsori kéreghengerek belső részének HB-értéke 40–50 mm kéreg esetén mint növekszik meg ugrásszerűen, jelölül a szövet hirtelen karbidossá válásának.

A törés veszélyének kezdeti csökkenése után nyitott kérdésként marad a feldurvulás (kipergés) jelensége, amely a finom lemezek összetapadását és durva felületét okozta. Általában egy finomhengernek 140–160 óra állandó üzemet kell számottevő kipergés nélkül újabb átcsiszolásig kibírnia. Ennek a jelenségnek az okát a magnéziumos kezeléssel létrehozott karbidok (kéreg) közismert könnyű bomlékonyságával magyaráztuk, bár régebbi közlések alapján Poetter [5] is említi, hogy a hengerek belsejének hőmérséklete a 300–400°-ot ne lépje túl, különben primer duzzadási jelenséggént a vaskarbid bomlik. Mégis a közönséges kéregmeleghengerek kéregbomlásáról ritkán hallottunk.

A jelenség vizsgálatára magnéziumos és közönséges lemezhengerek kergéből kivágott darabkát 550° -on 72 órán át együtt izzítottuk. A tapasztalat szerint ez a hengerek legnagyobb üzemi hőmérséklete. A 105a, b és c ábra a közönséges minőségről, amíg a 106a, b és c ábrák a magnéziumos hengerekről készültek. Látható, hogy 72 óra után a gömbgrafitos minőség erősen grafitosodott, a közönséges alig változott.

E probléma megoldása céljából vetődött fel a ferrobórnak magnéziumos kísérleteinkhez való felhasználása. Kis kéreghengerek bórózásával — külföldi

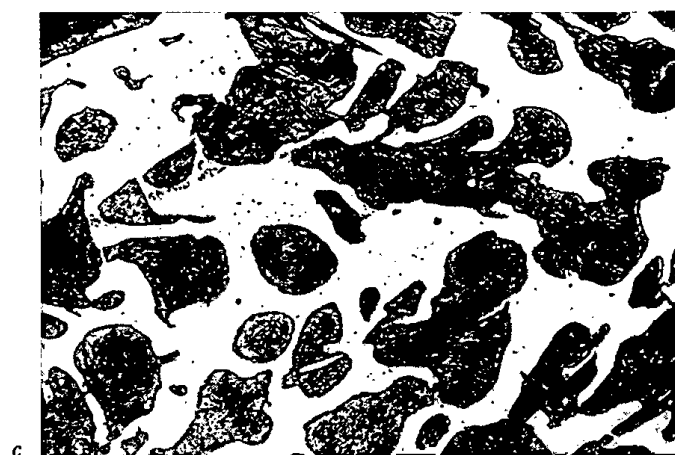
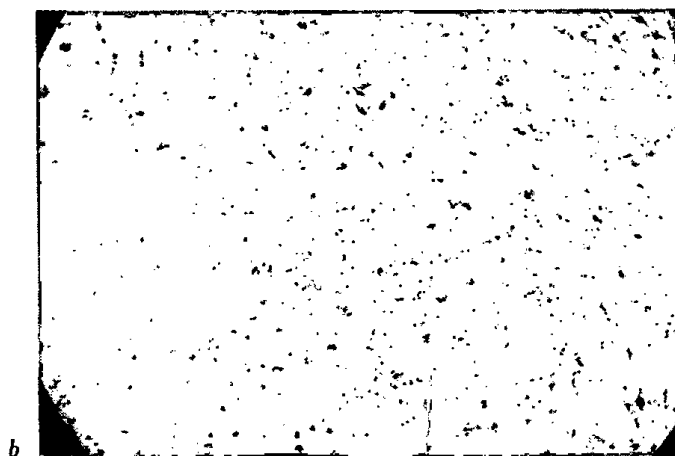
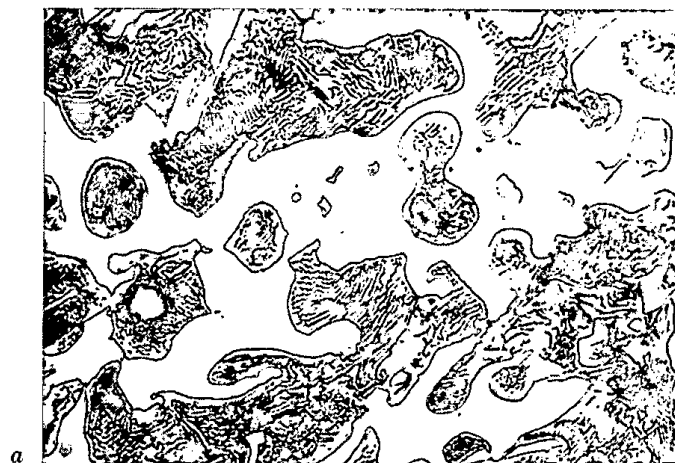


104. ábra. A keménység növekedése a hengertestben a kéregmélység növekedésével

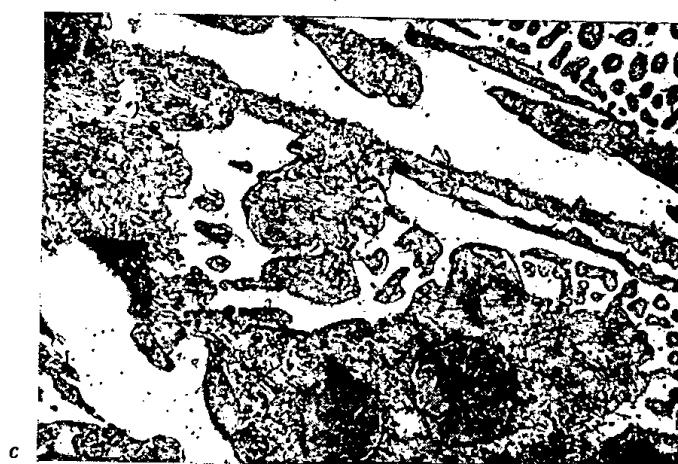
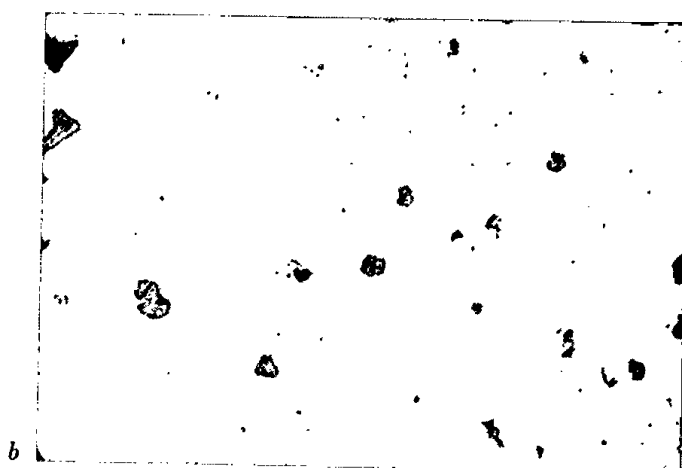
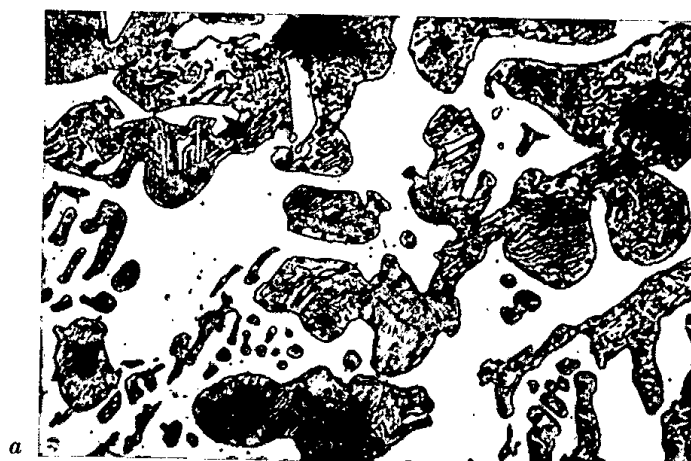
adatok alapján — hazánkban már 1952-ben kezdtek foglalkozni, s a kezdeti eredmények kedvezőknek látszottak. A ferrobór karbidképző és karbidstabilizáló hatását véltük előnyösnek.

A ferrobór karbidképző (107. ábra) és stabilizáló hatását több kéreg és hőkezelési sorozat igazolja. A kezdetben rendelkezésre álló Al-ban dús ($B = 5\%$, $Al = 10-15\%$) ferrobórral nem értünk el javulást, ami az Al erős grafitosító hatása folytán várható volt. Amikor sikerült $Al < B$ tartalmú ferrobórt nyerni, akkor a kéregstabilitás kipergésmentessége eleinte jól megvalósult. Egyelőre azonban az Al-szegény ferrobór gyártása sem teljesen megoldott kérdés. De az Al-szegény ferrobórral gyártott néhány hengerrel elért jó eredmény azzal kecsegtetett, hogy kísérleteink ebben a vonatkozásában is eredményesek lesznek. Ez azonban nem valósult meg.

Látható, hogy a „kéreg” fogalma a magnéziumos kezelésű kéregöntésben alapos revízióra szorul. Amíg a közönséges kéreghengert az ismert fehérfeles-szürke rétegek egymásutánja jellemzi, addig a gömbgrafitos kéreghengert az jellemzi, hogy gömbgrafit van a kéregben és karbid van a belső részben, ami egészen szokatlan anyagkeveredés.



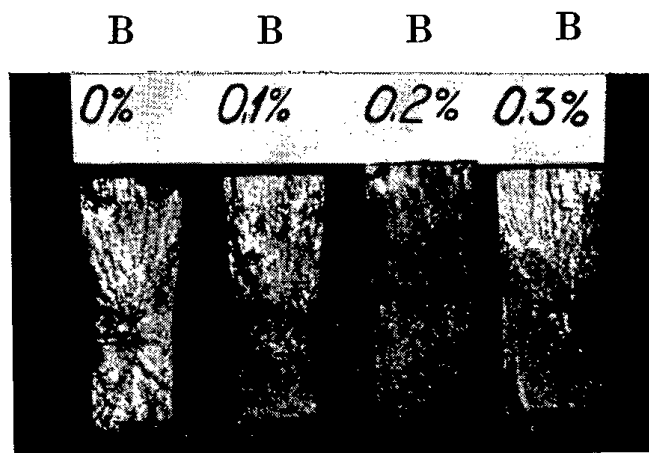
105. ábra. a) Közöséges henger izzítás előtt; — b) kismértékű grafitosodás az izzítás hatására;
— c) az izzítás utáni szövet



106. ábra. a) Gömbgrafitos henger szövete izzítás előtt; — b) grafitkép az izzítás után; —
c) szövetkép az izzítás után

Csak olyan nagy Si-tartalom esetén lehet tiszta perlites belső szövetet elérni, amikor már nincs kéreg. Ennek a problémának megoldását vártuk a Mg + ferrobór kezeléstől.

A várt javulás azonban nem következett be, a hengerek törése nem csappant. Ennek okát a két erős karbidképző (Mg és B) elem együttes adagolásának tulajdonítottuk, aminek hátrányos következménye feltehetőleg a Si-tartalom jelentős megnövelésével (1,4–1,8%) lett volna elkerülhető, de az előbb közöltek folytán ezekre a kísérletekre már nem került sor. Finomlemez-kéreghengereket gyárt a Diósgyőri 1955-ben létesített lángkemence. Meg kell említenünk, hogy sem Mg-ot, sem B-t nem adagolnak.



107. ábra. A ferrobór karbidstabilizáló hatása

Említésre méltó még, hogy a közönséges minőséghez hasonlóan, a nagyobb gömbgrafitos kéreghengerek P-tartalmát sem lehet tetszőlegesen kis értéken tartani. 0,2% P alatt már hajszálrepedések, egy-két esetben erős hosszrepedés lépett fel. 0,35%–0,4% P esetén (FeP adagolással) a repedésveszély azonnal megszűnt.

c) *Egyéb nagy kéreghengerek.* Ellátási bajok miatt a szándékoltnál hamarabb kellett a vízzel hűtött 7,5 t öntési súlyú kéreglemezengerek kísérleteire is rátérnünk. Mivel ezek a hengerek 150°-nál kisebb hőmérsékleten dolgoznak, az volt a feltevésünk, hogy a bórral való karbidstabilizálásra nem lesz szükség. Mindössze 12 db került használatba: az eddigi eredményeket a hengermű jóknak tartja. Idő előtti feldurvulás és anyagminőségre visszavezethető törés nem adódott. Ezeket a hengereket a meleghengerekével azonos adagösszeállítással és azonos kezelés előtti analízissel olvasztják.

A fentieken kívül 6–8 t öntési súlyú többféle durvahengertermű hűtött kéreghengerfajta (univerzál triólemez) kísérletei is folytak. A magnézium-adagolás és a vegyi összetétel az előbbi csoporttal egyezik. Ferrobórt nem adagoltak.

Formázástechnikai szempontból főleg a kéreghengerek öntési sebességének megnövelése és a szívódások elhárítása figyelemre méltó. A magnéziumos kezeléskor a megnövekedett felületi feszültségek folytán az öntöttvas folyé-

konyságából szemmel láthatóan veszített. A külföldön az 5—10 t súly közti hengereket már régóta 0,1—0,15 t/sec sebességgel öntik. Ezt a hengerek tisztasága érdekében mi is biztosítani kívántuk, ezért az álló beömlő (tölcsér) átmérőjét 80 mm-ről 100 mm-re növelve, a bevágás keresztmetszete közel 50%-kal nőtt. Ezáltal a kívánt öntési sebesség és palásttisztaság megvalósult. A hengerfelület tisztaságát a beömlőkre helyezett szűrőlemez is növelte. Növeltük a kisebb hengerek szívófejének átmérőjét, amelyek felső csapja nem volt mindig lunkermentes, tekintettel a hipoeutektikus gömbgrafitos anyag 7%-ot is elérő térfogatosságra.

C) Kéregmentes hengerek gyártása

Kísérleteinknek erről a szakaszáról rövidebben lehet beszámolni, mert itt a nagyobb, 5—12 t darabsúlyhoz már viszonylag rövidebb idő alatt megtaláltuk a megfelelő minőséget, és gyártásuk több éve rendszeresen folyik.

Nem mondható el ugyanez a finomhengerműi kisebb (0,4—0,7 t darabsúlyú) és a középsori (2,5—3 t darabsúlyú) félkemény hengerekre, amelyeknek grafitfoltosságát s ebből eredően lyukacsosságát és grafitkipergését részben a nem elég fejlett technológiában, részben a kis hőmérsékletű öntésben találtuk meg. Az 5—12 t súlyú hengerek ebben a tekintetben általában nem estek kifogás alá.

Mint már említettük, az ún. kéregmentes ötvözetlen hengerek egymáshoz összetételben közel eső négy minőséget ölelnek fel, amelyeket a 66. táblázatban foglaltunk össze. A táblázat utolsó sorában a magnéziumos minőség régebbi és újabb irányanalízise látható.

66. TÁBLÁZAT
Ötvözetlen, kéregmentes hengerek főbb fajtái

Sorszám	Minőség	C%	Zi%	Mn%	P%	S%, max	Mg%
1.	3/4 kemény	2,6—3,0	0,9 —1,2	0,8—1,2	0,25	0,1	—
2.	1/2 kemény	2,6—2,9	0,55—0,85	0,6—0,8	0,25	0,1	—
3.	acélpótló	2,2—2,6	1,3 —1,5	0,8—1,2	0,25	0,1	—
4.	homokba öntött	2,2—2,6	0,7 —1,3	0,6—1,0	0,3	0,1	—
5.	I. Mg-os minőség	3,2—3,4	2,0 —2,4	0,6—0,8	0,2	0,02	0,05—0,12
6.	II. Mg-os minőség	3,0—3,4	1,5 —1,8	0,4—0,6	0,3	0,02	0,05—0,12

Ezeknek a hengerfajtáknak (elnevezésük nem egységes) alapvető eltérésük a kéreghengerektől, hogy rajtuk megmunkálás után gyakorlatilag kéreg nincs, és ezért C-tartalmuk kisebb, Si-tartalmuk nagyobb. Ebből következik a kéreghengereknél jóval kisebb felületi keménységük és jóval nagyobb megszilárdulásuk, mert külső rétegük csak kis mélységig perlites-karbidos, ami befelé tiszta perlitbe megy át. Felhasználási területük nagyon széleskörű.

Félkemény hengerek tehát a 66. táblázatból láthatóan négyféle módon állíthatók elő, 1. ún. sima kokillába, a szokásosnál nagyobb Si-tartalmú minőség

(ezeket szokták $\frac{3}{4}$ kemény „mildhart” minőségnek is nevezni); 2. 15—20 mm agyaggal bélelt kokillába (ezeket szokták $\frac{1}{2}$ kemény minőségnek nevezni); 3. sima vagy bélelt kokillába viszonylag kis C-tartalommal (ezek csak láng-kemencében, esetleg szintetikusán előállítható 2,2—2,6% C-tartalmú darabok); 4. a legnagyobb szilárdságú minőség, amelyet acélpótlónak neveznek (homok, agyagformába), amelynek beöntött üregeit gyakran kokillázzák.

Kísérleteink szorosán véve az 1. minőségre irányultak, melyek a III. öntöde szokásos termékei. Hamarosan megmutatkozott azonban, hogy a gyártott Mg-os hengerek szilárdsága az acélpótló (vagy félacél) minőséget is eléri, és természetesen a 2. és 3. minőséggel is felveszi a versenyt.

A magnéziumos kezeléssel való előállításakor a feladat lényege tehát az volt, hogy ilyen kéregmentes, nagy szilárdságú minőséget állítsunk elő. Néhány sorozat kéregpróbán kívül a kísérlet ezek előállítására is nagyüzemben történt. Kezdetben tájékozódásul az I. öntödében, majd hamarosan a III. öntödében folytattuk kísérleteinket és 5 év óta folyik a finomsori, közép-sori és tartótriósori hengerek előállítása 12 t öntési súlyig.

A kéregmentességet a Si-tartalom növelésével biztosítottuk, de nem csökkentettük a C-tartalmat, mert több C keményebb, kopásállóbb minőséget ad, s a Mg-tól várható szilárdságnövelés nem kívánja meg a kis C %-ot, ami a szokásos gyártáskor a szilárdságnöveléshez szükséges volna. A kísérletek során megmutatkozott, hogy a megmunkálás utáni kéregmentesség — aminek biztosítását az előnagyolt hengertest 50—60 Shore-értékben (300—380 HB) találtuk meg —, csak olyan Si-tartalommal biztosítható, ami a csaptárcsában (és feltehetőleg a hengertest belsejében is) a perlit mellett kevés ferritben kristályosodó gömbgrafittal érhető el. Hogy a hengertest belsejében milyen mennyiségű ferrit legyen, azt ez idő szerint még nem tudjuk, mert a sikeresen kezelt hengerekből több éve csak néhány darab törött el, s így a belső rész vizsgálatára kevés lehetőség nyílt. Az említett csaptárcsákból vett szövetvizsgálati darabok a kis, a közepes és a nagy hengerekben növekvő mennyiségű ferritet mutattak, s így valószínű, hogy belsejük sem ferritmentes.

Hasznosnak látszik, ha a kisméretű 280—300 mm átmérőjű hengerek belseje a gyorsabb hűlés folytán túlnyomóan perlites lesz, amíg a 450—520 mm Ø középsori és 650—960 mm Ø tartó- és triósori hengerek belső része fokozatosan több ferritet is tartalmazhat.

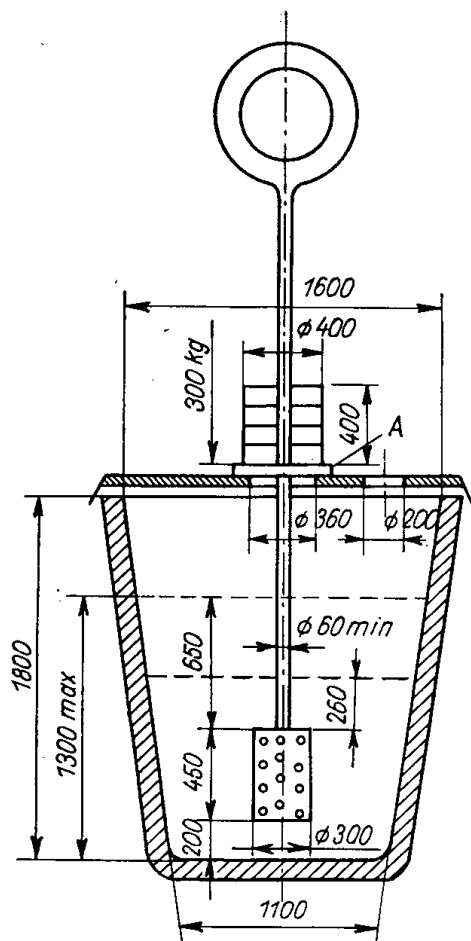
Az 66. táblázat 6. sorszámú minőségét főleg az utóbbi években vezettük be a kopásállóság fokozására, amit a ferrites alapszövet csökkenése indokolhatott s az előtérbe hozta a túlnyomóan perlites alapszövetet.

A kéregmentes hengereket egyébként 280—980 mm átmérővel gyártottuk, 0,4—12 t öntési súlyig.

Ha a hengerek tárcsatőretében nem volt ferrit, vagy csak igen kevés volt, akkor megmunkálás után több-kevesebb kéreg maradt. Elvileg az üregek egyenletes kopási viszonyai szempontjából a kérgesség nem tekinthető kívánatos állapotnak, bár a lemezhengereknél (b pont) előadottak szerint gömbgrafit esetén tiszta kéregről alig lehet szó.

A kísérletek és a gyártások általában elektronos kezeléssel történtek, utólagos beoltás nélkül. A legnagyobb kezelhető hengersúly 10 t volt, mert a heves reakcióból eredő vaskilóccsanás folytán a 14 tonnás üstbe 10 t-nál többet

nem volt tanácsos csapolni. Ezért a 10 t-nál nehezebb darabot úgy öntik, hogy a teljes mennyiséghez szükséges elektronmennyiséget 10 t-ba adják, s a hiányzó 2 t-t a hengeröntészetből ismert módon öntik egy segédcsatornán át a közös öntőfejbe. Hasonlóképpen járnak el a Szovjetunióban is, ahol azt tapasztalták, hogy a beoltásszerű vashozzáöntés folytán a hengerek felülete tisztább, salakmentesebb lesz.



108. ábra. 10 t folyékony vas kezeléséhez alkalmas berendezés

A kis és közepes hengerek kezelése — különösen eleinte — nem mindig sikeres, sőt a hengerek időnként annyira durva lemezes-grafitosak voltak, hogy selejtezni kellett őket. Az ok többnyire a harang nem kellő mélységű besüllyesztése volt. A 108. ábra a 10 tonnás üstre kidolgozott kezelési irányelvekről tájékoztat. A felhajtó erőt kellően kiegyenlíthető terhelő súlyokat, s a haragnak legalább 250 mm-re a vas felszíne alá süllyedését biztosítani kellett.

Még ezek után is adódtak elvétve meg nem magyarázható sikertelen kezelések. Ezek kis száma, de vegyelemzési felkészültségük folytán is nem gondolhattunk a Morrogh, majd Piaskowsky [6] által is vizsgált zavaró ele-

meknek (As, Bi, Sb, Te) a betétanyagokban, vagy a sikertelen hengerekben való vizsgálatára, de arra sem, hogy ugyancsak az általuk javasolt Ce-os előkezelést is bevezessük.

Figyelembe véve azt a már Gillemot [7] által is közölt megállapítást, hogy a hipereutektikus öntöttvas gömbgrafitos kezelése csak nagyobb magnéziumadagolással biztosítható, radikális megoldásként az elektront feleslegben adagoltuk, a kéreglemezhengerek 0,36—0,4% Mg-vel szemben 0,50—0,60% Mg-t. Úgy látjuk, azóta a sikertelen kezelések megszűntek. Hogy a hipereutektikus anyag miért kívánt több Mg-t, az a gömbgrafitos kristályosodás még magyarázatra váró problémáinak egyike.

Félkemény hengerekkel folytatott kísérleteinknek jelentős eredménye volt az a körülmény, hogy gyártásuk eleinte az acélműi kokillákhoz olvasztott vasból, tehát könnyen hozzáférhető elegyből történt.

Több éven át folyt a kéregmentes hengerek gyártása ebből a kokilla-adagból, de az utóbbi évek tapasztalatai folytán (durva grafitgömbök) indokoltnak láttuk egyelőre a kisebb és közepes hengerekhez gépöntési adagot venni, mindenesetre nem a korábbi nagy acéladagolást, hanem egy kisebb szilárdságú gépöntvényminőséget, amely nagyjából (ha nem nyerne Mg-os kezelést) öv. 22 minőségnek felel meg. Ilyen módon az adagösszetétel az alábbi:

Nem gömbgrafitos adag:

20% hematitnyersvas
25% hengertöredék
55% acélhulladék

Régi gg. adag:

30% hematit nyersvas H3
10% martin-nyersvas
60% kokillatöredék

Új gg. adag:

30% P-szegény öntészeti (I₂)
10% martin-nyersvas
15% acélhulladék
45% hengertöredék.

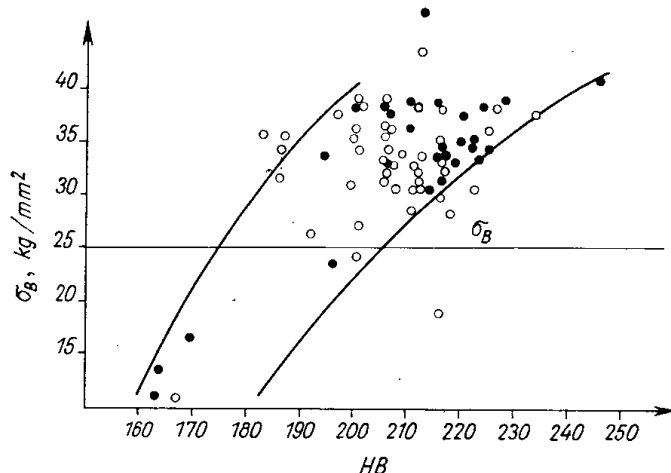
A félkemény hengerek analízise végül is ez idő szerint így alakul:

	C %	Si %	Mn %	P %	S _{max} %	Mg %
Finom és középsori	3,1	1,5—1,8	0,4—0,8	0,2—0,3	0,02	0,05—0,1
Tartó és triósori ...	3,5	1,2—1,5	0,6—1,0	0,15—0,2	0,02	0,05—0,1

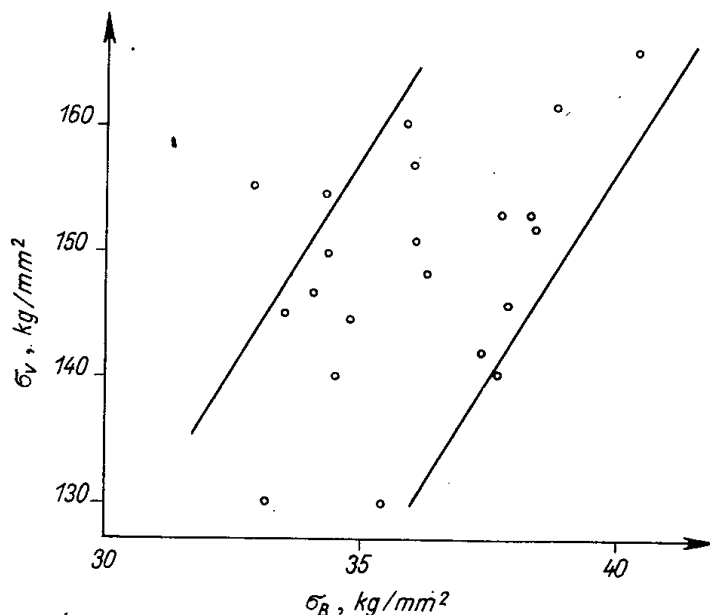
A hengerek és csapjaik kiváló kopás- és törésállósága mellett kismértékben fellépett egy zavaró jelenség, amit nem hagyhatunk említés nélkül. A hengerek mélyebb üregeiben általában több hetes üzem után lyukacsok mutatkoztak. Mivel a henger előnagyoláskor lyukacsmentes volt, a lyukacsokat csakis a grafitgömbök kipergésével magyarázhattuk.

Későbbi vizsgálataink a finomhengerműben arra a megállapításra vezettek, hogy ez a lyukacsosság nem kellő hőfokú kezelés és nem megfelelő centrigráló öntés következménye, s a hiba kiküszöbölése ebben az irányban történt.

A gömbgrafitos minőség valamivel rosszabb hővezető-képességére vezethető vissza az, hogy kezdetben néhány tartóhenger bordáján hajsza-



109. ábra. A szakítószilárdság és a keménység közti összefüggés kéregmentes hengereken



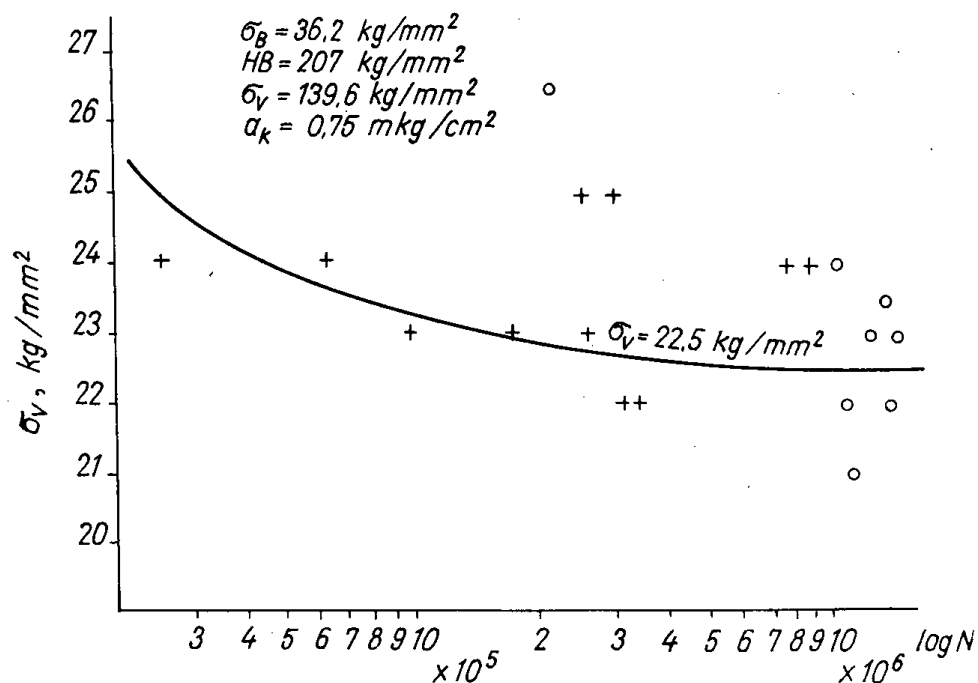
110. ábra. A kéregmentes hengerek szakító- és nyomószilárdságának összefüggése

repedések mutatkoztak. A hővezető-képesség növelésére néhány hengert 0,15% Al-mal ötvöztünk. Változást nem tapasztaltunk, de a hűtési viszonyok szakaszossá tételével a hengermű ezt a hibát hamarosan elhárította.

A 109. ábra a HB és a σ_B összefüggését mutatja, a félkemény hengerek csaptárcsaiban. A karbidosság teljes hiánya folytán a burkoló görbének a kéreghengerektől eltérően nincs meg a lefelé hajló ága, mert csökkenő mennyiségű ferrittel csak nőtt a szilárdság és a HB keménység. A ferrites minőség folytán 0,3–1,5% nyúlásértéket kaptunk a szakítópróbákon.

A szakító- és nyomószilárdság összefüggését a 110. ábra mutatja. A $\sigma_V = 4 \cdot \sigma_B$ összefüggés itt is megállapítható.

Két sorozat forgó-hajtogató tartósvizsgálatának Wöhler-görbéje még jobb eredményt mutatott a kéreglemezhengereknél. A σ_B kisebb értéke folytán a $\sigma_V = 0,7 \cdot \sigma_B$ összefüggés mutatkozik, ami a hengerek törésállóságát jól jellemzi (III. ábra). Az ütőmunka értéke azonban jóval $1,0 \text{ mkg/cm}^2$ alatt van (a félkemény hengerekben is!).



III. ábra. A kéregmentes hengerek anyagának forgó és hajtogató tartós szilárdsága

A félkemény hengerek élettartamának jellemzésére a 67. táblázat szolgál.

67. TÁBLÁZAT

Egyes trió- és tartósori idomhengerek összehasonlító adatai 1955-ből

Sor- szám	Hengerelt		Beépíté- sek száma	Üregkopás			Állapot	Gyártmány
	ó	t		mm ø	HB	t/mm		
209	24	228	2	160	206	—	eltörött	belföldi
86	22	178	4	150	216	—	eltörött	belföldi
221	50	667	5	110	220	—	eltörött	belföldi
50	170	2585	17	310	218	8,5	még hengerel	belföldi
89	90	1296	10	215	204	5,1	eltörött	belföldi
949	120	2026	11	270	204	7,5	még hengerel	belföldi
170	180	2610	16	360	285	7,3	eltörött	belföldi
930	140	2600	12	325	206	8,0	eltörött	külföldi
406	190	2522	14	300	198	8,4	még hengerel	külföldi
212	242	2707	19	386	174	7,0	méret alá kopva	Mg-os
2	242	2707	19	373	188	7,2	méret alá kopva	Mg-os
202	182	2447	24	304	188	8,0	még hengerel	Mg-os

Adatfeljegyzés hiányában kevés értéket sikerült a nem magnéziumos hengerekről szereznünk. Pontos hengerlésre már nem használható méretűvé ez ideig 4 db kopott. Mint látható, az üreg belsejében a HB-értékek némileg alacsonyabbak és a kopásviszonyok a (nem törött) bel- és külföldi hengerekkel nagyjából azonosak. Visszatérünk *Allison*nak arra a megállapítására, hogy a gömbgrafitos hengerek legfőbb előnye a törésállóság, a csapok kopásállósága, s ebben veszik fel a versenyt az ún. „félacél” minőségekkel is.

Az 1951. évi 14,15 kg, illetve 13,57 kg/t-ról a III. öntödében 1956. évre a trió- és tartósori hengerfogyasztás 9,67 kg/t-ra csökkent, amit kedvező értéknek tekintenek.

Ezen a helyen említendő, hogy kísérleteink vegyészeti osztályunknak is több új feladatot adott. Közülük a C-elemzéshez szükséges megbízható próbavétel külföldön is sokszor tárgyalt kérdés, a pontos Mg-elemzés, a csekély mennyiségű B-ötvöztetés kimutatása és a ferrobór elemzése érdemelnek első-sorban említést. Anyagvizsgálati osztályunk pedig a szokványos feladatok mellett a gömbgrafitos anyag metallográfiai előkészítő munkálataival végzett sok újszerű munkát.

D) Ötvözött hengerek gyártása

A Mg-os kezeléssel előállított hengereknél fellépő grafitfoltosság és lyukacsosság ellen ötvözéssel védekeztünk. Kísérleteinket az öntöde javaslatára két irányban folytattuk, és pedig:

- a) acélalapú Cr—Mo és
- b) öntöttvas alapú Mo és Cr-Ni-ötvöztetésű hengerek gyártásával.

Az acélalapú hengerekből 8 db középsori hengert öntöttünk (1959 dec.—1960 január), amelyek a hengermű teljes megelégedésére szolgáltak.

Az acélalapú ötvözött hengerek tartósságával kapcsolatban a hengerműi beépítések során megállapították, hogy amíg pl. a 650/340 méretű 42/25 Z acél készhengereként az öntöttvas alapú henger tartóssága 7,5 t/üreg, addig az acélalapú hengeré 20,8 t/üreg. Vagy például az 1300/520 méretű 50/38 U acél készhengerként az ötvöztetlen félkemény henger tartóssága 8,65 t/üreg, addig a Cr-Mo ötvöztetésű henger tartóssága 43—52 t/üreg.

A hengermű ezek alapján megállapította, hogy az acélalapú Cr-Mo-ötvöztetésű hengerek minden más eddigi ötvözött hengernél jobban beváltak mind kész előtti, mind készhengerként. Kopásuk egyenletesebb, üregtartósságuk a tisztítás során nem csökken, egy tisztításra kevesebb átmérőscsökkenés esik, a beépítések száma nő. Csak ezektől a hengerektől várható a hengermű szerint a hengerfogyasztás ütemezett csökkentése.

Öntöttvas alapú Mo-Mg-mal, illetve Ni-Cr-Mg-mal ötvözött hengerekből 1959-ben 27, 1960-ban 6 db-ot, összesen 33 db-ot öntöttek. Ezeknek sorsáról a következőket lehet megállapítani:

Az 1959-ben öntött 28 db hengerből

7 db (25%) nem került a hengerműbe, feltehetően selejtes lett,

68. TÁB

Sor- szám	Minőség	Öntés ideje	Méret	Összetétel %					
				C	Si	Mn	P	S	Mo
397	Mo—Mg	II. 24.	650/440	2,92 2,77	2,24 2,26	0,70 0,70	0,13 0,33	0,13 0,04	0,29
399	Mo—Mg	II. 24.	650/320	2,53 2,86	2,55 2,23	0,69 0,72	0,32 0,33	0,03 0,035	0,29
407	Mo—Mg	III. 10.	650/320	3,52 3,10	1,97 2,28	0,55 0,59	0,62 0,52	0,018 0,025	0,32 0,34
458	Cr—Ni—Mg	VI. 2.	650/320	3,34 3,20	1,83 1,88	0,73 0,76	0,25 0,25	0,02 0,09	— —
474	Cr—Ni—Mg	VI. 23.	650/340						
475	Cr—Ni—Mg	VI. 23.	650/340	3,35 3,31	2,08 1,88	0,80 0,86	0,28 0,27	0,13 0,097	
476	Cr—Ni—Mg	VI. 23.	650/320						
137	Mo—Mg	XII. 15.	1300/520	3,35	2,09	0,61	0,31	0,036	0,25
500	Mo—Mg	XII. 15.	1300/520	3,33	2,11	0,58	0,31	0,043	0,18

10 db (38%) a hengerműben megmunkálás közben selejt lett,
1 db (8%) nem került felhasználásra,
9 db (33%) megmunkálva, beépítésre került.

A kilenc beépítésre került henger gyártási és felhasználási adatait a 68. táblázat mutatja.

A tartóssági adatokat vizsgálva, nagyon figyelemre méltóak a 475. és 476. sorszámú hengerek, mivel tartósságuk közel 3,5-szer nagyobb, mint az ötvözetlen öntött vaslapú hengereké, és az első beépítés tartóssága eléri az ötvözött acélalapú hengerekét.

Figyelmet érdemel a 137. sorszámú sínacélkészítmény is, amelynek tartóssága majdnem 25%-kal jobb, mint az ötvözetlen öntöttvas alapúaké.

1960-ban mindössze 6 db Mo-Mg-mal ötvözött öntöttvas alapú hengert öntöttek. Ezekből 2 db nem került a hengerműbe (33%), 3 db-ot pedig még nem használtak fel. Az eddig beépített 503. sorszámú henger, amely az 1959-ben gyártott 137. sorszámúval (fentebb ismertetett) egyező, 25%-os többlet tartósságot adott.

LÁZAT

(tárcsából)			Tárcsa HB kg/mm ²	σ_B kg/mm ²	Felhasználás	Beépítés száma	Tartós- ság, t/úr	Ötvözet- len öv.	Acél, Cr 110
Ni	Cr	Mg							
—	—	0,06	300 306	25,5	45/25 Z acél hengerrése	8. beép. kiselejt.	7,6	7,5	20,8
—	—	0,06	288 234	31,4	45/25 Z acél hengerrése	1. beép.	8,2	7,5	20,3
—	—	0,27 0,04	331	34	40/20 U acél hengerrése	5. beép. 6. beép.	6,6 5,8	6,1	—
1,22 1,21	0,52 0,51	0,23 0,21	335 311	—	40/20 U acél hengerrése	2. beép.	12,0	12,7	—
1,58 1,26	0,47 0,45	— 0,12	354 335		29/24 abroncs hengerrése	3. beép.	7,6	7,0	37,0— —42,0
			335 335		40/40 szögacél hengerrése	1. beép.	37,42		
						10. beép.	23,0	6,9	
	0,04	0,08	261		8 kg-os sínacél készheng.	2. beép.	49,8	40,5	
	0,05	0,08	267		50/50 alsó henger	7. beép.	22,1	20— —30	—

E) A hengerkísérletek összefoglalása

Összefoglalva kísérleteink eredményeit, a következőket állapíthatjuk meg:

1. Finomhengerművek hűtött kéreghengereihez max. 40 mm kéregvastagságig a Mg-os kezelés jól beválk. Elsősorban a csapok kopásállóságát növeli, de kellő összetétel esetén a hengertest minőségét is javítja.

2. Nagybbrméretű hűtött kéreghengerekhez (triólemez, finomlemez stb.) a gömbgrafitképződéshez szükséges adagolás alsó határán tartott Mg ugyan-csak sikeres eredményeket adott.

3. Finomlemez melegkéreghengerek kísérletei nem vezettek eredményre, mert a hengereket nem sikerült Mg + B ötvözéssel sem kellően törésálló minőségben előállítani, ami a két elem együttes karbidképző hatásával magyarázható. Ennek a hengertípusnak Mg-os kísérletei külföldön sem sikeresek.

4. Kéregmentes hengerek, főleg fél és háromnegyed kemény és ún. acélpótló külföldi hengerek bármilyen méretéhez Mg-os kezelés kellő adag-összeállítással és gondos öntészeti technológiával jól beválk, s a hengerműi

kísérletek további feladata lehet annak megállapítása, hogy ötvözött, homokba öntött fajták is helyettesíthetők-e a Mg-os minőséggel.

5. A Mg-os kezelés eredményei alapján hazai vonatkozásban a lángkemencéből való hengergyártás jelentősége csökken ugyan, de lángkemencére nagyméretű hengerekhez és kokillákhoz való nyersvas frissítésére továbbra is szükség lesz.

I R O D A L O M

1. Kőrös Béla: Gg. kéreghengerek gyártásának 1952. évi hazai kísérletei. Öntöde, 1953 ápr. és május. Acta Technica, 1954. i. k. 1—2.
2. Bella Gyula: Védő és elszívó berendezés nagyméretű gg. hengerek gyártásához. Öntöde, 1955 márc.
3. Kőrös Béla: Freiburger Forschungshefte B. 11. 1956. 2. Giessereitagung, S. 80—108. Eisenforschungs-Institut Schlussbericht: Walzwerkswalzen, 1961.
4. Peipers, E.: Die Herstellung von G. E. Walzen. St. u. Eisen 1931. 345. o.
5. Poetter, H.: Hartguss und Walzenguss, 1953. VEB Verlag-Technik, 10. o.
6. Piaskowsky, J.: Badania nad wpływem domieszek utrudniających krystalizację grafitu stb. Prace Inst. Odlewnictwa, 1954. I. sz. 143—150. o.
7. Gillemot L.: Öntöde, 1950. márc. 49. o. 1952/3. febr. 25—35. o.
8. Allison, F. H.—Peterson, C. E.: Modern manufacture of rolls J. J. St. Engineer, 1954 dec. 68—77. o.

FEKETETÖRETŰ TEMPERÖNTVÉNYGYÁRTÁSSAL KAPCSOLATOS KÍSÉRLETEK

CHAPÓ ELEK

DK 669.136.8

Gépiparunk rohamos fejlődése a csak kisebb mértékben fejlesztett öntődéink kapacitását majdnem teljesen kimeríti. A mezőgazdasági gépgyártás és a járműipar gyors fejlődése viszont szükségessé teszi a mennyiségi- leg és minőségileg ki nem elégítő temperöntvénygyártás növelését.

Öntődéink kizárólag fehértöretű temperöntvényeket állítanak elő. A túl hosszú, 160—220 órás temperálást elavult, szén- vagy generátorgáz tüzelésű kamrás kemencékben végzik.

A fehértöretű temperöntvények, illetve ezek hosszú és túl költséges hőkezelésének csökkentésére egyes öntődéink már régebben próbálkoztak kupolából öntött, de lényegesen rövidebb temperálási időt igénylő feketetöretű temperöntvényeket előállítani. [1, 2] Ezek a rendszertelenül végzett kísérletek nem vezettek eredményre, mert nem tisztázták azokat a feltételeket, amelyek betartásával a feketetöretű temperöntvényeket kupolából elő lehet állítani.

A hőkezelési idő meghatározása

A kupolából öntött feketetöretű temperöntvények minimális lágyítási idejének és szilárdsági értékeinek meghatározására különböző, az alábbiakban ismertetett lágyítási kísérleteket végeztünk.

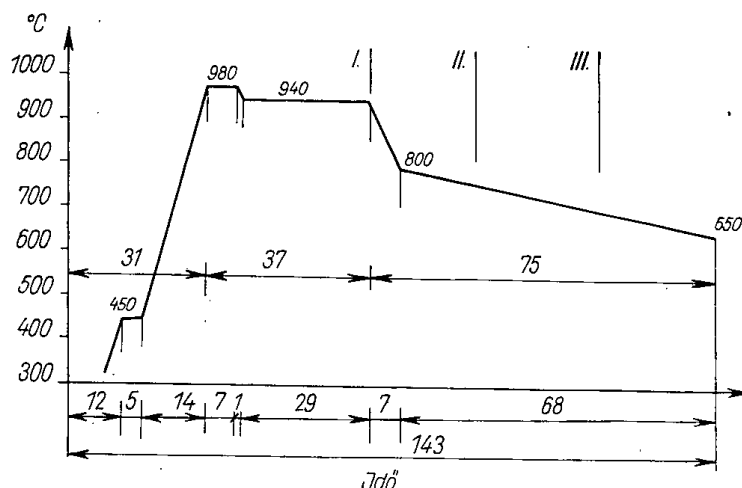
A lágyítási kísérletekben felhasznált öntvények és szabványos méretű próbapálcák vegyi összetétele általában a feketetöretű tempervasanyagra előírt határok között mozgott.

A hőkezeléseket elektromos fűtésű laboratóriumi kemencében végeztük. A próbatesteket dobozba, koksztára közé ágyazva csomagoltuk, majd a dobozt agyaggal légmentesen elzártuk. A lágyítási folyamatot ellenőrző próbadarabokat viszont agyagba burkolva helyeztük a kemencébe. Összesen 8 hőkezelési kísérletet végeztünk, amikor is a hőkezelés idejét folyamatosan csökkentettük.

Az 1. kísérletben az első (I) agyagba csomagolt próbát — a 940 C°-on való hőntartás végén — 68 óra után vettük ki a kemencéből. A cementitbomlás teljes volt. A II. próbát további 24 óra után vettük ki, és mivel a perlitbontás

is teljes volt, a hőkezelést további két óra múlva beszüntettük. Mivel a dobozban levő öntvények még perlitesek voltak, így azokat ismét becsomagoltuk és a 850 C°-ra felfűtött kemencében 62 órán át tovább hőkezeltük. A hőkezelés hasznos ideje 143 óra volt. (112. ábra) A hőkezelés jónak bizonyult, mivel az öntvények feketetöretűek és perlitmentesek voltak.

A 2. kísérletben célunk a lágyítási idő csökkentése volt. Az 51 óra után kivett I próba még cementites, amíg a 9 órával később kivett II próba már cementitmentes volt. A további 8 óra után, 760 C°-nál kivett próbában a perlitbomlás már megindult. A IV próba (116 óra után) már teljesen perlit-



112. ábra. 143 órás lágyítás hővezetése

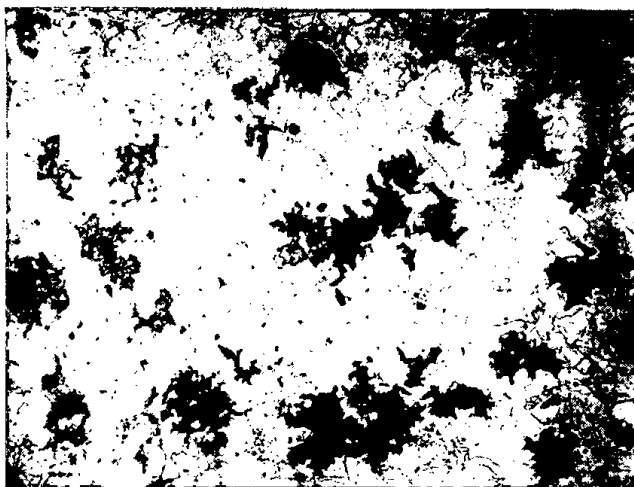
mentes volt. A teljes hőkezelés (24 óra felfűtés, 36 óra hőntartás, 63 óra lassú lehűlés) 123 óráig tartott. A kísérleti anyag összetételét és szilárdsági eredményeit a 69. táblázatban foglaltuk össze. Szövegetüket a 113., a 114. és a 115. ábrák mutatják.

A 3. kísérletben a lágyítási időt tovább csökkentettük. Célunk még a szilárdsági értékek növelése volt, amit részben az I. cementitbontó szakasz

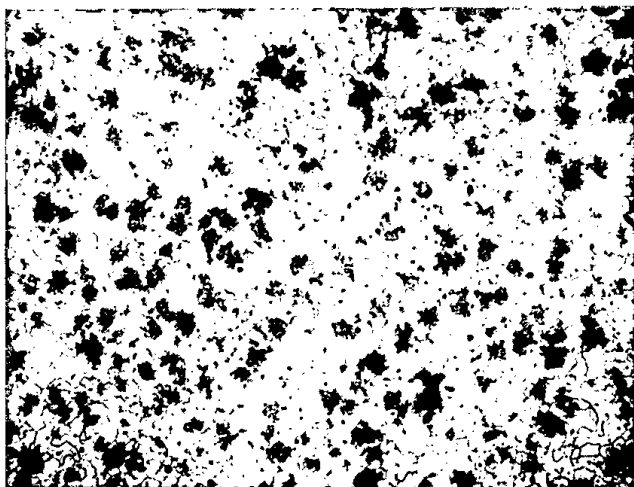
69. TÁBLÁZAT

	C%	Si%	(C+Si) %	Mn%	S%	Mn/S	σ_B , kg/mm ²	δ_2 , %
I. üzem. Indukciós kemencéből öntött anyag (113. ábra)	2,25	1,16	3,41	0,41	0,04	10,2	34,2 37,2 32,7	8,8 7,2 8,75
II. üzem. Kúpolóból öntött anyag (114. ábra)	2,55	1,68	4,23	0,66	0,28	2,35	37,2 36,8 38,2	9,5 7,7 8,7
Intézeti kúpolóból öntött T. 3. jelű anyag (115. ábra)	2,22	1,35	3,57	0,37	0,19	1,95	33,8 36,8	7,7 10,2

hőfokának 940-ről 950 C°-ra való növelésével és részben a II. perlitbontó szakasznak változtatásával kívántunk elérni, ami abból állott, hogy a kemence hőmérsékletét a következőképpen szabályoztuk: hőmérséklet-csökkentés 950°-ról 800°-ra 5 óra, hőtartás 800°-on 5 óra, csökkentés 740°-ra 10 óra,



113. ábra. Indukciós kemencéből öntött feketetörötű temperöntvény szövete 100×



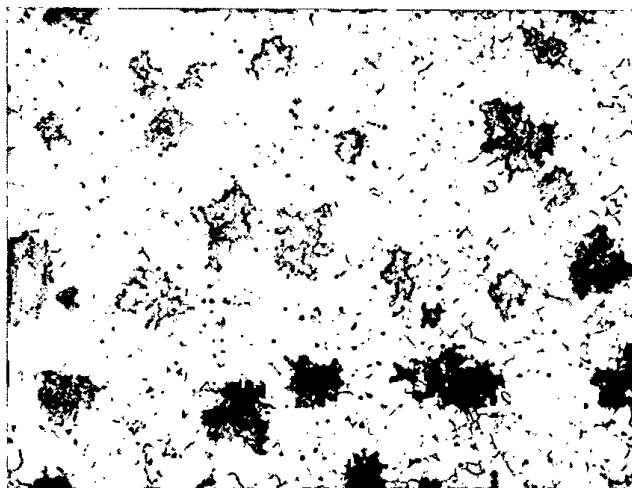
114. ábra. Üzemi kupolából öntött feketetörötű temperöntvény szövete 100×

hőtartás 740°-on 10 óra, csökkentés 720°-ra 10 óra, hőtartás 720°-on 10 óra, csökkentés 700°-ra 3 óra. A közben kivett próbák 48, illetve 52 óra után tiszta perlitesek voltak. A 60 óra után, 800°-on kivett próba már majdnem teljesen perlitmentes volt, amíg 95 óra után 720 C°-on kivett már perlitmentes volt. A temperálást még 8 órán át folytattuk és 700 C°-on beszüntettük. Ez a hőkezelés 103 órán át tartott, amely 27 óra felfűtésből, 23 óra hőtartásból és 53 óra lassú hűlésből tevődött össze.

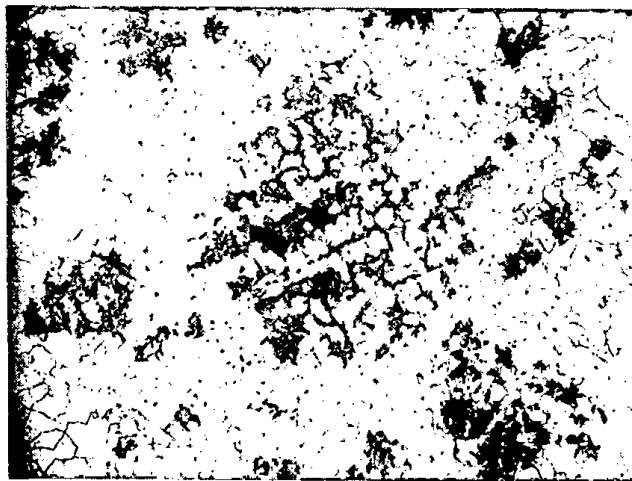
A próbaanyag összetételét és szilárdsági értékeit a 70. táblázatban tüntettük fel. A T5 jelű anyag szövetében (116. ábra) lemezes grafitot találtunk, ami a nyúláscsökkenést megmagyarázza.

70. TÁBLÁZAT

	C%	Si%	(C+Si) %	Mn%	S%	Mn/S	σ_B , kg/mm ²	δ_3 , %
II. üzem. Kúpólóból öntött anyag	2,55	1,68	4,23	0,66	0,28	2,35	41,8	9,75
Intézeti kúpólóból öntött anyag,	2,22	1,35	3,57	0,37	0,19	1,95	45,9	9,75
T. 3. jelű, T. 5. jelű (116. ábra)	2,70	1,54	4,24	0,77	0,21	3,66	39,0	9,2
							31,4	2,8



115. ábra. Intézeti kúpólóból öntött feketetörötű temperöntvény szöve (T. 3.) 100×

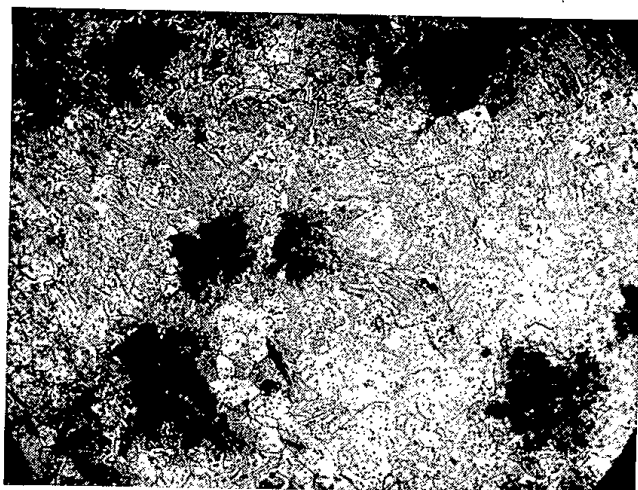


116. ábra. Intézeti kúpólóból öntött feketetörötű temperöntvény szöve (T. 5.) 100×

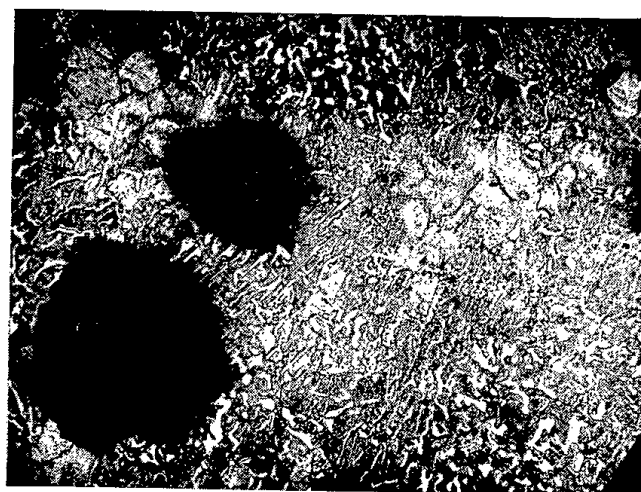
A 4. kísérlet ideje 98 óra volt, amely 27 óra felfűtésből, 18 óra hőntartásból és 53 óra lassú hűlésből állt. A próbapálcák közül több — a helytelen összetétel miatt — fehértöretű volt. A pálcák jellemzői a 71. táblázatban láthatók, szövetszerkezetüket pedig a 117., a 118. és a 119. ábrák mutatják.

71. TÁBLÁZAT

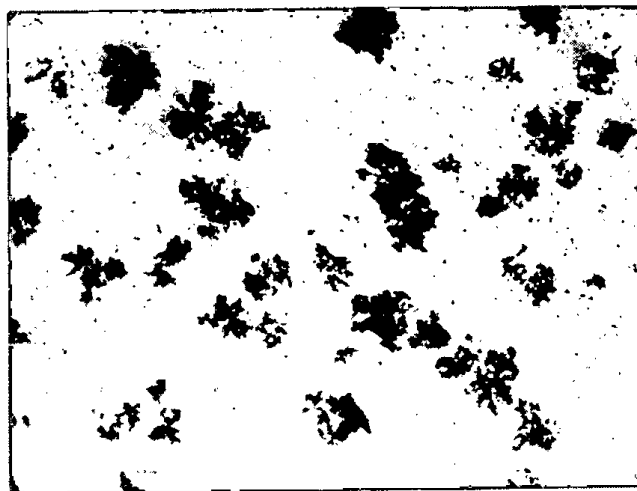
	C%	Si%	C+Si%	Mn%	S%	Mn/S	σ_B , kg/mm ²	δ_5 , %
Intézeti kupolából öntött anyagok								
T. 18. jelű (117. ábra)	2,16	1,35	3,51	0,38	0,17	2,25	43,2	—
T. 19. jelű (118. ábra)	2,39	0,66	3,05	0,17	0,14	1,22	52,0	4,5
T. 20. jelű (119. ábra)	2,60	0,97	3,57	0,21	0,16	1,31	45,1	2,8



117. ábra. Intézeti kupolából öntött T. 18. jelű anyag szövete 100×



118. ábra. Intézeti kupolából öntött T. 19. jelű anyag szövete 100×



119. ábra. Intézeti kupolából öntött T. 20. jelű anyag szövete 100×

Az ötödik kísérlet ideje 99 óra, amely 27 óra felfűtés 14 óra hőntartás és 58 óra lassú hűtésből állott. A próbák összetétele és a szilárdsági eredmények a 72. táblázatban láthatók.

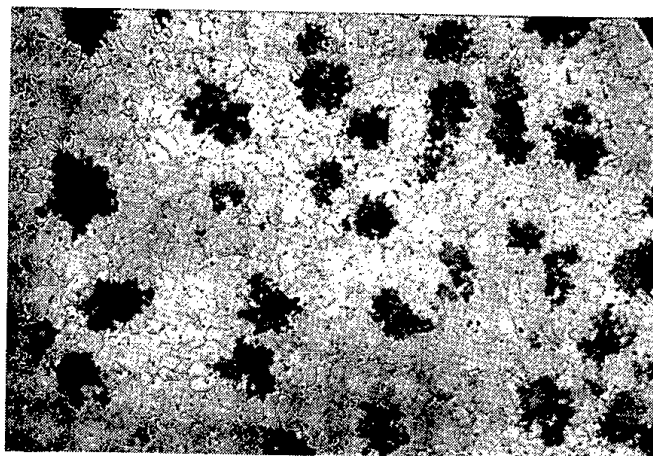
72. TÁBLÁZAT

Próba jele	C%	Si%	(C+Si)%	Mn%	S%	Mn/S	σ_B , kg/mm ²	δ_2 , %
54	2,88	1,32	4,20	0,25	0,16	1,5	38,4	—
55	2,67	1,02	3,69	0,48	0,17	2,8	36,2	15,3
58	2,67	0,95	3,62	0,31	0,15	2,1	34,5	10,6
60	2,46	0,86	3,32	0,35	0,10	3,5	35,7	8,9
68	2,66	0,98	3,64	0,58	0,14	4,1	35,0	9,5
72	2,68	1,23	3,91	0,37	0,10	3,7	40,8	12,5

A hatodik kísérletben a II. szakasz idejét 10 órával csökkentettük, hőfokát pedig állandóan 720 C°-on tartottuk. Ezen 89 órás hőkezeléssel kapott eredményeket a 73. táblázat mutatja. A legnagyobb nyúlású, 100. számú próbapálca szövete a 120. ábrán látható.

73. TÁBLÁZAT

Próba jele	C%	Si%	(C+Si)%	Mn%	S%	Mn/S	σ_B , kg/mm ²	δ_2 , %
83	2,67	1,02	3,69	0,48	0,17	2,8	37,4	8,9
96	2,67	0,95	3,62	0,31	0,15	2,0	36,0	11,1
90	2,53	1,04	3,57	0,36	0,14	2,6	27,5	8,4
100	2,54	0,95	3,49	0,42	0,15	2,8	35,4	16,7
102	2,66	0,96	3,62	0,58	0,14	4,1	47,3	7,4
119	2,36	1,50	3,86	0,70	0,21	3,3	34,4	11,1



120. ábra. 100. számú próbapálca szövete 100×

A hetedik és a nyolcadik kísérletben a II. szakasz idejét további 10-10 órával csökkentettük úgy, hogy a teljes hőkezelési idők 79, illetve 89 órát vettek igénybe. A rövidített hőkezelési idő megfelelő volt, mert a lágyításból kikerült megfelelő összetételű próbapálcák szilárdsági értékei — amelyek a 74. és a 75. táblázatban láthatók — a várakozásnak megfelelőek voltak.

74. TÁBLÁZAT

Próba jele	C%	Si%	(C+Si)%	Mn%	S%	Mn/S	σ_B , kg/mm ²	δ_3 , %
146	2,53	1,04	3,57	0,36	0,14	2,6	41,2	11,8
150	2,59	1,11	3,70	0,39	0,14	2,8	34,6	8,9
152	2,65	1,39	4,04	0,60	0,16	3,7	43,2	8,9
155	2,70	1,97	3,67	0,41	0,14	3,0	38,1	8,3
158	2,78	1,18	3,96	0,39	0,20	2,0	35,3	8,9

75. TÁBLÁZAT

Próba jele	C%	Si%	(C+Si)%	Mn%	S%	Mn/S	σ_B , kg/mm ²	δ_3 , %
166	2,82	0,76	3,58	0,40	0,22	1,8	32,5	8,2
167	2,82	0,76	3,58	0,40	0,22	1,8	35,5	7,2
168	2,68	0,91	3,59	0,39	0,18	2,2	37,9	8,4
169	2,68	0,91	3,59	0,39	0,18	2,2	33,7	8,4
170	2,78	1,24	4,02	0,61	0,23	2,6	31,4	6,7

Az első nyolc lágyítási kísérlet célja a lágyítási idő csökkentésén kívül a lágyítási görbe leegyszerűsítése volt. A kísérletek eredményeit a 76. táblázat foglalja össze.

76. TÁBLÁZAT

Lágyítási kísérlet száma	Felfűtés ideje, ó	I. szakasz ideje, ó	II. szakasz ideje, ó	Összes idő, ó
1	31	37	75	143
2	24	36	63	123
3	27	23	53	103
4	27	18	53	98
5	27	14	58	99
6	27	14	48	89
7	27	14	38	79
8	27	14	28	69

A hőkezelés idejét egy bizonyos falvastagság mellett a hővezetésen kívül az összetétel, az esetleges különleges ötvözők, illetve szennyezők, a folyékony vas kezelése és a hőkezelés módja szabja meg.

A szakítószilárdságot befolyásoló tényezők vizsgálata

Az előírt szilárdsági értékeket biztosító összetétel megállapítására az eddigi temperálási kísérleteink legjobb szilárdsági értékeket adó próbapálcák adatait a 77. táblázatban foglaltuk össze. A szilárdsági adatok kiértékelésekor külön vizsgáljuk a szakítószilárdság és külön a nyúlás kérdését.

A táblázatban a szakítószilárdság, $\sigma_B = 32,8-47,3 \text{ kg/mm}^2$ között változik. A szilárdsági értéket befolyásoló C + Si érték meghatározására segítségül vettük az ismert Maurer-diagramot (121. ábra), amelynek bennünket érdeklő részét nagyobb léptékben rajzoltuk meg, és ebbe bejelöltük a fekete temperöntvény C + Si-mezőit, éspedig a csehországi tapasztalatok alapján kapott

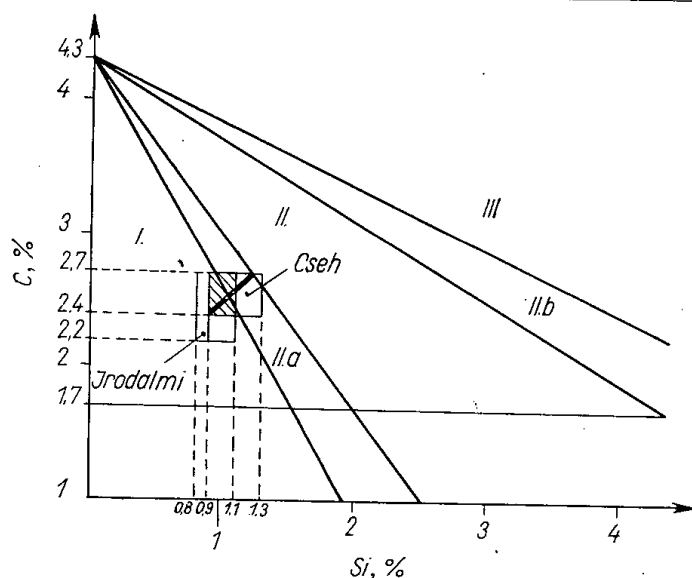
$$\begin{array}{l} C = 2,4-2,7\% \\ Si = 0,9-1,3\% \\ \hline C+Si = 3,3-4,0\%, \end{array}$$

valamint a nyugati irodalom alapján a

$$\begin{array}{l} C = 2,2-2,7\% \\ Si = 0,8-1,1\% \\ \hline C + Si = 3,0-3,8\% \text{ -mezőket. Ennek a két mező-} \end{array}$$

nek egymást fedő része adja nyilván a legkedvezőbb C + Si-értékeket, amelyet a C = 2,4-2,7% és Si = 0,9-1,1% határol. (Vonalkázott terület.)

Ennek ellenőrzésére táblázatban (78. táblázat) összeállítottuk a C + Si = 3,23-3,96% közt mozgó értékeket, ami igazolja, hogy az optimális szakítószilárdságot a fenti C + Si-értékhatáron belül kapjuk. A határ — ameddig primér grafitkiválás veszélye nélkül elmehetünk (12 mm \varnothing próbapálcák esetén) C + Si = 3,9%. A diagramban eredményvonallal jelöltük annak a mezőnek az átlóját, amely a fentiek szerint a legjobb szakítási eredményeket adja.



121. ábra. Maurer-diagram

77. TÁBLÁZAT

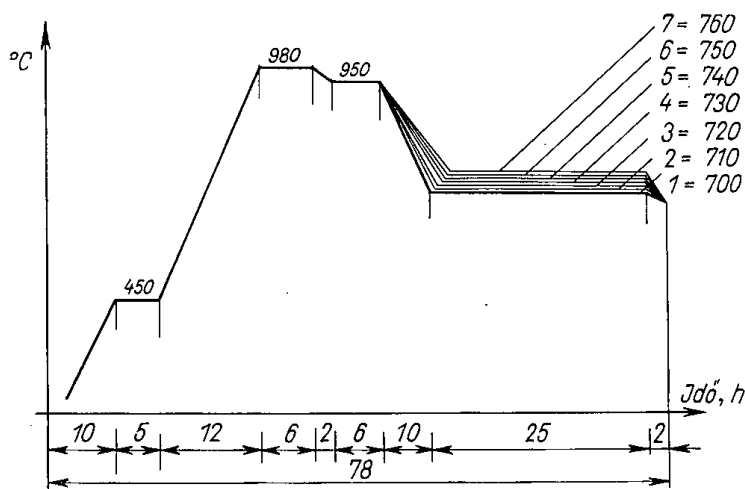
Próba- pálca jele	σ_B , kg/mm ²	δ_2 , %	C%	Si%	(C+Si)%	Mn%	S%	Mn/S
1	41,8	9,75	2,55	1,68	4,23	0,66	0,28	2,36
37	43,5	17,00	2,53	1,04	3,57	0,36	0,13	2,7
47	37,2	9,40	2,70	1,54	4,24	0,77	0,21	3,7
55	36,2	15,30	2,67	1,02	3,69	0,48	0,17	2,8
58	35,4	10,65	2,67	0,95	3,62	0,31	0,15	2,1
72	40,8	13,30	2,68	1,23	3,91	0,37	0,1	3,3
89	32,8	11,10	2,53	1,04	3,57	0,36	0,13	2,2
100	35,4	16,70	2,54	0,95	3,49	0,42	0,15	2,9
101	34,6	11,10	2,66	0,96	3,62	0,58	0,14	4,1
119	34,4	11,10	2,36	1,50	3,86	0,70	0,21	3,3
140	43,6	10,00	2,68	0,91	3,59	0,39	0,18	2,2
146	41,2	11,80	2,53	1,04	3,57	0,36	0,13	2,2

78. TÁBLÁZAT

Próba- pálca jele	σ_B , kg/mm ²	C%	Si%	(C+Si)%
92	39,2	2,25	0,98	3,23
87	40,5	2,45	0,86	3,31
77	36,5	2,54	0,95	3,49
37	43,5	2,53	1,04	3,57
139	46,0	2,82	0,76	3,58
140	43,6	2,68	0,90	3,59
102	47,3	2,66	0,96	3,62
110	42,2	3,00	0,69	3,69
81	44,5	3,05	0,77	3,80
75	43,6	2,50	1,32	3,82
106	42,7	2,68	1,23	3,91
141	37,9	2,78	1,18	3,96

A nyúlást befolyásoló tényezők vizsgálata

A nyúlási viszonyok vizsgálatára további kísérleteket végeztünk, amelyek célja a perlitbomlás hőfokának és idejének meghatározása volt. A perlitbomlás hőfokának megállapítására 760—710 C°-ig, 10°-os lépcsőkben hét hőkezelési kísérletet végeztünk olyan próbapálcákkal, melyeknek C + Si-tartalma 3,57—3,88% között változott. A hőkezeléseket a 122. ábra szerint



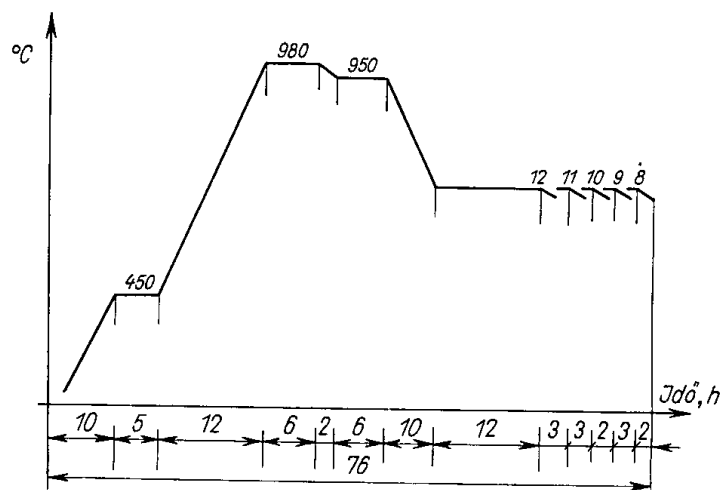
122. ábra. Hővezetések a perlitbontás hőmérsékletének meghatározására

végeztük. Az egyes hőkezelésekben részt vett próbapálcák átlagos szilárdsági eredményeit (6, illetve 8 db próbapálcák átlaga) a 79. táblázat tartalmazza. A legjobb eredményt a 2 jelű hőkezelés adta. A perlitbomlás minimális idejé-

79. TÁBLÁZAT

Sorszám	Hőfok, C°	C%	Si%	(C+Si)%	Mn%	S%	Mn/S	σ_B , kg/mm ²	δ_5 , %
1.	700	2,66	1,0	3,66	0,43	0,16	2,7	37,1	10,3
2.	710	2,65	1,01	3,66	0,46	0,15	3,0	38,97	13,4
3.	720	2,73	0,90	3,63	0,42	0,175	2,4	36,4	8,7
4.	730	2,74	0,93	3,67	0,43	0,19	2,3	41,1	9,1
5.	740	2,88	1,00	3,68	0,46	0,17	2,7	39,5	10,6
6.	750	2,73	0,96	3,69	0,45	0,17	2,6	49,8	7,0
7.	760	2,72	1,03	3,75	0,42	0,13	3,2	48,1	6,2

nek megállapítására öt kísérletet végeztünk a 123. ábra szerinti hővezetéssel olyképpen, hogy a II. szakasz idejét öt lépcsőben csökkentettük. Ezekben a lágyításokban szerepelt próbapálcák adatait a 80. táblázat, amíg a kísérletek eredményét a 124. ábra mutatja, amely szerint a maximális nyúlási értékeket a fenti összetételű anyagnál a 2. jelű hőkezelés adta, ahol a perlitbomlást 710 C°-on 25 órán át végeztük.



123. ábra. Hővezetések a perlitbontás idejének meghatározására

80. TÁBLÁZAT

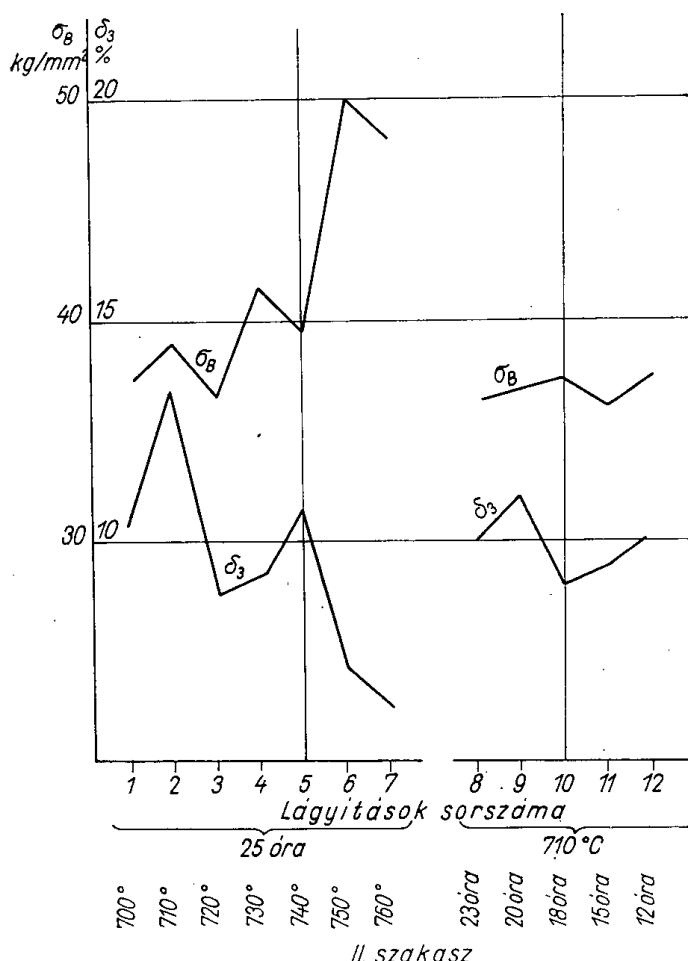
Sorszám	Perlit bomlás ideje, ó	C%	Si%	(C+Si)%	Mn%	S%	Mn/S	σ_B , kg/mm ²	δ_3 , %
8.	23	2,67	0,97	3,64	0,42	0,18	2,3	36,2	10
10.	20	2,67	0,99	3,66	0,42	0,16	2,6	36,8	11
10.	18	2,68	0,99	3,68	0,45	0,20	2,25	37,3	9,1
11.	15	2,64	1,09	3,73	0,48	0,14	3,4	36,1	9,5
12.	12	2,69	0,97	3,66	0,48	0,18	2,65	37,4	10

A Mn- és S-tartalom viszonyának megállapítására a 125. ábrán feltüntetettük a fehértőretű (perlites) temperőntvény Mn-tartalmát jellemző $Mn = 1,72 S + 0,25$ egyenlet egyenesét (1) és ebből megszerkesztettük a (2) görbét, amely a Mn/S-viszonyt ábrázolja.

Akszenov [3] könyvéből kirajzoltuk az általa a feketetőretű temperőntvényekre megadott Mn/S-viszonyt jellemző görbét (3) és ebből megszerkesztettük az Akszenov szerinti Mn-tartalom görbét (4), amelynek inflexiós pontja az (1) egyenessel való metszéspontban van. Ebből a diagramból kitűnik, hogy fekete temperőntvény esetén, ha $S > 0,155\%$, a Mn-tartalom kisebb, és ha $S < 0,155\%$, úgy a Mn-tartalom nagyobb, mint a fehértőretű temperőntvényre megállapított érték. Az egyes S-tartalmakhoz tartozó „ideális” Mn-értékek a diagramból leolvashatók.

A Mn-tartalomnak a mindenkor S-tartalomhoz való pontos beállítása kupolózúzménél megvalósíthatatlan, mégis a diagramból minden további nélkül látható, hogy üzemi viszonyok között az átlagos 0,18–0,24% kén-tartalomnak feketetőretű temperőntvényeknél 0,55–0,60% Mn-tartalom felel meg. A helyes Mn/S-viszony — az elmondottak szerint — átlagban 2,5–3,0 között van. Az irodalom ezt az arányt a kén-tartalom teljes lekötésének biztosítására 3,5-ben adja meg. Ezt az értéket egy kissé nagynak és így károsnak tartjuk, mivel a szövetben található, megmaradt MnS a szilárdságot rontja.

A Mn és S, illetve azok arányának nagy a hatása a grafit kialakulásra. A Mn finomítja, a S pedig durvítja a grafitkiválást. A kivált temper-szén alakja kifejezetten a Mn/S-viszonytól függ. Ha ez az arány kicsiny, a temper-szén tömött, amíg ellenkező esetben laza alakban válik ki.

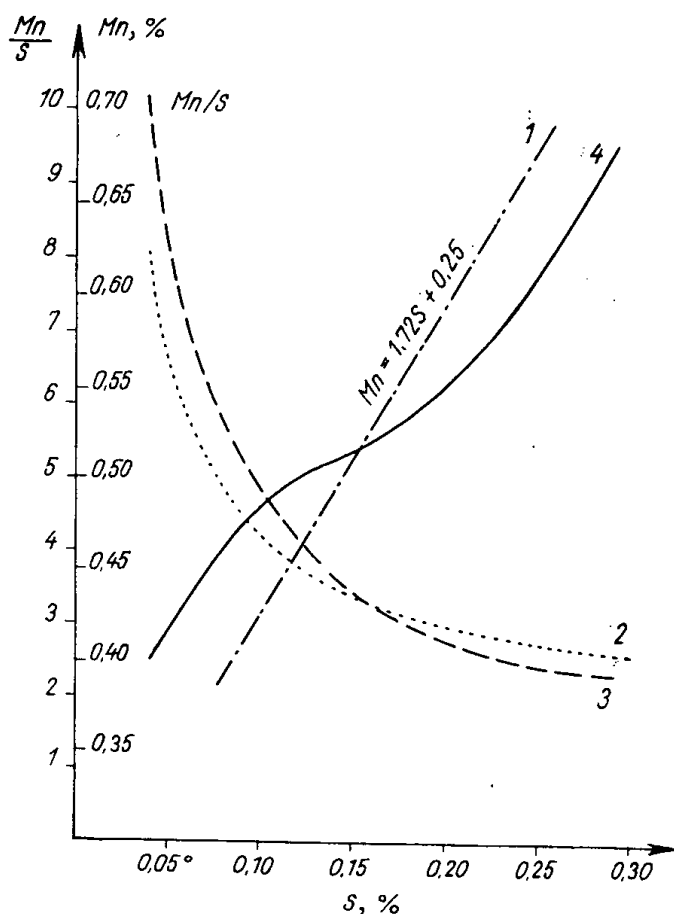


124. ábra. Szilárdsági értékek a különböző perlitbontási hőmérsékletek és idők függvényében

A maximális nyúlás alapfeltételeinek megállapítására végzett kísérletekben a C + Si-érték állandó értéken belül tartása mellett, a Mn-tartalmat üstadagolással fokozatosan növeltük $\left(\frac{\text{Mn}}{\text{S}} = 1,6 - 10,3\right)$, hogy ebből következtessünk a legkedvezőbb Mn/S-viszonyra. A kísérletek eredményei alapján megszerkesztettük a 126. ábrán látható diagramot. Az abszcissa-tengelyre felvittük a Mn/S-értékeket, az ordinátára pedig a megfelelő nyúlásokat. A legnagyobb nyúlási értéket a Mn/S = 2,9 körüli értéknél kaptuk. Mivel a nyúlási értékekre a legnagyobb befolyást kétségtelenül a C-tartalom gyakorolja, ezért a leggyakrabban előforduló C = 2,8% körüli pontokra jellemző görbét beraj-

zoltuk. Ezekhez a görbékhez hasonlóan rajzoltuk meg a $C = 2,5\%$ és a $2,9\%$ -os görbéket.

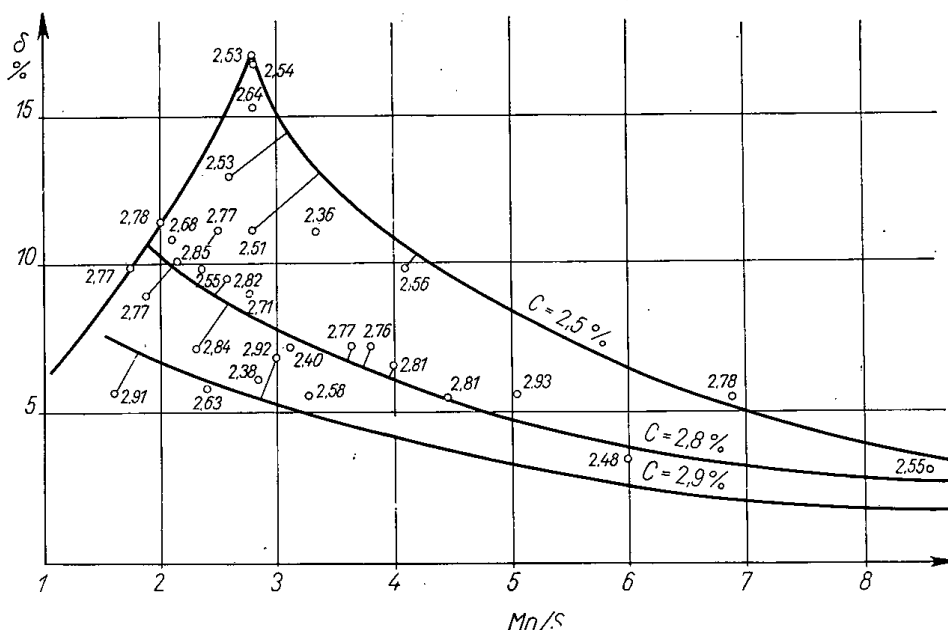
A diagramból kitűnik, hogy a kupolóban előállított feketetöretű temperöntvénynél, a nagy karbonszórások miatt ($Mn/S = 2,5-3,5$ és $C = 2,8-2,9\%$ mellett) csak $6-8\%$ -os nyúlással számolhatunk.



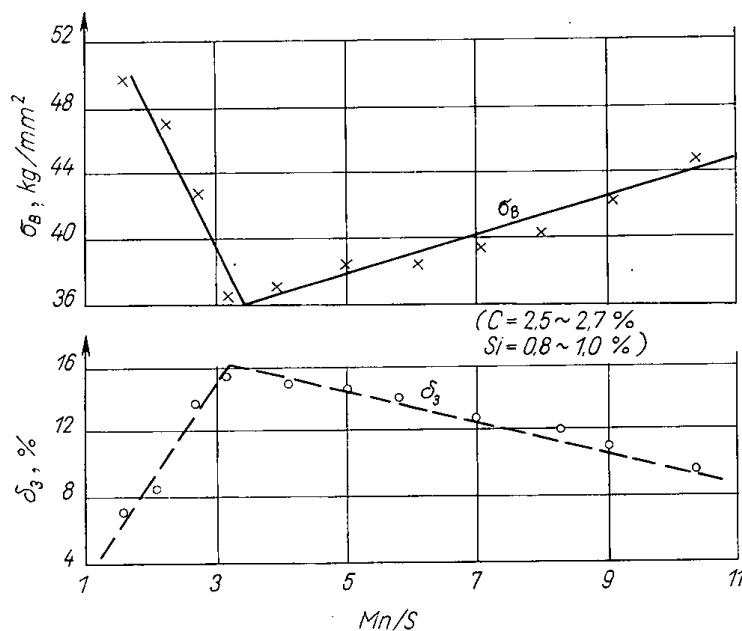
125. ábra. A Mn/S arány és az S -tartalom viszonya

A Mn -tartalomra vonatkozóan még megjegyezzük, hogy ha fehértöretű temperöntvénygyártáskor a Mn -tartalom $0,5-0,7\%$, úgy a hőkezeléskor olyan sok temperszén válik ki, hogy fekete magú öntvényt kapunk. Ha ez a szövet nem kívánatos, úgy a Mn -tartalmat $0,5\%$ -ról kisebb értékre kell beállítani. Feketetöretű temperöntvények gyártásakor azonban az összes S -tartalmat MnS alakjában le kell kötni, a szilárdsági értékek biztosítását pedig a Mn -felesleg helyes beállításával kell elérni. A 127. ábra Jungbluth és Brüggertől ered [4], és a Mn/S -viszony befolyását mutatja a feketetöretű temperöntvények ($C = 2,5-2,7\%$, $Si = 0,8-1,0\%$) szilárdságára és nyúlására.

A feketetöretű temperöntvények szilárdsági és nyúlási értékeinek a C -tartalom függvényében való változásának vizsgálatához elektromos kemencében $Si = 1,0\%$, $Mn = 0,3\%$ és $S = 0,03\%$ összetételű anyagot állítottunk



126. ábra. A Mn/S és a δ viszonya különböző C-tartalmak esetén



127. ábra. A Mn/S-viszony hatása a szilárdsági értékekre (H. Jungbluth és F. Brügger szerint)

elő és a C-tartalmat adagonként 3,00%-ról 1,88%-ra fokozatosan csökkentettük. A leöntött próbapálcákat hőkezelve a 81. táblázatban feltüntetett eredményeket kaptuk. Néhány pálcá töreke fekete, amíg a többi fehértörött volt. A szakítószilárdság a C csökkenésével arányosan nőtt, de a nyúlási értékek nem voltak kielégítők. A szövet perlites.

81. TÁBLÁZAT

Adag jele	C%	Si%	(C+Si)%	Mn%	S%	Mn/S	σ_B , kg/mm ²	δ_2 , %
T. 1	3,00	0,81	3,81	0,36	0,03	12,0	36,1	3,71
T. 2	2,81	0,98	3,79	0,23	0,03	7,7	32,5	2,96
T. 3	2,75	1,03	3,78	0,28	0,03	9,3	33,1	1,11
T. 4	2,40	0,88	2,28	0,24	0,03	8,0	47,15	5,18
T. 5	2,37	1,14	3,51	0,26	0,03	6,5	45,1	2,96
T. 6	2,32	0,98	3,30	0,23	0,03	7,7	48,1	4,45
T. 7	2,30	1,00	3,30	0,24	0,03	8,0	53,3	—
T. 8	2,15	1,09	3,24	0,30	0,03	10,0	49,6	7,40
T. 9	2,00	1,00	3,00	0,26	0,03	8,7	51,8	4,45
T. 10	1,88	0,90	2,78	0,27	0,03	9,0	50,6	—

82. TÁBLÁZAT

Adag jele	C%	Si%	(C+Si)%	Mn%	S%	Mn/S	σ_B , kg/mm ²	δ_2 , %
T. 11	2,77	0,81	3,58	0,20	0,27	0,71	54,6	8,90
T. 12	2,84	1,14	3,98	0,20	0,29	0,69	57,9	5,55
T. 13	2,84	1,34	4,18	0,20	0,31	0,64	59,4	3,71
T. 14	2,37	1,07	3,44	0,19	0,24	0,79	57,5	4,07
T. 15	2,30	0,83	3,13	0,19	0,24	0,79	68,1	—
T. 16	2,09	1,03	3,11	0,22	0,22	1,00	62,1	—
T. 17	2,07	1,04	3,10	0,21	0,28	0,75	65,9	4,45
T. 18	2,04	1,10	3,14	0,24	0,30	0,80	—	—
T. 19	2,00	1,02	3,02	0,24	0,33	0,72	63,0	2,96

Az üzemi viszonyok nagyobb kén tartalmának jobb megközelítése céljából a további kísérletekben a S-tartalmat piritüstadagolással növeltük (82. táblázat). Az összes próbapálcák fehértöretűek voltak. A szakítószilárdság a nagyobb S-tartalom következtében nagyobb volt, mint az előző sorozatban. A nyúlási értékek nem feleltek meg, a szövet perlites volt.

A harmadik csökkenő C-tartalommal öntött sorozatban a Mn-tartalmat úgy állítottuk be, hogy a Mn/S-viszony 3,1—5,2 között változott (83. táblázat).

83. TÁBLÁZAT

Adag jele	C%	Si%	(C+Si)%	Mn%	S%	Mn/S	σ_B , kg/mm ²	δ_2 , %
T. 20	3,17	1,14	4,27	0,70	0,16	4,4	35,7	7,7
T. 21	2,97	1,24	4,21	0,68	0,15	4,5	39,3	4,1
T. 22	2,82	1,22	4,10	0,64	0,19	3,4	41,6	4,5
T. 23	2,74	1,25	3,99	0,72	0,15	4,7	45,9	6,3
T. 24	2,66	1,33	3,99	0,67	0,13	5,2	46,4	4,8
T. 25	2,43	1,18	3,61	0,62	0,15	4,1	47,3	4,8
T. 26	2,38	1,23	3,61	0,71	0,18	3,95	49,1	5,6
T. 27	2,21	1,20	3,41	0,68	0,18	3,7	51,8	5,6
T. 28	2,33	1,22	3,65	0,68	0,21	3,2	50,5	7,4
T. 29	2,11	1,23	3,34	0,70	0,18	3,1	59,1	—

E sorozat próbapálcáinak törete változóan fehér, feles és fekete magú volt. A szilárdsági értékek a C csökkenésével 35,7-ről 59,1 kg/mm²-ig nőttek; a nyúlás kissé javult. A szövet változatlanul perlites volt. A grafitosodás elősegítésére a három sorozatból származó, megmaradt próbapálcákat hőkezelés előtt 800 és 900 C°-ról olajban edzettük. Az előzetes edzés a szilárdsági értékeket nem változtatta, mindössze egy pár próbapálca törete fekete lett.

A króm hatása

Anyagunkat krómra megvizsgálva kiderült, hogy annak Cr-tartalma 0,38%, ami a faszenes nyersvassal került az adagba. A kísérleteket meg kellett ismételni, hogy olyan anyagot kapjunk, amelyben a króm csak nyomokban van. Ennek a kísérleti sorozatnak az összetételét a 84. táblázat tünteti fel. A hő-

84. TÁBLÁZAT

Adag jele	Próbapálca száma	2 próbapálca átlaga		C%	Si%	(C+Si)%	Mn%	S%	Mn/S
		σ_B , kg/mm ²	δ_5 , %						
I	192—193	32,3	12,95	2,79	0,91	3,70	0,55	0,16	3,40
II	194—195	30,9	14,80	2,69	1,02	3,71	0,61	0,17	3,55
III	196—197	35,8	—	2,60	0,92	3,52	0,63	0,15	4,20
IV	198—199	34,6	13,80	2,49	0,84	3,33	0,57	0,17	3,35
V	200—201	37,5	—	2,42	0,88	3,30	0,62	0,16	3,85
VI	202—203	42,6	9,70	2,19	0,78	2,97	0,48	0,17	2,82
VII	204—205	32,9	9,70	2,44	0,96	3,40	0,67	0,18	3,70
VIII	206—207	34,8	6,82	2,02	0,76	2,78	0,61	0,20	3,05
IX	208—209	34,0	9,70	1,97	1,32	3,29	0,54	0,16	3,38

kezelés 95 órás volt. Az összes próbapálcák törete fekete volt, a szövet ferrit, nagyon kevés perlit és temperszen. Még a 13,8% nyúlású, illetve pontosabban a 198. sz. próbapálca szövetében, amelynek nyúlása 16,6%, is található nyomokban perlit.

A továbbiakban a fenti összetételű anyaggal, amelyben a Cr már csak nyomokban ($\leq 0,03\%$) volt, még egy 80 és egy 73 órás hőkezelést végeztünk. A 85. táblázatban az I—IX. adagok egymáshoz közel eső értékeit összevontuk, és az úgy nyert szilárdsági értékek átlagait tüntettük fel.

A kísérletekből kitűnik, hogy fekete temperöntvények esetén rövid, azaz 73 órás hőkezeléssel — a perlites szövetszerkezet miatt — csökkenő C-tartalommal növekvő szakítószilárdságot és a fehértemperöntvényeknek megfelelő nyúlási értékeket érünk el, amíg hosszú hőkezeléssel ferrites alapszövetet kapunk nagyobb nyúlási értékekkel, de itt természetesen a C csökkenésének a szilárdsági értékekre nincs befolyása. Ugyanez érvényes üzemi viszonyok között a kupolóolvasztáskor elérhető $C = 2,8—2,5\%$ -os értékek esetén is.

A temperöntvények lágyítási idejét nagymértékben növeli a hulladékanyaggal az adagba kerülő krómmennyiség. Ha a temperöntvény krómtartalma

85. TÁBLÁZAT

Hőkezelés ideje:		95 óra		80 óra		75 óra	
C%	összevont adagok	σ_B , kg/mm ²	δ_3 , %	σ_B , kg/mm ²	δ_3 , %	σ_B , kg/mm ²	δ_3 , %
2,8	I	32,3	12,9	34,5	9,0	31,9	7,0
2,7	II	30,9	14,8	37,2	10,0	34,8	5,5
2,6	III	35,8	—	38,9	9,3	42,3	6,2
2,5	IV	34,7	13,9	39,3	12,5	37,0	8,3
2,4	V, VII	35,2	9,7	40,3	—	48,0	6,0
2,2	VI	42,6	9,7	37,6	5,6	52,6	4,6
2,0	VIII, IX	34,4	8,2	42,4	6,7	39,0	4,6
Átlagok: C = 2,8—2,0		35,1	11,5	38,6	8,9	40,8	6,0
Átlagok: C = 2,8—2,5		33,4	13,9	37,5	10,2	36,5	6,8

0,03%-nál nagyobb, úgy lágyításkor a króm karbidstabilizáló hatása miatt már nehézségek lépnek fel.

A hulladékanyaggal bevitt Cr-mennyiség következtében öntödéink tempervasanyaga átlagosan 0,1%, esetenként pedig 0,15—0,18% krómot tartalmaz. A krómtartalom káros hatásának kiküszöbölésére irodalmi adatok alapján [5] kísérleteket végeztünk FeB-adagolással. Kísérleteinkhez négyféle anyagot, változó C- és Si-tartalommal (C = 3,0%, Si = 0,96% és 1,2% és C = 2,5%, Si = 0,9% és 1,2%) állítottunk elő, amelyekbe üstadagolással, 50% leégéssel számolva 0,01, 0,03, 0,06 és 0,1% bört vittünk be FeB (3%B, 8% Al) alakjában. Ezek a börmennyiségek túl nagyoknak bizonyultak, mert B > 0,01%-nál a cementitet már nem tudtuk felbontani, karbidos fehértöretet kaptunk. A következő kísérletnél az üstbe adagolt börmennyiség 0,001, 0,002; 0,003; 0,005; 0,007; 0,01 és 0,02% volt, a leégést figyelmen kívül hagyva. Alapanyagunkba még 0,1% Cr-t vittünk, hogy megfigyelhessük a bórnak a krómkarbidra gyakorolt hatását. A hőkezelési kísérletek általában azt eredményezték, hogy a bórral kezelt anyag a hőkezelés cementitbontó szakaszát egy kissé meghosszabbítja, a perlitbontó részt viszont lényegesen megrövidíti, ami teljesen összhangban van a bórral kezelt anyagban a grafitmagok számá-

86. TÁBLÁZAT

Próbapálca száma	Hőkezelés ideje, ó	Börtartalom, %	σ_B , kg/mm ²	δ_3 , %
304	56	—	58,8	10,0
287	35	0,001	64,4	16,6
307	56	0,001	52,0	11,1
336	49	0,003	61,6	12,0
337	49	0,005	55,0	9,0
338	49	0,007	58,2	9,0
340	56	0,010	50,6	9,6
285	35	0,010	58,5	8,3
327	42	0,020	55,0	9,0

nak gyors növekedésével és azok átmérőjének csökkenésével, aminek következtében megnő a diffúziós sebesség. Mindebből következik, hogy grafitosító hatása következtében a bór csökkenti a temperálási időt. A bórral kezelt fekete temperanyag szilárdsági értékei, főleg nyúlása — éppen a grafitmagok számának növekedése folytán — kisebb, illetve azonos a fehértöretű temperöntvényével. 0,1% Cr-tartalom esetén a bórral kezelt anyag hőkezelési ideje megegyezik a krómmentes anyag idejével.

A 86. táblázatban a legjobb értékeket adó, bórral kezelt próbapálcák szilárdsági értékei és hőkezelési ideje látható. A táblázat eredményeit további kísérletek is igazolták. Intézeti kísérleteinkben a legkedvezőbb hatást 0,003—0,005% bóradozással érték el.

Üzemi kísérletek FeB-kezeléssel

A bór hatásának további vizsgálata, valamint a lágyítási idő csökkentése végett egyik temperöntödéinkben félüzemi kísérleteket végeztünk. Az öntöde tempervasanyaga a kísérleti időszakban 0,08—0,1% Cr-tartalmú volt, ami a lágyítási időt károsan befolyásolja, és így az öntöde amúgy is szűk temperálási kapacitását növeli.

A rendelkezésre álló FeB 3,89% B- és 13,3% Al-tartalmú volt. A FeB-t csapoláskor a félig telt 60 kg-os öntőüstbe adagoltuk, és megtelés után jól átkevertük. Az ilyen módon bevitt FeB-mennyiséget 8 csapoláson át a 0—240 g mennyiség között változtattuk, a százalékos bórmentységek a 87. táblázatban láthatók.

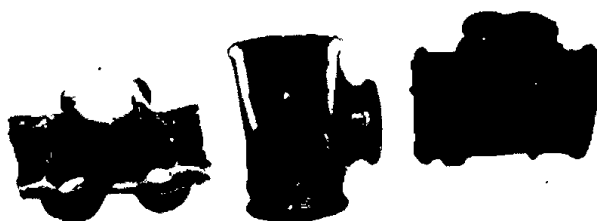
87. TÁBLÁZAT

Csapolás száma	60 kg-os öntőüstbe adagolt FeB, g	Bevitt bórmentység, %	Csapolási hőfok, C°
1	—	—	1380
2	30	0,0020	1420
3	40	0,0025	1420
4	50	0,0030	1440
5	70	0,0050	1440
6	120	0,0080	1450
7	170	0,0100	1440
8	240	0,0150	1440

Minden csapolásból próbapálcákat és a normális gyártásban levő fittingeket öntöttünk, amelyeket Intézetünk elektromos kemencéjében hőkezeltünk. Az anyag átlagos összetétele: C = 3,25%, Si = 0,85%, Mn = 0,44%, P = 0,115%, S = 0,17%, Cr = 0,08% volt. A hőkezelés (12 óra felfűtés 980 C°-ra, 18 óra hőntartás 980 C°-on, 8 óra gyors hűlés 760°-ra és 39 óra lassú hűlés 760°-ról 680°-ra) 77 óráig tartott. A szilárdsági értékeket a 88. táblázat mutatja. A C 1—C 4 próbapálcák fehér töretűek voltak. A rossz szilárdsági értékek oka a 15 mm Ø-jű keresztmetszethez a túl nagy C + Si-értékben keresendő. (A [C + Si] értéke a 4—6 mm falvastagságú öntvényekre volt beállítva.) A 128. ábrán látható, hogy a baloldali két fitting, amelyet nem kezeltünk bórral,

88. TÁBLÁZAT

Próbapálca	Adagolt B, %	σ_B , kg/mm ²	δ_5 , %	Szövet
C 1	—	38,8	1,3	cementit
C 2	—	34,4	—	cementit
C 3	0,0020	38,4	—	cementit
C 4	0,0020	27,0	—	cementit
C 5	0,0025	43,8	3,1	cementit-perlit
C 6	0,0025	34,3	5,5	cementit-perlit
C 7	0,0050	22,2	1,4	ferrit-temperszén
C 8	0,0080	30,8	—	ferrit-perlit
C 9	0,0100	31,9	4,5	ferrit-perlit
C 10	0,0100	29,1	2,7	cementit-perlit
C 11	0,0150	28,2	3,3	cementit-perlit
C 12	0,0150	27,3	2,2	cementit-perlit



128. ábra. FeB-ral kezelt és kezeletlen fittingek

cementites maradt, amíg a jobb oldali a lapítási követelményeknek már megfelelt. A bór grafitosító hatása a próbapálcák töretén jól megfigyelhető. A második hőkezelést az öntöde hővezetéséhez hasonlóan, de nem az ott szokásos 88, hanem ismét 77 órás ciklussal — amely most 12 óra felfűtésből, 45 óra hűtéstől és 20 óra lassú lehűlésből állott — végeztük. A kapott eredményeket a 89. táblázatban foglaltuk össze, a próbapálcák töretét a 129. és a 130. ábra, a fittingek lapíthatóságát pedig a 131. ábra mutatja. Mivel ez a hőkezelés jó eredményeket adott, a harmadik kísérletnél a hőkezelés idejét 66 órára csökkentettük és ugyanolyan jól lapítható fittingeket kaptunk, mint az előző hőkezelésből.

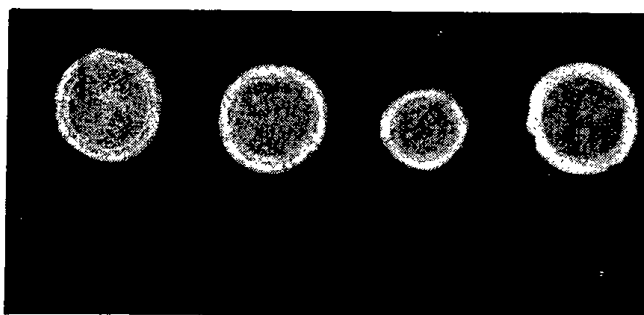
Mivel kísérleteinkben eddig 3/4'' és 1'' nagyságú fittingek szerepeltek, most nagyobb méretű és nagyobb falvastagságú fittingekkel (2''-os és 2 1/2'' könyökök és hollandi összekötő anyákkal) kísérletünket megismételtük. A fittingek lapíthatóságát a 132. ábra, amíg a szakítási eredményeket a 90.

89. TÁBLÁZAT

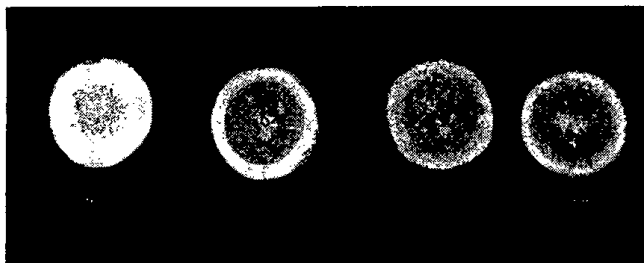
Próbapálcák száma	Adagolt B, %	σ_B , kg/mm ²	δ_3 , %	Szövet
C 13	—	48,1	2,2	cementit
C 15	0,0020	21,5	—	cementit-perlit
C 16	0,0025	39,6	6,2	ferrit-perlit
C 17	0,0030	37,7	3,3	ferrit-perlit
C 18	0,0050	22,6	—	ferrit-perlit
C 19	0,0080	36,2	3,9	ferrit-perlit
C 20	0,0100	38,2	1,3	ferrit-perlit-cementit
C 14	0,0150	33,3	2,7	ferrit-perlit-cementit

90. TÁBLÁZAT

Próbapálcák száma	Adagolt B, %	σ_B , kg/mm ²	δ_3 , %	Szövet
C 29	—	55,4	4,2	cementites
C 30	0,0020	47,1	2,2	cementites
C 31	0,0025	44,8	6,4	cementites
C 32	0,0030	38,5	3,3	ferrit-temperszén
C 33	0,0050	30,6	2,2	ferrit-temperszén
C 34	0,0080	37,6	4,5	cementites
C 35	0,0100	41,4	4,2	cementites
C 36	0,0150	48,9	5,0	cementites



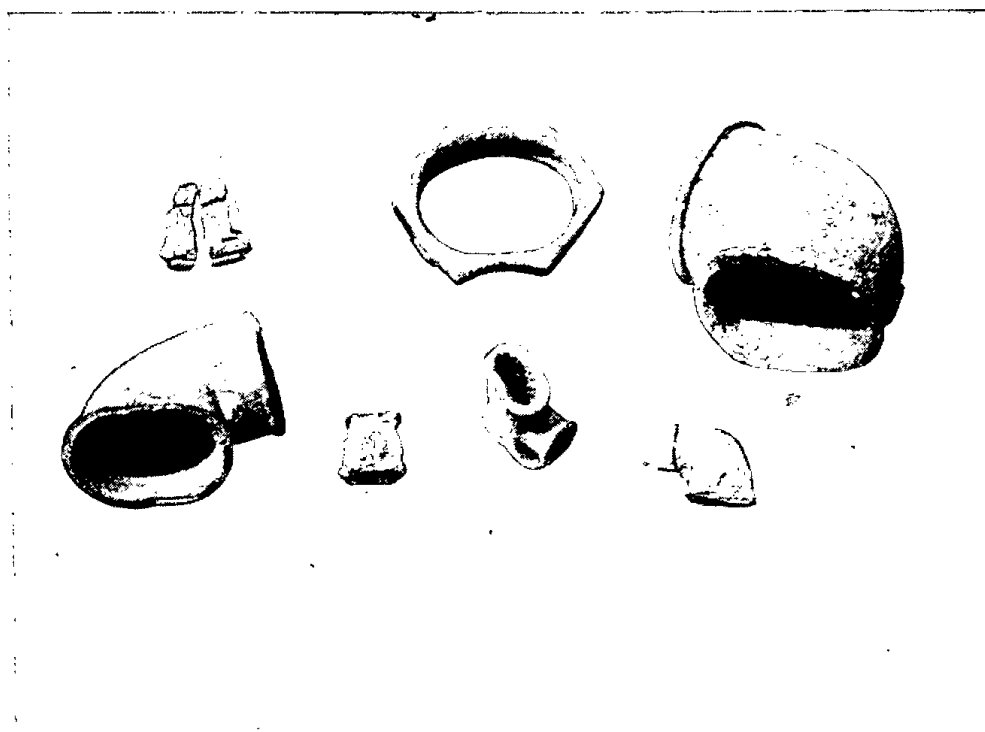
129. ábra. FeB-ral kezelt próbapálcák törete



130. ábra. FeB-ral kezelt próbapálcák törete



131. ábra. Lapítási próbának alávetett fittingek (77 órás hőkezelés)



132. ábra. Lapítási próbának alávetett nagyobb falvastagságú fittingek (77 órás hőkezelés)

táblázat mutatja. A próbapálcák szövetvizsgálatából kitűnt, hogy a legkedvezőbb szövetszerkezetet 0,003 és 0,005% bőrkezeléssel lehet elérni. A 133. ábra egy 0,12% Cr-tartalmú anyag szövetképe 66 órás hőkezelés, bőrkezelés nélkül, amíg a 134. ábra 0,003% bőrkezeléssel, a 135. ábra pedig egy 0,15% Cr-tartalmú anyag szövetét mutatja, 0,008% bórral kezelve, 73 órás hőkezelés után.

A ferrobőrkezeléssel elért eredmények ipari bevezetésére egyik öntödénkben üzemi kísérletet végeztünk, amelynek célja az volt, hogy az üzem alagútrendszerű temperkemencéjének 88 órás lágyítási ciklusát 77, illetve 66 órára csökkentjük.

A temperöntöde alagútkemencéjében 11 db, a 4 üsttel megrakott 1,6 t öntvényt tartalmazó kocsi van. A 88 órás hőkezelési időnek megfelelően egy-egy kocsit 8 óránként húznak ki, illetve tolnak be a kemencébe. A lefolytatott kísérlet keretében a huzatási időt fokozatosan 6 órára csökkentettük, így 11 kocsi kihúzása után a temperálási idő 88 óráról fokozatosan 66 órára csökkent. Az ezután következő 11 kocsi temperálási idejét 66 órán tartottuk, majd ismét visszatértünk a 8 órás huzatásra, ami a lágyítási idő fokozatos növekedését jelentette egészen 88 óráig. A kocsinként kikerülő próbapálcák vizsgálati eredményeit a 91. táblázatban tüntettük fel.

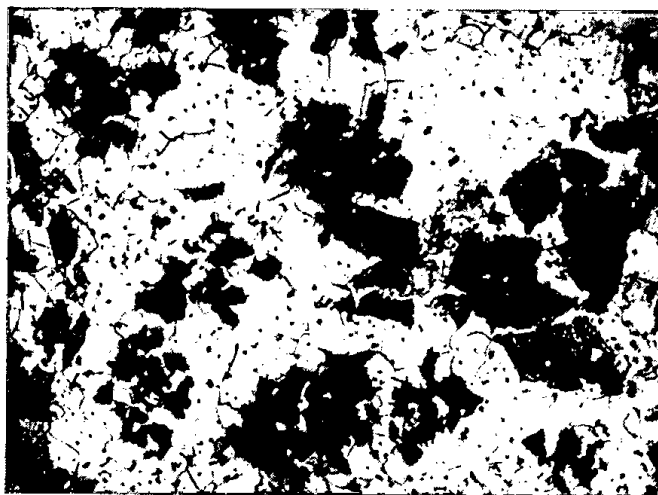
91. TÁBLÁZAT

Átlagos szilárdsági értékek :	σ_B , kg/mm ²	δ_2 , %
80 órás lágyítási idő mellett	48,3	12,6
86 órás lágyítási idő mellett	47,3	10,5
84 órás lágyítási idő mellett	45,9	11,5
82 órás lágyítási idő mellett	45,4	9,9
80 órás lágyítási idő mellett	46,2	9,5
78 órás lágyítási idő mellett	47,9	8,0
76 órás lágyítási idő mellett	52,0	6,4
74 órás lágyítási idő mellett	50,8	7,3
72 órás lágyítási idő mellett	50,5	7,3
70 órás lágyítási idő mellett	52,0	6,2
68 órás lágyítási idő mellett	50,3	7,5
66 órás lágyítási idő mellett	50,5	7,9

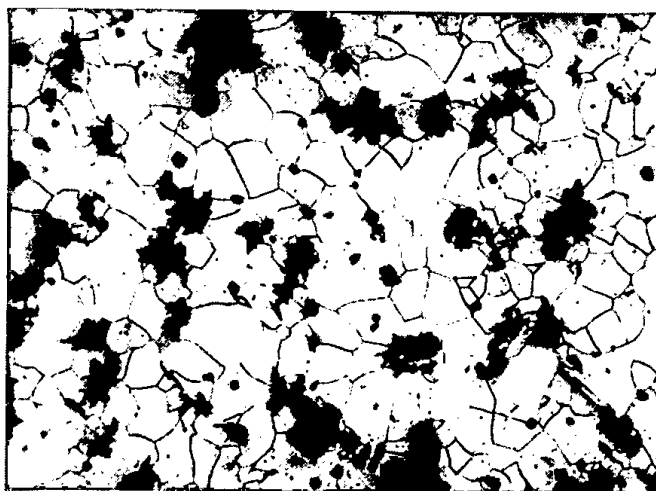
A kísérletekben szereplő 36 t öntvényből kb. 5 t volt az a mennyiség, amelyet ismételt lágyításnak kellett alávetni. Az 5 t legnagyobb része azonban nem az öntöde profilját képező fittingekből, hanem vastagabb falú, és így nehezebben temperálható öntvényekből tevődött össze. A fittingek lapíthatósága teljesen kielégítő volt, és megmunkálás közben sem vetődött fel olyan reklamáció, amely helytelen vagy elégtelen lágyításra engedett volna következtetni. A szilárdsági értékekből látható, hogy 77 órás lágyításig, a szakítószilárdság lényeges változása nélkül, az öntvények lapíthatóságára jellemző nyúlás mindössze 8%-ra csökken, ami teljes egészében kielégíti a fehér, illetve a szóban levő öntödében gyártott keretes temperöntvények minőségi előírását.



133. ábra. FeB-kezelés nélküli, 0,12% Cr-tartalmú anyag szövete (66 órás hőkezelés) 200×



134. ábra. 0,003% B-tartalmú anyag szövete 200×

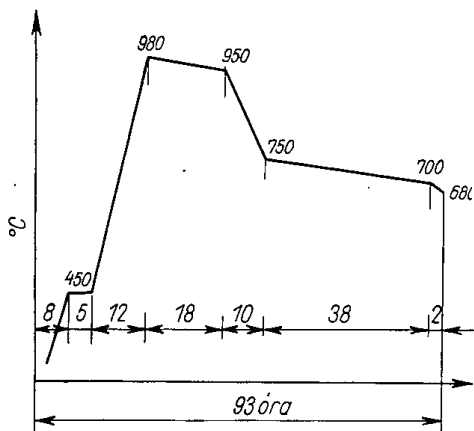


135. ábra. 0,15% Cr-tartalmú anyag szövete 0,008% B-ral kezelve (73 órás hőkezelés) 200×

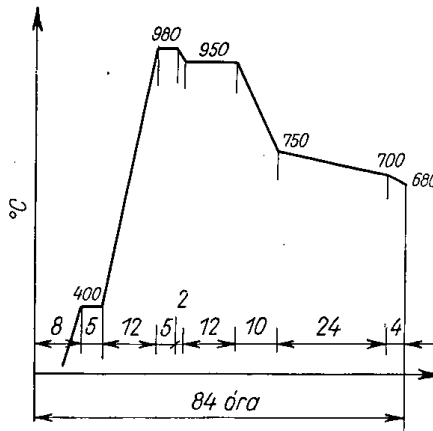
Az alagútkemence temperálási ciklusát kellő biztonsággal 88 órától 77 órára lehet beállítani, ami 12,5%-os temperálási kapacitásnövekedésnek felel meg.

Egyes ötvözőelemek hatása a temperöntvények tulajdonságaira

Kísérleteket végeztünk még különböző ötvözőelemeknek modifikátor-ként való felhasználásával, és vizsgáltuk ezeknek hatását a lágyítási időre és a szilárdsági tulajdonságokra. Intézeti kupolónkban ebből a célból $C = 2,6$ —



136. ábra. 93 órás hőkezelés görbéje



137. ábra. 84 órás hőkezelés görbéje

— 3,0%, Si = 0,6—1,2%, Mn = 0,5 — 0,8%, P = 0,1—0,15%, S = 0,08—
— 0,1% összetételű fehérvasanyagot állítottunk elő, amelyet különböző mennyiségű Al, FeB, FeTi, FeSi és CaSi-mal oltottunk be. A próbapálcák egy részét a 136. és a 137. ábrák szerinti fekete temperöntvényeknek megfelelő 93 illetve 84 órás hőkezelésnek vetettük alá. Az egyes beoltóanyagokkal végzett kísérleti eredményeket a 94—96. táblázatokban összesítettük.

A 92. táblázatban az Al-mal kezelt adagok jellemzői láthatók. Az összes próbapálcák szép feketetüretűek voltak. A szövetkép — az Al-tartalomtól függően — perlitestől ferritesig változik, miközben a grafitfészkek lazábbakká, széttagozottabbakká, végül pedig lemezesbe hajlókká válnak, ami a szilárdsági értékek rohamos csökkenésével jár (138. ábra).

92. TÁBLÁZAT

Jel	Bevitt modifikátor		C%	Si%	Mn%	S%	P%	Cr%	Szilárdsági érték	
									σ_B , kg/mm ²	δ_5 , %
A 1	Alumínium	0,005	2,69	0,8	0,54	0,075	0,082	0,05	40,6	1,83
A 2		0,01	2,89	—	—	0,074	—	—	45,3	7,73
A 3		0,02	2,94	—	—	0,081	—	—	38,2	8,61
A 4		0,05	2,97	0,89	0,56	0,076	0,10	—	36,3	9,02
A 5		0,1	2,84	0,81	0,53	0,061	0,088	—	31,3	4,30
A 6		0,2	salakos öntés volt					—	26,5	1,90

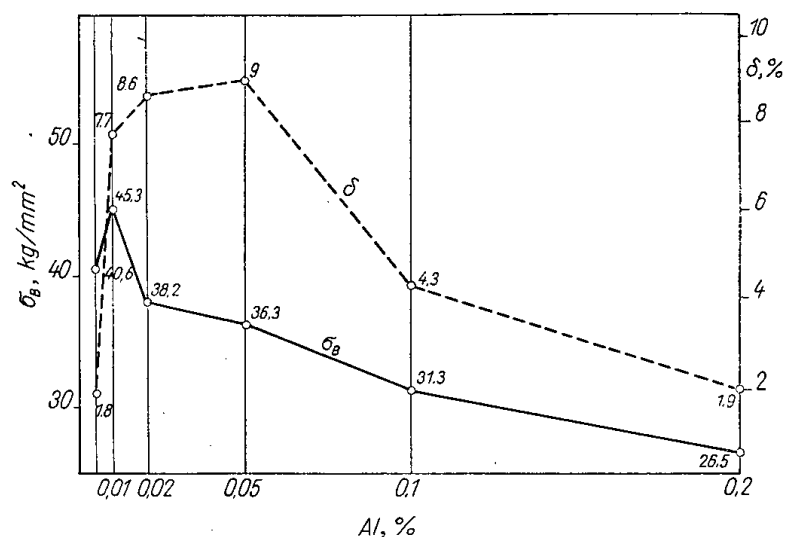
93. TÁBLÁZAT

Jel	Bevitt modifikátor, %		C%	Si%	Mn%	S%	P%	Cr%	Szilárdsági érték	
									σ_B , kg/mm ²	δ_2 , %
B 1	Bór	0,001	2,72	—	—	0,076	—	—	44,1	4,62
B 2		0,003	2,65	1,16	0,83	0,072	0,13	—	42,9	3,87
B 3		0,005	2,58	—	—	0,072	—	0,05	42,5	7,40
B 4		0,007	2,68	1,20	0,74	0,069	0,14	—	37,5	4,02
B 5		0,01	2,64	—	—	0,064	—	—	40,3	6,90
B 6		0,02	2,82	1,16	0,67	0,058	0,12	0,05	35,9	4,74

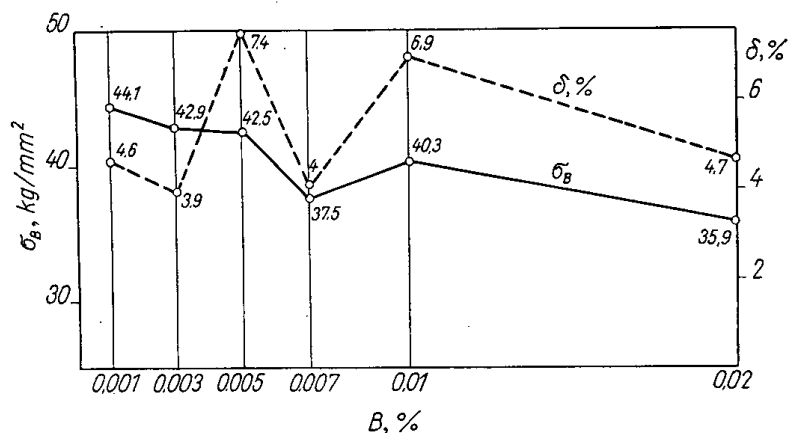
A 93. táblázat és a 139. ábra a FeB-ral kezelt próbapálcák adatait mutatják. A pálcák törete itt is szép fekete volt. A perlit-ferrites szövetségben a B-tartalom növekedésével grafitdurvulás lép fel. A B 3. és B 5. jelű pálcák szövetében cementit is található. Itt tehát valamivel hosszabb hőkezelési, illetve cementitbontási időre lett volna szükség.

94. TÁBLÁZAT

Jel	Bevitt modifikátor, %		C%	Si%	Mn%	S%	P%	Cr%	Szilárdsági érték	
									σ_B , kg/mm ²	δ_2 , %
T 1	Titán	0,005	2,96	0,92	0,55	0,087	0,13	—	37,6	6,66
T 2		0,01	2,96	—	—	0,075	—	—	43,5	6,02
T 3		0,05	3,02	1,07	0,60	0,069	0,13	0,07	41,0	6,57
T 4		0,1	2,70	—	—	0,054	—	—	49,6	3,93
T 5		0,5	3,00	0,93	0,57	0,063	0,018	0,05	39,2	3,15



138. ábra. Al-mal kezelt anyag szilárdsági értékei

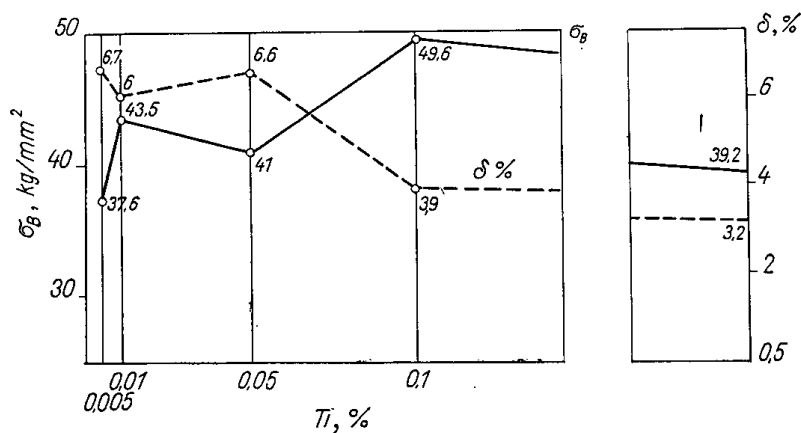


139. ábra. FeB-ral kezelt anyag szilárdsági értékei

95. TÁBLÁZAT

Jel	Bevitt modifikátor, %		C%	Si%	Mn%	S%	P%	Cr%	Szilárdsági érték	
									σ_B , kg/mm ²	δ_3 , %
S 1	Si(FeSi)	0,05	2,94	1,16	0,77	0,106	0,096	—	48,3	2,31
S 2		0,1	2,68	1,13	0,70	0,110	0,088	—	58,0	6,06
S 3		0,3	2,62	1,42	0,75	0,110	0,105	—	51,4	3,60
S 4		0,5	2,72	1,50	0,88	0,130	0,107	—	54,2	4,60
S 5		0,7	2,73	2,09	0,80	0,103	0,105	—	48,8	3,15

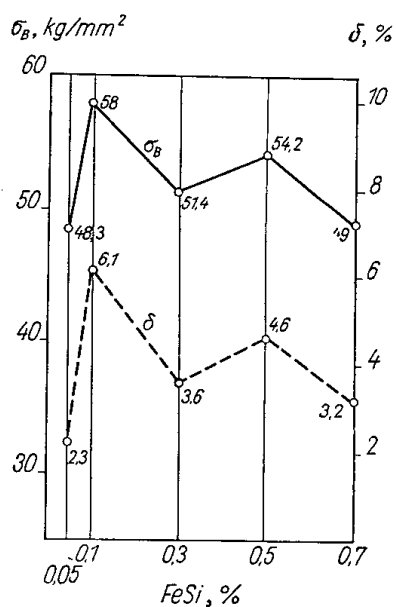
A 94. táblázat, illetve a 140. ábra a FeTi-nal kezelt próbapálcák jellemzőit adja. A pálcák törete fekete, de ez nem a jellegzetes sötét bársonyos fekete, hanem fakó fekete töret. A szövet perlit-ferrites finom kiképzésű perlittel, amelyben feltűnő a helyenként fűzerszerűen elrendezett grafitfészkek kialakulása.



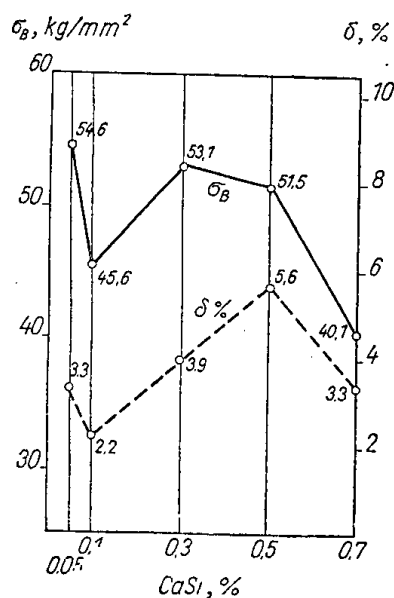
140. ábra. FeTi-nal kezelt anyag szilárdsági értékei

96. TÁBLÁZAT

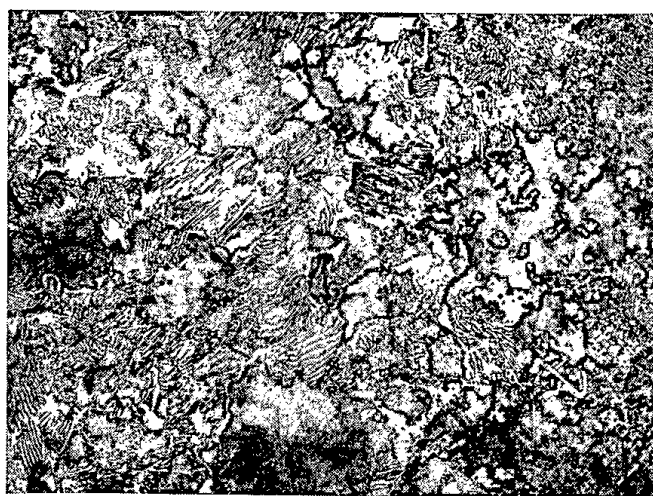
Jel	Bevitt modifikátor, %	C%	Si%	Mn%	S%	P%	Cr%	Szilárdsági érték	
								σ_B , kg/mm ²	δ_3 , %
C 1	Si(CaSi) 0,05	2,99	0,67	0,45	0,103	0,09	0,34	54,6	3,29
C 2	0,1	2,94	0,79	0,49	0,092	0,09	0,32	45,6	2,22
C 3	0,3	2,82	0,84	0,60	0,087	0,10	0,32	53,1	3,93
C 4	0,5	2,69	1,25	0,66	0,079	0,11	0,27	51,5	5,55
C 5	0,7	2,37	0,58	0,55	0,100	0,06	0,13	40,1	3,34



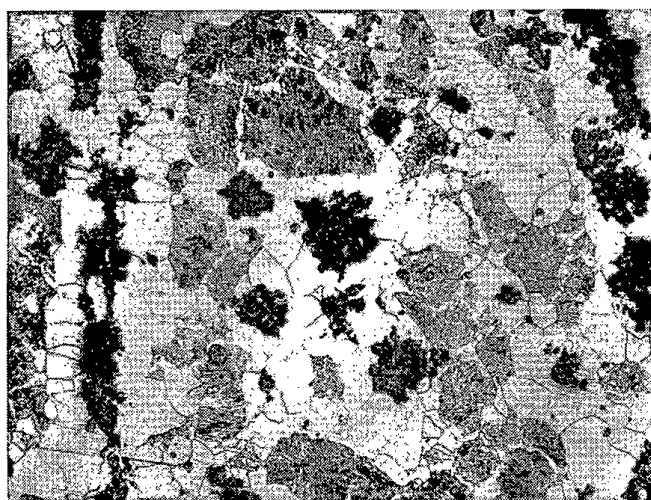
141. ábra. FeSi-mal kezelt anyag szilárdsági értékei



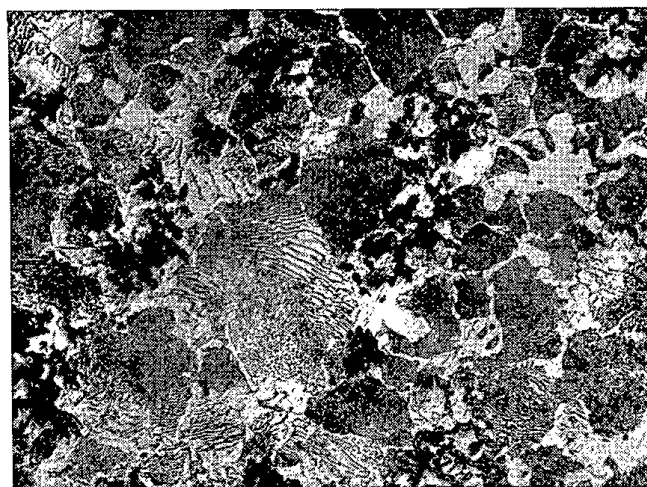
142. ábra. CaSi-mal kezelt anyag szilárdsági értékei



143. ábra. 0,005% Al-mal kezelt anyag szövete (93 órás hőkezelés) 200x: $\sigma_B = 37$ kg/mm²
 $\delta_3 = 0,55$



144. ábra. 0,01% Al-mal kezelt anyag szövete (93 órás hőkezelés) $200\times$: $\sigma_B = 46,2 \text{ kg/mm}^2$
 $\delta_4\% = 7,1$

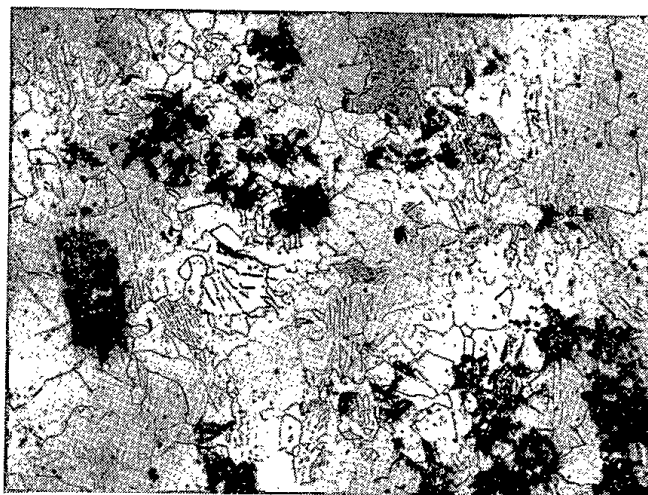


145. ábra. B = 0,003%-kal kezelt anyag szövete (93 órás hőkezelés) $200\times$: $\sigma_B = 39,2 \text{ kg/mm}^2$
 $\delta_3\% = 2,2$

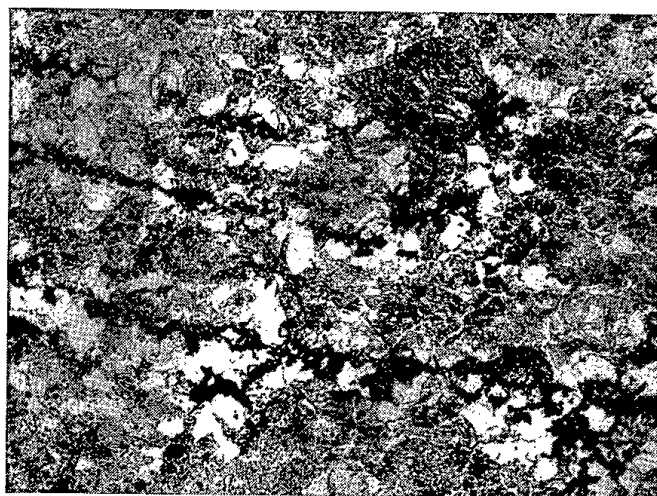
A FeSi és CaSi-mal kezelt temperanyagra vonatkozólag csak annyit jegyzünk meg, hogy a próbapálcák törete fehér volt. A CaSi-mal kezelt pálcák szövetében a kisebb Si-tartalom miatt több cementitet találtunk. A szilárdsági értékek változása a 95. 96. táblázat, ill. a 141. és a 142. ábrákban látható. Az egyes beoltó anyagok hatását a szövetre a 143–150. ábrák mutatják.

A legkedvezőbb szilárdsági értékeket a következő beoltóanyagmennyiségekkel érték el:

0,05% Al	$\sigma_B = 36,3 \text{ kg/mm}^2$	$\delta_3 = 9,0\%$
0,05% B	$\sigma_B = 42,5 \text{ kg/mm}^2$	$\delta_3 = 7,4\%$
0,05% Ti	$\sigma_B = 41,0 \text{ kg/mm}^2$	$\delta_3 = 6,6\%$
0,10% (Fe)Si	$\sigma_B = 58,0 \text{ kg/mm}^2$	$\delta_3 = 6,1\%$
0,50% (Ca)Si	$\sigma_B = 51,5 \text{ kg/mm}^2$	$\delta_3 = 5,6\%$



146. ábra. B = 0,02%-kal kezelt anyag szövete (93 órás hőkezelés) 200×;
 $\sigma_B = 39,4$, $\delta_3\% = 6,7$

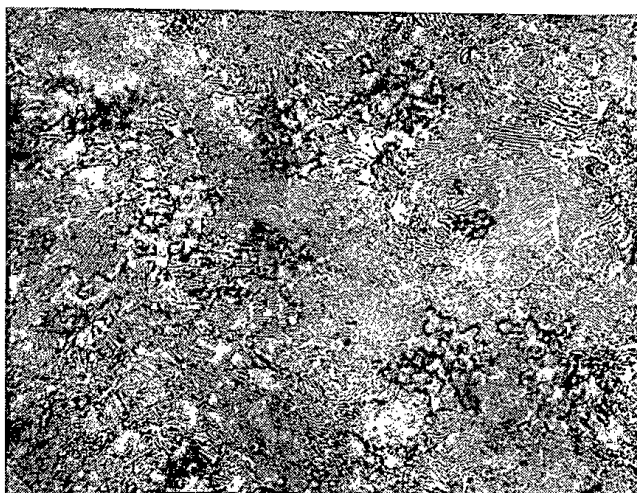


147. ábra. Ti = 0,005%-kal kezelt anyag szövete (84 órás hőkezelés) 200×;
 $\sigma_B = 37,2$, $\delta_3\% = 7,78$

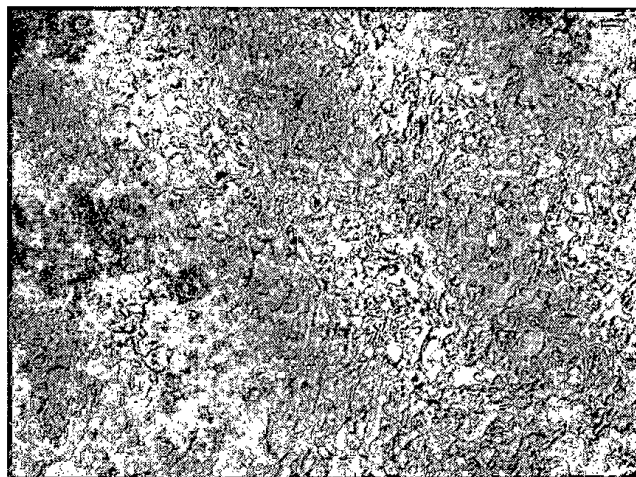
Hőkezelés sófürdőben

A temperálási idő csökkentése érdekében megkíséreltük még a cementit- és perlitbontást külön választani olyképp, hogy a cementitbontást 1020—1040 C°-on 75% báriumkloridot és 25% nátriumkloridot tartalmazó sófürdőben végeztük, a keresztmetszettől függően 40—60 perc alatt. A perlitbontást szokásos módon egy 800 C°-ra felhevített kemencében 25—43 óra alatt hajtottuk végre.

Megfelelő összetételű, 6,9 és 12 mm Ø -jű próbapálcákkal 40, 50 perces sófürdős kezeléssel 27—41 kg/mm² szakítószilárdsági és 12,0—19,9%-os nyúlási értékeket kaptunk.



148. ábra. Si = 0,1% (FeSi) kezelt anyag szövete (93 órás hőkezelés) 200×;
 $\sigma_B = 60,3$, kg/mm² $\delta_3\% = 7,4$

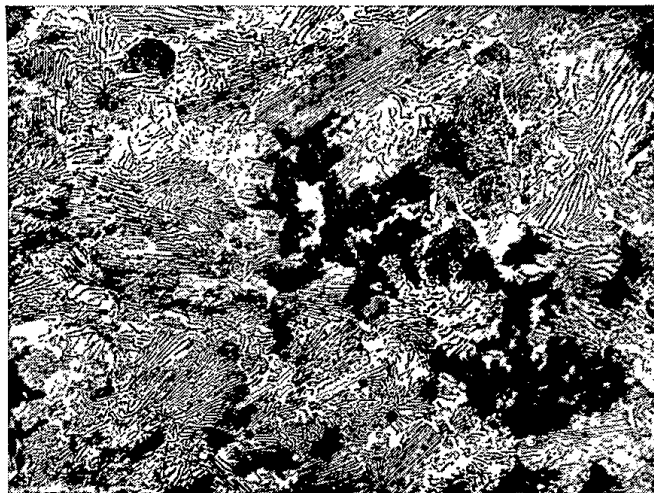


149. ábra. Si = 0,1% (CaSi) kezelt anyag szövete (93 órás hőkezelés) 200×;
 $\sigma_B = 39,6$, kg/mm² $\delta_3 = \%$

A sófürdőben történő lágyítás előnye, hogy nem kell nagy tömegeket (temperáló kemencét, üstöket, csomagolóanyagot) nagy hőmérsékletre felhevíteni, ami sok tüzelőanyag, nagy kemencebélésanyag és temperálóüst-fogyasztással jár. Hátránya, hogy az öntvényekre tapadó és csak nehezen eltávolítható sófürdőmaradék elősegíti az öntvények erős rozsdásodását.

Hőkezelés semleges gázfázisban

A temperöntvények hőkezelésekor végbemenő kémiai fizikai folyamatok felderítésekor teljesen tisztázódott a temperálási folyamat mechanizmusa, ami lehetővé tette olyan kemencék szerkesztését, amelyekben a szükséges reakciók



150. ábra. Si = 0,5% (CaSi) kezelt anyag szövete (93 órás hőkezelés) 200×;
 $\sigma_B = 53,3$, kg/mm² $\delta_3\% = 6,66$

lefolyásához szükséges gázatmoszférát elő lehet állítani. Ezeknek a — az irodalomból már eléggé ismert — különböző típusú kemencéknek a lényege a légmentesen záródó kemencetér, amelyet célszerűen elektromos ellenállásokkal vagy fűtőcsövekkel hevítenek. Az ilyen ún. „gázfázisú” temperálókemencék előnye a régi kemencékhez viszonyítva, hogy a kemencékben történő hőkezeléskor nincs szükség a különböző csomagolóanyagokra és lágyítóüstökre, amelyek nemcsak a kemencék hőtehetetlenségét növelik, hanem a hasznos kemencetér nagy részét is feleslegesen elfoglalják. A gázfázisú temperálási eljárással még az öntvények tisztítási költségei is csökkennek, mert a kellemetlen ércrásulések is elesnek. A gáztemperáló kemencék kis hőtehetetlensége következtében a felfűtési időt lényegesen meg lehet rövidíteni és az előírt hővezetést pontosan be lehet tartani, ami nemcsak a temperálási idő csökkentéséhez, de a minőség javításához is vezet.

Gázfázisú temperálási kísérletek végzéséhez Intézetünk egy laboratóriumi (2 × 50 kg befogadóképességű) elevátor rendszerű, elektromos fűtésű ikerkemencét készített. A kemencét eddig csak feketetöretű temperöntvények hőkezelésére használtuk. Első kísérleteinkben meghatároztuk a kemence hőtárolóját, és vizsgáltuk a kemencéből kikerülő próbák szilárdsági értékeit.

A kemence vezetését az előírt hőtárolójának megfelelően lehet végezni. A lágyítandó próbatesteket — mivel a kemencetér nem tudtuk öntvényhiány miatt kitölteni — az erős oxidáció elkerülése végett, még külön légmentesen elzárt (hegesztett) dobozba kellett helyezni.

Az első kísérleti lágyítás 95 órás ideje, 27 óra felfűtésből 950 °C-ra, 14 óra hőtartásból, 10 óra gyors hűtésből 950 °C-ról 750 °C-ra és 44 óra lassú hűtésből 750 °C-ról 680 °C-ig állott. A lágyításban üzemi öntvények szerepeltek, amelyek összetétele 2,55% C, 0,85% Si, 0,64% Mn, 0,17% P, 0,26% S és 0,06% Cr volt. A hőkezelt 8–10 mm falvastagságú öntvények szövete tiszta ferrites alapból és temperszénből állott.

A második kísérlet célja a cementit- és a perlitbomlás idejének meghatározása volt. A különböző időszakokban kivett próbák szövetéből megállapí-

tottuk, hogy a fenti összetételű anyag esetén a cementitbomláshoz 14, amíg a perlitbomláshoz 40 óra szükséges.

A feketetöretű temperöntvények gázfázisos temperáló kemencében történő hőkezelésének a gyakorlatba való átvitele céljából egyik öntödénk egy 1 tonnás, hazai tervezésű elektromos, elevátor rendszerű gázfázisos temperáló kemencét állított üzembe. A kemencét a hőkezelési kísérletek megkezdése előtt — szovjet dokumentáció alapján — gondosan kiszárítottuk.

A próbálógyításokat 3—4 hónap alatt összegyűjtött selejtes fittingekkel végeztük. A fittingek összetétele így nagyon változó volt. A C-tartalom 2,10—3,00%, a Si-tartalom 0,26—0,92%, a S-tartalom pedig 0,20—0,28% között ingadozott, és így vegyesen fehér- és feketetöretű öntvényeket kaptunk.

A kísérletekkel meghatározott hőkezelési ciklus a következő:

felfűtés 950 C°-ra 10—12 óra

hőntartás 950 C°-on 18—20 óra

gyors hűtés, a kocsi leeresztésével 760 C°-ra kb. 15—20 perc

lassú hűtés 760—700 C°-ra 30 óra.

A kísérletekből kitűnt, hogy a gázfázisú kemencében 60 órás hőkezeléssel lényegesen jobb minőségű (100% lapíthatóságú) fittingek állíthatók elő, mint pl. a hazai viszonylatban korszerű, gáztüzelésű alagútkemence 88 órás ciklusából kikerülő (20—50% lapíthatóságú) fittingek.

ÖSSZEFOGLALÁS

Feketetöretű temperöntvények hőkezelési idejének meghatározására végzett kísérletek ismertetése, melyek célja a kupolából öntött temperanyag optimális szilárdsági értékének biztosítása. A legkedvezőbb szilárdsági értékeket adó C+Si és Mn/S arány meghatározása. Félüzemi és üzemi kísérletek a hőkezelési időt károsan befolyásoló Cr-tartalomnak FeB-os kezeléssel történő kiküszöbölésére. Különböző ötvöző elemek (Al, B, Ti, FeSi és CaSi) hatásának vizsgálata a szilárdsági értékekre. Gyorstemperálás sósfürdőben. 60 órás üzemi hőkezelési kísérletek

I R O D A L O M

1. Nagyzsádányi E.: Mérnöki Továbbképző Intézet 1952—54 előadássorozat 2755. sz.
2. Orsz. Bányászati és Kohászati Egyesület és a Magyaróvári Mezőgazdasági Gépgyár 1954. I. 28-i ankétja.
3. P. N. Akszenov: Öntvények gyártása 1952. évi kiadás p. 541.
4. H. Poetter: Temperglass. VEB Verlag Berlin 1953. p. 42.
5. G. Martin: Influence du bore sur le propriétés de la fonte malléable a coeur noir. Fonderie 84, 1953. janvier p. 3265—3280.

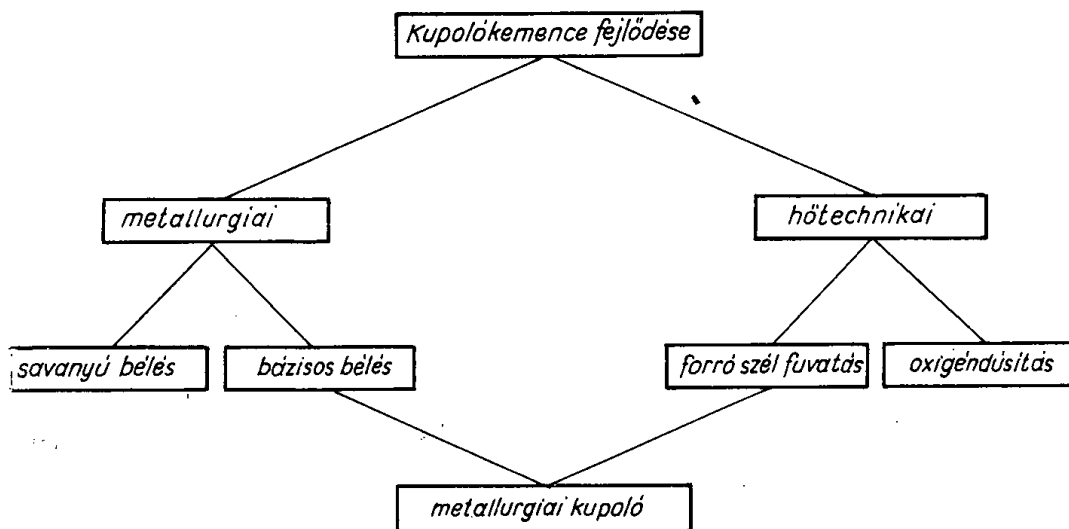
KUPOLÓKEMENCÉVEL KAPCSOLATBAN VÉGZETT KÍSÉRLETEK

DR. VARGA FERENC
a műszaki tudományok kandidátusa

DK 621.745.34

Bevezetés

A kupolókemence a múlt évszázad második felében a szerkezeti és szélel-
látási változások után századunk 30-as éveitől kezdve ment át forradalmi vál-
tozásokon (151. ábra). Tisztázták a hidegszeles és a forrószeles, a savanyú
bélésű kupoló metallurgiai és égési folyamatait, az oxigéndúsítás hatását a
kupoló égési folyamataira, majd a bázisos bélésű kupoló metallurgiai folyama-



151. ábra. A kupolókemence fejlődése

tait. Ennek eredményeként született meg a legutóbbi években a metallurgiai ku-
polókemence, amely több száz órás üzemidejével, betétanyagának igénytelen-
ségével nemcsak az öntödéknek, hanem az acélműveknek is nagyon hasznos
kemencéje lett. A kupolókemencének ez a nagy fejlődése természetesen annak
szerkezetében és műszerezettségében is jelentkezik.

Hazánkban a kupolókemence fejlődése lényegében az új kupolók méreteinek helyes megválasztásában jelentkezett, és alapkísérletek folytak a forrószél előnyeinek az igazolására. Nagyobb lehetőség volt a bázisos bélésű kupoló vizsgálatára, amelyet az elmúlt években nagyüzemi termelésbe is beállítottunk.

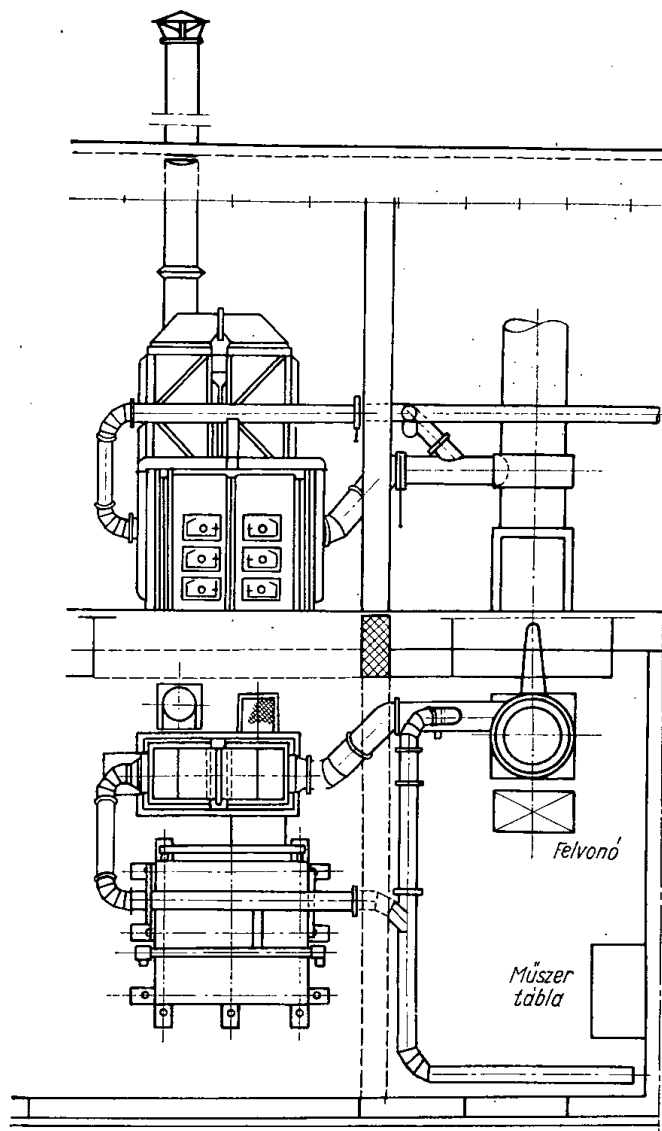
A forrószeles kupoló [1]

A forrószeles kupoló az elmúlt 10 év alatt rohamosan elterjedt, ami a hozzáfűzött műszaki és gazdasági előnyök beteljesülésének bizonyítéka. Az eddigi üzemi tapasztalatok alapján ezeket az előnyöket a következőkben foglalhatjuk össze:

1. Az olvasztási költségek az olcsóbb betétanyagok felhasználása révén csökkennek.
2. 40%-ig terjedő kokszfelhasználás csökkenése lehetséges.
3. Gyengébb minőségű, olcsóbb kokszot is lehet használni.
4. Szilíciumleégés nincs, így lényeges szilíciumötvöző megtakarítása lehetséges.
5. Kisebb a mangánleégés.
6. Lényegesen kisebb a vasleégés.
7. Még savanyú salakkal is nagyobb a kéntelenítés.
8. Nagyobb a csapolási hőmérséklet.
9. Jobb a folyékony vas formatöltő-képessége.
10. Javul az öntöttvas minősége.
11. A folyékony vas összetétele egyenletes, ha a szél hőmérséklete állandó.
12. A kisebb selejt révén nagyobb az öntvénykihozatal.
13. A kupoló teljesítménye 30—50%-kal nő.
14. Kisebb a kupoló karbantartási költsége.
15. Csökken az 1 tonna folyékony vasra eső bérköltség.
16. Az átolvasztási költségek 15—40%-kal csökkennek.
17. A fúvókák állandóan tiszták.
18. Kevesebb a füstgázokkal elvitt pormennyiség, a környéket kevésbé szennyezi.
19. Könnyebben szabályozható a kemenceteljesítmény a befagyás veszélye nélkül.
20. Nincs toroktűz.

A forrószél adta előnyök reprodukálására és vizsgálatára idehaza is építettünk egy kísérleti berendezést. A berendezést a KGMTI tervezte, és azt 1954-ben az Április 4 Gépgyár egyik 800 mm Ø kupolójához építettük. Az elérendő szélhőmérséklet 400 C°, s óránként 4800 m³ levegőt kell felmelegíteni hazai gázkoksz elégetésével nyert füstgáz melegtartalmával (152. ábra).

A koksz elégetése síkrostélyon történik, ahonnan a füstgáz a keverőtérbe áramlik, amelybe szükség esetén hideg levegő fújható az esetleges túl nagy füstgázhőmérsékletnek 900 C°-ra való csökkentése céljából. A keverőtérből a füstgáz az elégető kamrától egy csatornán keresztül független csőnyalábos levegőmelegítőbe áramlik, amely az elégető kamrát a hővisszanyerő berendezéssel összeköti. A forró füstgáz a csöveken keresztül távozik a szabadba. A füstgáz áramlásához képest a melegítendő levegő ellenáramban, a füstcsövek körül áramlik a kupoló felé. A csőnyaláb felső végén egy tömszelence úgy zár



152. ábra. Kísérleti kalorifer és kupulókemence az Április 4. Gépgyárban

le, hogy az a csövek hőokozta tágulását ne akadályozza, és mégis meggátolja a füstgáznak a levegővel való keveredését.

A levegő melegítéséhez a veszteségek figyelembevétele mellett 700 000 kcal/ó hőre van szükség, amelynek előállításához 200 kg/ó kokszot kell elégetni (számított érték $\eta = 0,6$ mellett). A rekuperátorcső mérete $\varnothing 50/54$. Anyaga a Lenin Kohászati Művekben hengerelt alitált acélső. Beépített fűtőfelülete 80 m².

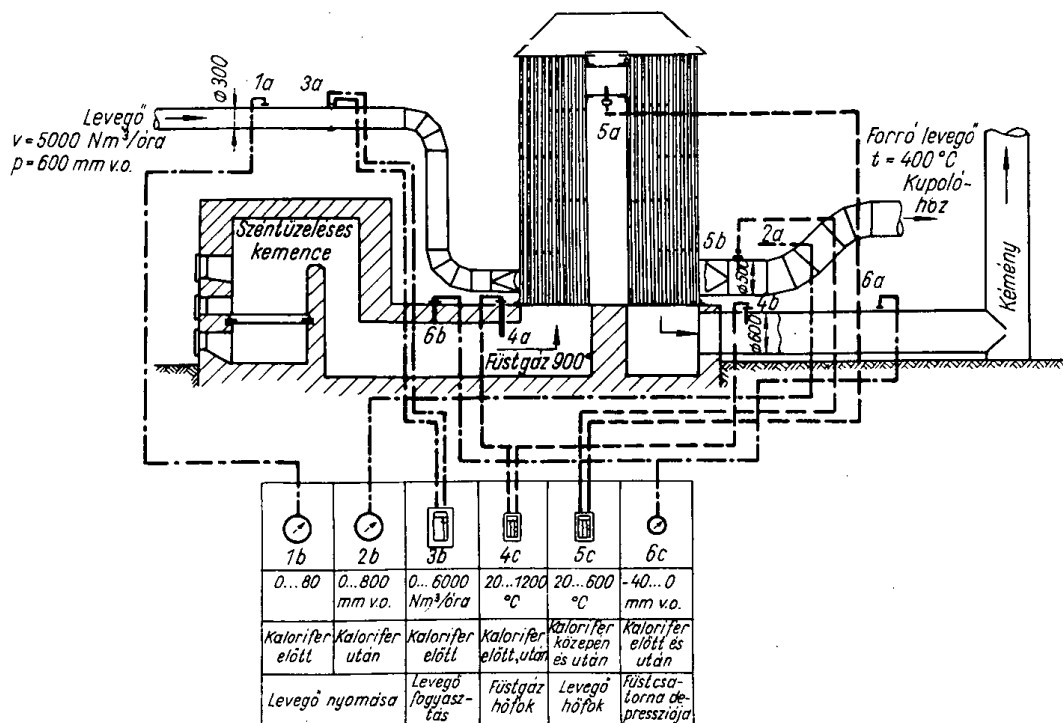
A berendezés Root-fűvőből nyeri a szükséges levegőmennyiséget. Ugyan- ebből a forrásból kap levegőt az elégető rostély-aláfűvás és a füstgázhígítás. Ennek szabályozása a berendezést kezelő személy feladata.

Az elégető kamrában való tüzelés megkezdésekor a rekuperátoron keresztül a levegőáramlást meg kell indítani, nehogy a berendezés elégjen. Ugyanígy

leállítás alkalmával is mindaddig hideg levegő átfűvése ajánlatos, amíg a tüzelő-
térből távozó füstgáz hőmérséklete nagy.

A berendezést megfelelően ellátták műszerekkel (153. ábra).

Az elvégzett vizsgálatok a szélhőmérséklet ingadozása (250 és 350 C°
között) ellenére azt mutatták, hogy a kupoló teljesítménye 18,6%-kal nőtt, a
kokszfogyasztás 16,8%-kal csökkent. A kalorifer fűtéséhez 2,25% hazai gáz-



153. ábra. Kálórifer és műszerei

koks volt szükséges. A folyékony vas hőmérséklete állandóan 1400 C°-on vagy
afölött volt. A kísérőelemek változása összhangban volt az irodalomban közöl-
tekkel, de azt a mértéket a kisebb szélhőmérséklet miatt nem érte el.

A kálórifer üzemében egyedül a füstcsövek tömítése okozott zavart, mert
az több esetben kiégett.

Bázisos bélésű kupólókemence [2]

A bázisos tűzálló anyagok minősége, viselkedése, valamint ára országon-
ként erősen változik, ezért szükséges volt a hazai gyártású bázisos tűzálló
anyagok tartósságát, illetve viselkedését a kupólókemencében megvizsgálni.
A laboratóriumi és üzemi kísérleteknek további feladata volt megállapítani a
hazai betétanyagok és koksviszonyok, valamint változó mennyiségű salak-
képző adagolása mellett a lehetséges kéntelenítés mértékét, és tisztázni a kén-
csökkenés metallurgiai feltételeit.

A 300 mm belső átmérőjű kupólókemencében végzett alapvető labora-
tóriumi kísérletek [3] után Csepelen a 3. vasöntöde 800 mm belső átmérőjű

kupolókemencéjében folytak bázisos kísérleti olvasztások. [4] Az így szerzett tapasztalatok alapján indult meg a rendszeres üzemi olvasztás itt két db 900, [5] majd a Salgótarjáni Acélárugyár 1300 mm-es kupolókemencéjében [6]. A kupolókemencék műszaki adatait a 97. táblázatban foglaltuk össze, valamint

97. TÁBLÁZAT

Kupoló belső átmérője, mm	300	800	900	1300
Kupoló külső átmérője, mm	650	1300	1400	2100
Hasznos aknamagasság, mm	2100	3600	4600	5300
Hasznos aknamagasság: belső átmérő	7	4,5	5,1	4,1
Medencemagasság, mm	500	800	920	800
Fúvókasorok száma	1	1	1	1
Fúvókák száma, db	4	5	6	6
Fúvóka mérete, mm	80	180 × 110	265 × 95	380 × 150
Fúvóka keresztmetszete, m ²	0,005	0,0198	0,025	0,057
Összes fúvókák keresztmetszete, m ² .	0,02	0,099	0,151	0,342
Összes fúvókák keresztmetszete kemence keresztmetszete	0,143 (1 : 7)	0,197 (1 : 5,1)	0,243 (1 : 4,1)	0,257 (1 : 3,9)
A kiértékelés alapját savanyú képező olvasztási napok száma bázisos	18 18	— 10	46 42	105 98
Olvasztási teljesítmény	0,47	3,0	4,3	7,3

megadtuk a kiértékelés alapját képező olvasztási napok számát. A különböző méretű hidegszeles bázisos kupolókemencékkel szerzett tapasztalatainkat a következőkben kívánjuk összefoglalni annak figyelembevételével, hogy a bázisos bélés mennyivel növeli az olvasztás költségeit és milyen metallurgiai előnyök várhatók.

A bázisos fal tartóssága és költsége. A 300 mm belső átmérőjű kupolókemencét magnezit, majd dolomit, később pedig korund tűzálló téglával falaztuk ki. Az üzemi kísérletekhez egy 800 mm Ø-jű kupolót magnezit-, majd dolomit-magnezittéglával falaztunk ki. A rendszeres üzemi gyártás két 900 mm Ø -jű kupolóban hasonló béléssel indult meg. Az 1300 mm Ø-jű kupolókemence végig magnezitbéléssel dolgozott.

Az egyes tűzálló anyagok tartósságának összehasonlítására a minden olvasztás után mért kemenceátmérő maximális, sugárirányú, mm-ben mért növe-

kedését, azaz a falazat kopását használjuk fel. Ha a sugárirányú növekedést egységnyi adagolt vasbetétre vonatkoztatjuk, úgy az egyes tűzálló anyagok fajlagos, sugárirányú kopását összehasonlíthatjuk. A 98. táblázatban foglaltuk össze a különböző átmérőjű kupolók fajlagos kopását, amiből a következőket állapíthattuk meg:

98. TÁBLÁZAT

mm/t	300 ø	800 ø	900 ø	1300 ø
Magnezit	21,2 (1,0)	11,7 (1,0)	5,2 (1,0)	1,5
Dolomit	39,2 (1,85)	—	—	—
Dolomit-magnezit	—	8,5 (0,75)	3,1 (0,59)	—
Korund	39,3 (1,86)	—	—	—
Savanyú	46,4 (2,18)	—	—	—

1. A kupolókemence átmérőjének növekedésével csökken a sugárirányú bővülés, amit a magnezit négy, a dolomit-magnezit két adata bizonyít.

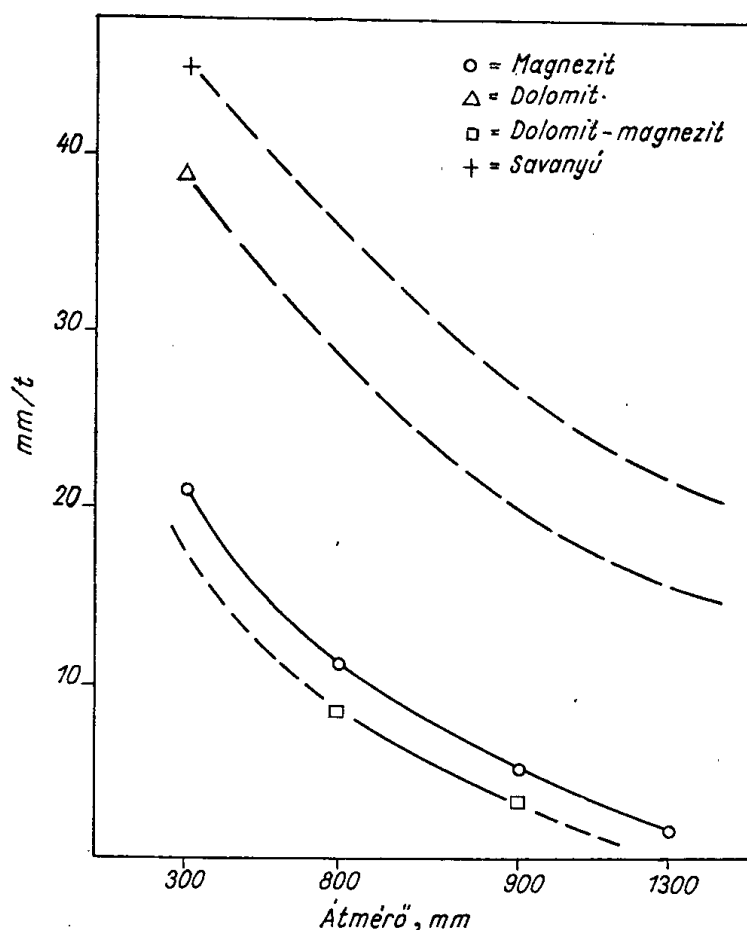
2. Ha egységnek a magnezit fajlagos kopását vesszük (zárójelben közölt számok), azt látjuk, hogy a dolomit-, a korund- és a savanyúbélés fajlagos kopása a 300 mm ø -jű kupolóban nagyobb, a *dolomit-magnezitbélésé a 800 és a 900-as kupolóban viszont kisebb.*

A két megállapítás szemléltetően mutatja a 154. ábra. (szaggatott vonalak feltételezett helyzetűek).

A bázisos és a savanyú olvasztás költségeinek összehasonlítására legal-
kalmasabb egy hosszabb üzemi periódus, ezért a 900-as és az 1300-as kupoló
bázisos és savanyú költségeit hasonlítottuk össze (99. és 100. táblázat). Az
összehasonlítás a 900-as kupolónál azonos naptári időben történik, amíg az
1300-as esetében az előző év azonos 10 hónapját hasonlítjuk össze. A vizsgált
időszakban mindkét kupolókemencének az olvasztási napok száma, a gyártott

99. TÁBLÁZAT

	Ft/100 kg
Magnezit	164,0
Dolomit	102,5
Dolomit-magnezit ..	164,0
Korund	148,0
Savanyú	31,0



154. ábra. Különböző tűzálló anyagok fajlagos kopása

100. TÁBLÁZAT

Kúpoló	Bélés minősége	Olvasztási napok száma	Gyártott kokillák			Tűzálló anyag költsége, Ft	1 t kokillára eső tűzálló anyag költsége		Bázisos által okozott költség-többlet, %
			száma	összes súlya, t	értéke, Ft		Ft	%	
900 Ø	Bázisos (dolomit-magnezit)	42	857	1028	1 674 612	98 584	95,8	5,9	3,3
	Savanyú	46	1042	1242	2 023 218	53 852	43,1	2,6	
1300 Ø	Bázisos (magnezit)	58	1304	7444	12 126 536	375 925	50,5	3,1	2,1
	Savanyú	105	1345	7640	12 445 500	121 309	16,0	1,0	

acélműi kokillák száma, súlya és termelési értéke nagyságrendben megegyezik. A felhasznált bázisos tűzálló anyag ára a 900-as kupolónál kb. 1,8-szor, az 1300-as kupolónál kb. 3,1-szer nagyobb, mint a savanyúé. A tűzálló bélés költségeket 1 t kokilla egységárára (1629 Ft) vonatkoztatva hasonló eredményeket kapunk, s végeredményben megállapíthatjuk, hogy a bázisos tűzálló anyag a kokilla egységárára vonatkoztatva $5,9 - 2,6 = 3,3\%$, illetve $3,1 - 1,0 = 2,1\%$ többletköltséget okoz. Ezt a költségnövekedést, a bázisos olvasztás által biztosított anyagminőség javulása révén az acélműi kokillák tartósságának $2 - 3\%$ -os javulásának kell kiegyenlítenie.

Metallurgiai értékelés

Betétanyagok. Kiértékelésünkhöz csak az acélműi kokillagyártás adagösszetételének megfelelőeket használjuk fel, amelyekre vonatkozó adatokat az 101. táblázatban foglaltuk össze.

101. TÁBLÁZAT

	300	800	900	1300
Vasbetét	40% nyersvas 60% öntvény- töredék és FeSi, FeMn	50% nyersvas 50% kokilla- töredék és FeSi, FeMn	50% nyersvas 50% kokilla- töredék és FeSi, FeMn	45% nyersvas 55% kokilla- töredék és FeSi, FeMn
Salakképző vasbetét súlyra vonatkoztatva	3-8% mészkő 2% folypát	6% mészkő	6% mészkő	4-6% mészkő
Adagra vonatkozó olv- koksz%	16	15	14	12,5
összes átl ag	24,4	20,8	17,5	14,2

A kísérőelemek változása

A 300 mm-es kupolókemencében először tisztázni kívántuk a salakképző mennyiségének hatását a kísérőelemek változására. Két magnezitbéléses olvasztással (102. táblázat) megállapítottuk, hogy a salakképző mennyiségének növelésével a szilícium- és mangánleégés nő, a foszforfelvétel csökken, a karbon mennyisége és a kéntelenítés mértéke pedig nő.

A következő lépésben dolomitbélés esetén tágabb salakképző határok között a kísérőelemek relatív változását vizsgáltuk, s ennek eredményét a 155. ábra szemlélteti. Ebben már határozottabban mutatkozik a kísérőelemek változási iránya, amiből a következőket állapíthatjuk meg: a salakképző mennyiségének növelésével a karbonleégés csökken, és kb. 6% mészkőadagolás fölött már növekvő értékeket mutat: a szilíciumleégés nő, a mangánleégés és a foszfor-növekedés pedig csökken. A kéntelenítés a salakképző mennyiségének növelésével egyre hatásosabb, és $8 - 10\%$ -os mészkőadagolással $50 - 70\%$ -os kéntelenítést (0,020, illetve 0,033 absz. S%) lehet elérni.

A 800 mm belső átmérőjű kupolóban végzett kevés számú kísérlet hasonló eredményeket adott, de ugyanakkor azt az eddigi tapasztalatunkat is igazolta,

102. TÁBLÁZAT

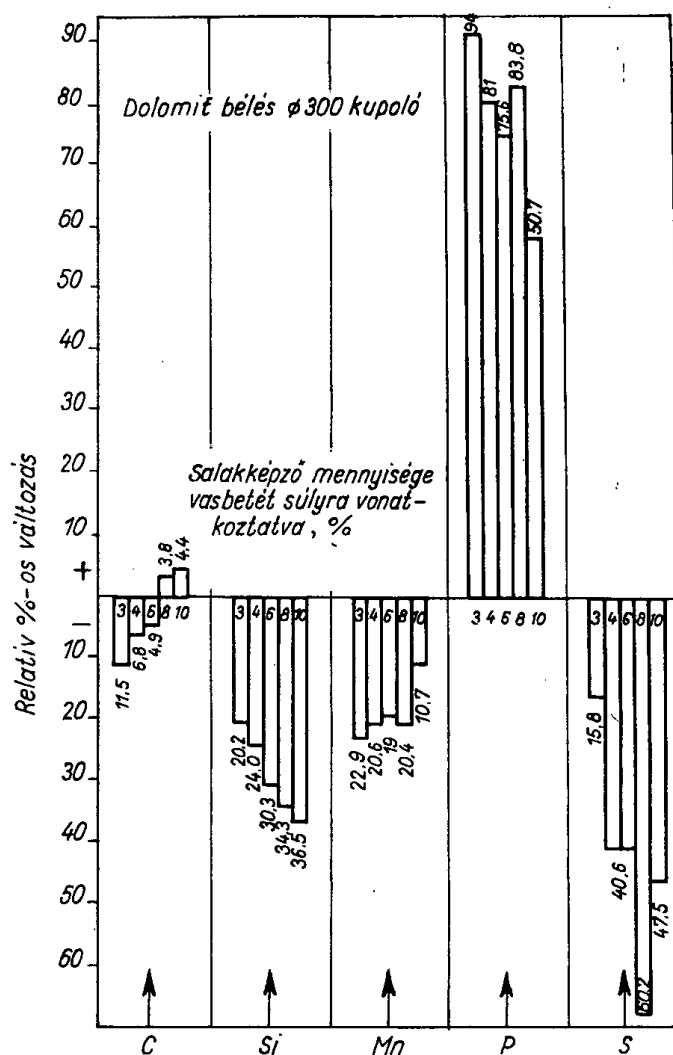
Jel	Salakképző	Adagolt összetétel %					Elemzett összetétel %					Relatív %-os változás					
		C	Si	Mn	P	S	C	Si	Mn	P	S	C	Si	Mn	P	S	
154—5	3% mészkő	3,65	4,80	0,60	0,126	0,083	3,26	3,98	0,53	0,266	0,053	—10,6	—17,1	—11,7	+111,0	—36,2	
154—3	6% mészkő	3,65	4,80	0,60	0,126	0,083	3,28	3,43	0,50	0,216	0,043	—10,2	—28,5	—16,7	+71,3	—48,4	

103. TÁBLÁZAT

Kúpóló- átmérő, mm	Fal minősége	Adagolt összetétel %						Elemzett összetétel %						Relatív %-os változás					
		C		Si	Mn	P	S	C		Si	Mn	P	S	C		Si	Mn	P	S
900	Magnezit	3,30	2,52	1,09	0,142	0,067	3,54	1,71	0,87	0,178	0,068	+6,96	-28,6	-19,46	+30,00	+9,17			
	Dolomit— magnezit	3,41	2,41	0,92	0,132	0,069	3,52	1,62	0,76	0,164	0,077	+3,13	-32,03	-19,24	+26,28	+15,35			
	Savanyú	3,65	2,44	0,96	0,135	0,068	3,48	1,70	0,69	0,166	0,096	+0,36	-28,5	-24,8	+29,0	+42,2			
1300	Magnezit*	3,25	1,80	0,75	0,15	0,07	3,53 (3,79) **	1,23	0,64	0,180	0,071	+8,6 (+16,8) **	-31,6	-14,7	+20,0	+1,43			
	Savanyú*	3,25	1,80	0,75	0,15	0,07	3,39	1,40	0,57	0,170	0,092	+4,3	-22,3	-24,1	+13,3	+31,4			

* Az adagolt összetétel nem esetenként számolt, hanem évek óta betartott adagolási összetétel.

** Lapokból elemzett C és ebből számított változás.

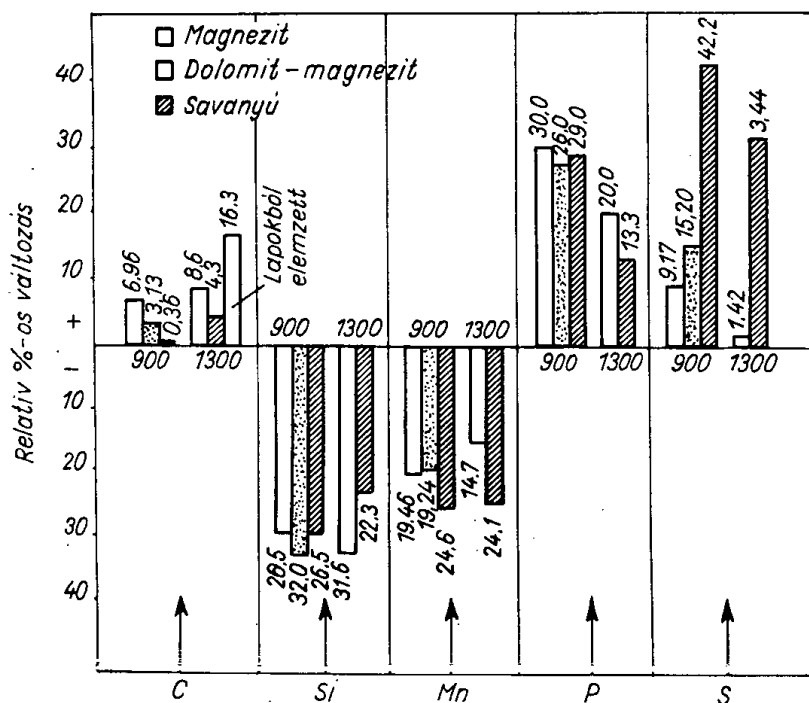


155. ábra. A salakképző mennyiségének a hatása a kísérőelemek változására dolomitbélésben

hogy a salakképző mennyiségének növelésével — különösen 6% mészkőmennyiség fölött — nőnek az olvasztási nehézségek. Nagyobb az üzemzavart okozó belső tapadékok keletkezésének lehetősége és veszélye. Éppen ezért a rendszeres nagyüzemi olvasztáskor egy-két kivételes esettől eltekintve 6% salakképzőt adagoltunk.

A nagyüzemi gyártás folyamán 900 mm-es kupolóban 46 savanyú és 42 bázisos, az 1300 mm-es kupolóban 105 savanyú és 98 bázisos olvasztási napon gyártott acélműi kokillák számított és elemzett átlagos összetételét, valamint a kísérőelemek átlagos relatív százalékos változását a 103. táblázat és a 156. ábra szemlélteti. Ebből a nagy adathalmazból már számszerű következtetéseket is vonhatunk le.

A karbon mindkét kemencében nő. Növekedése a 900-asban magnézitbélés esetén kerekén 7%, dolomit—magnézitbélésben 3%, a nagyobb átmérőjű



156. ábra. A kísérőelemek relatív százalékos változása 900 és 1300 mm Ø kupolában

1300-as kupolában 8%. A hidegszeles bázisos kupolóban tehát kerekén 6%-os karbonnövekedéssel számolhatunk.

A karbonvizsgálatokhoz a kokillákkal egyidejűleg homokba öntött $20 \times 20 \times 100$ (900-as kupoló), illetve 100 mm Ø -jű 50 mm magas (1300-as kupoló) próbák fűrt forgácsait használtuk.

A külföldi irodalom is sokszor foglalkozott az így vett mintákból történő vizsgálatok helyességével. A próbavétel megváltoztatására legutóbb az angol kokillabizottság tett javaslatot. [7] Eszerint a próbát vaskokillába öntik, amelyben a 2 mm-es lapkák még acélműi kokillaösszetétel mellett is fehéren dermednek. A lapkákat apróra zúzzák, s ebből veszik a karbonelemzés anyagát. Így elkerüljük a fűrés közbeni grafitcsökkenést. Az angol javaslatnak megfelelő kokillát készítettünk, s abban 64 esetben öntöttünk párhuzamos próbát az 1300-as kupolában (103. táblázat és 156. ábra). Az így kapott összes karbon-tartalom 0,26 absz. C%-kal nagyobb a szokásos bázisos próbából elemzetténél és 0,4 absz. C%-kal nagyobb a savanyú olvasztások átlagos karbontartalmánál, ami viszont 17%-os növekedést jelent az adagolthoz képest.

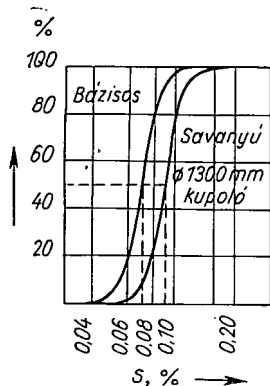
A szilíciumcsökkenés bázisos körülmények között nagyobb, és pedig a 900-as kupolában átlagosan 1,8%-kal az 1300-asban pedig 9,3%-kal. Átlagban 5,5%-kal nagyobb. A két eredmény átlaga azt mutatja, hogy a savanyú bélésű kupolában a szilíciumleégés kerekén 25%, a bázisosban 30%.

A mangánleégés bázisos olvasztáskor és nagyobb kupolában kisebb; savanyú bélésű kupolában kerekén 25%, bázisos bélésű kupolában pedig 17%.

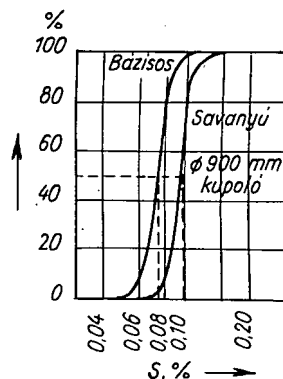
A foszfornövekedés bázisos kupolókemencében közel azonos, vagy inkább nagyobb.

A kénfelvétel a nagyobb méretű kupolóban kisebb. A 900 mm-es kupolában bázisos bélés esetén az átlagos kénfelvétel 12,26%, savanyú bélés mellett 42,2%; a kénfelvétel tehát kerekén 30%-kal kisebb bázisos viszonyok mellett. Az 1300-as kupolókemencénél is teljesen azonos eredményeket kapunk.

Érdekes megvizsgálni a két nagyüzemi gyártás kéneloszlásának kumulatív gyakorisági görbéjét (157. és 158. ábra). Az 50%-nál nyert középértékek megegyeznek a 103. táblázatban közölt számított középértékekkel. A diagramból az is megállapítható, hogy bázisos olvasztáskor a 900-as kupolóban az összes kokilla, az 1300-asban a kokillák 95%-ának a kén tartalma 0,1%-alatti.



157. ábra. Kéneloszlás kumulatív gyakorisági görbéje 900 mm Ø-jű kupolóban



158. ábra. Kéneloszlás kumulatív gyakorisági görbéje 1300 mm Ø-jű kupolóban

Savanyú olvasztáskor ugyanakkor 67%-a, illetve 71%-a van 0,1% kén tartalom alatt. Ha a kokillák kén tartalom elírását szigorítanánk és azt 0,08%-ban írnanék elő, akkor bázisos olvasztáskor mindkét kemencében az összesség 76,5%-a, savanyú olvasztáskor pedig 900-as kemencében az 5%-a, 1300-asban 23%-a esne csak a 0,08%-os határ alá.

A bázisos salak szerepe. A kén telenítés mértékét köztudomásúan a következő tényezők befolyásolják:

- a salak hőmérséklete,
- a salak összetétele és a
- salak mennyisége.

Az adott üzemi körülmények között a salak hőmérsékletével nem számolunk, mert az azonos üzemi viszonyok mellett állandónak vehető fel. A vizsgált időszakra vonatkozó salak jellemzőket a 104. táblázatban foglaltuk össze.

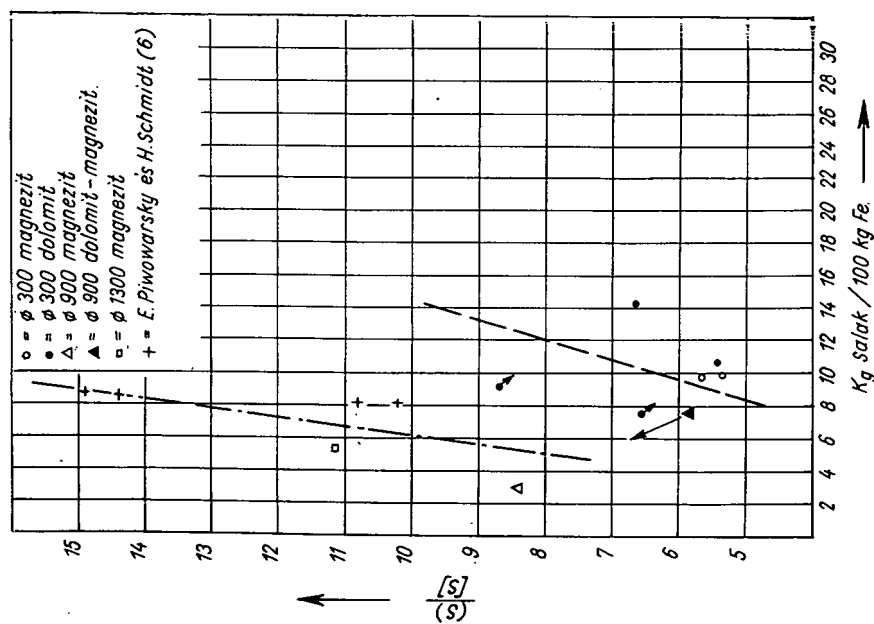
A salak mennyisége és a kén telenítés mértéke közti összefüggést a 159. ábra szemlélteti. A diagramba Piwowsky és Schmidt [8] kísérleti eredményeit is berajzoltuk. Az elég nagy szórással jelentkező pontok helyzetéből azért megállapítható, hogy a nagyobb átmérőjű kupolókemencében kisebb salak-súlyokhoz nagyobb kén telenítés tartozik.

Oelsen [9] megállapítása szerint a kupolókemencében a nagy karbon- és szilícium tartalmú betét által biztosított intenzív redukáló viszonyok mellett

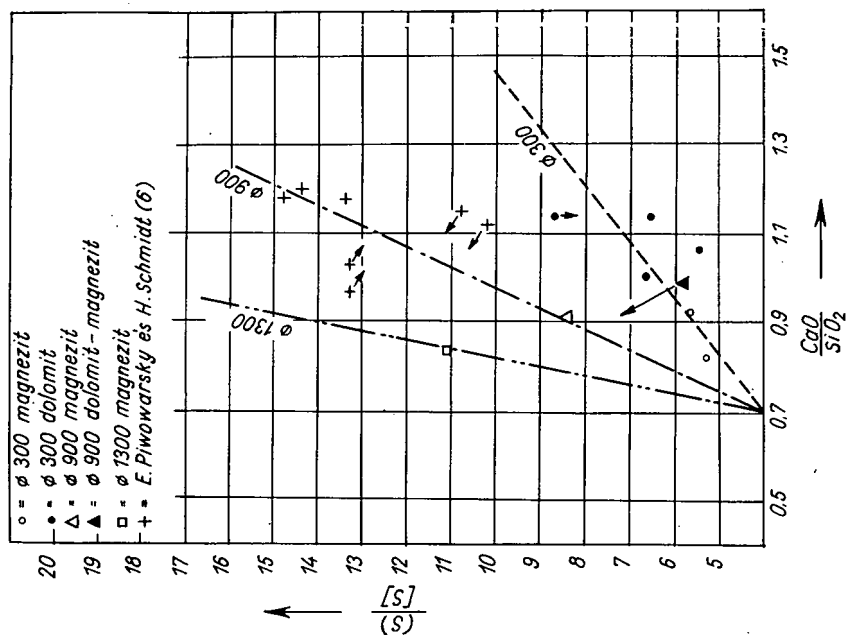
104. TÁBLÁZAT

Salakelemzések

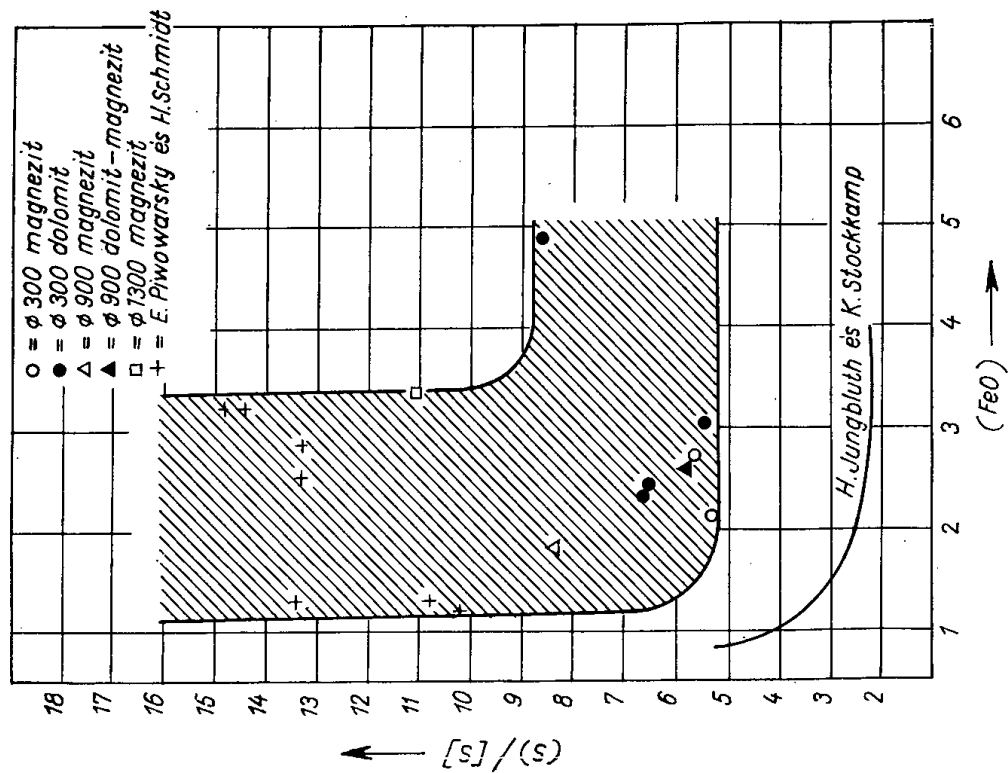
Kísérlet jele	Bélsanyag	SiO ₂	CaO	MgO	Al ₂ O ₃	FeO	Fe ₂ O ₃	MnO	P ₂ O ₅	Cr ₂ O ₃	TiO ₂	S	Salak foly. vas	CaO SiO ₂	CaO+MgO SiO ₂	Kg salak 100 kg Fe
154—05	Magnezit	33,20	30,52	20,00	3,35	2,74	0,56	4,68	0,05	2,45	—	0,30	5,67	0,92	1,66	9,75
154— 3	Magnezit	35,90	29,44	20,20	7,26	2,15	0,27	1,91	0,13	1,70	—	0,23	5,35	0,82	1,38	9,95
Átlag	Magnezit	34,55	29,98	20,10	6,30	2,44	0,41	3,29	0,09	2,07	—	0,26				
154— 8	Dolomit	31,60	36,17	18,00	7,20	2,45	0,02	2,34	0,12	—	—	0,42	6,56	1,14	1,71	7,50
154—11	Dolomit	35,60	35,60	17,00	6,19	2,37	0,06	1,91	0,54	—	—	0,32	6,65	1,00	1,48	14,30
154— 7	Dolomit	32,50	37,10	18,20	3,47	4,90	1,04	2,13	0,43	—	—	0,39	8,67	1,14	1,70	9,35
154—18	Dolomit	31,00	34,34	22,50	5,92	1,48	0,26	2,84	0,13	—	—	0,59	29,50	1,11	1,83	7,25
154—17	Dolomit	33,90	35,90	15,60	7,03	3,04	—	2,30	0,71	—	—	0,18	5,46	1,06	1,52	10,55
Átlag	Dolomit	32,92	35,82	18,26	5,96	2,85	0,34	2,30	0,39	—	—	0,38				
900-as Kúp. atm.	Magnezit	33,87	30,87	19,59	8,14	1,84	—	2,94	0,206	—	0,35	0,57	8,39	0,91	1,49	2,98
900-as Kúp. atm.	Dol.-mag.	33,96	33,41	16,40	7,70	2,58	0,49	2,64	0,165	2,74	0,45	0,45	5,84	0,99	1,47	7,68
	Átlag	33,94	32,88	17,05	7,78	2,42	—	2,70	0,176	—	0,43	0,47		0,97	1,48	
300 Kúp. atm.		36,76	30,99	12,68	9,60	3,35	0,17	3,92	0,136	—	—	0,786	11,10	0,84	1,19	5,42



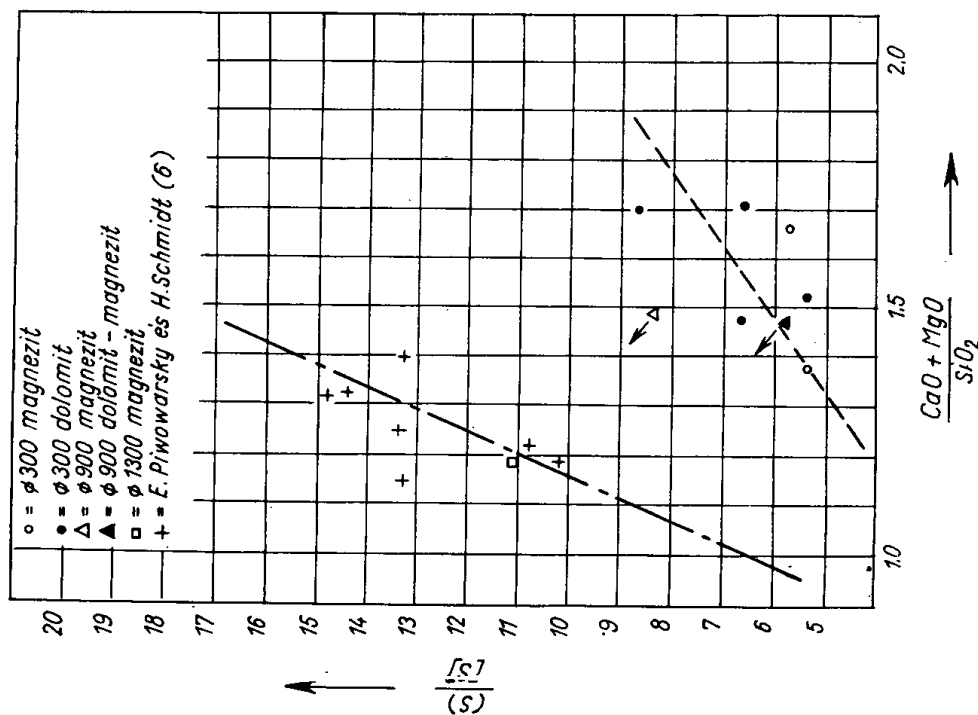
159. ábra. Salakmennyiség és kén-telenítés közti összefüggés



160. ábra. Bazicitás és kén-telenítés közti összefüggés



162. ábra. A salak FeO-tartalmának a hatása a kéntelenítésre



161. ábra. Összefüggés a bazicitás és kéntelenítés között

számottevő kántelenítés csak akkor következik be, ha a salak bázicitását kifejező $\text{CaO} : \text{SiO}_2$ viszonyszám 0,7 vagy ennél nagyobb. Ha a vizsgálati eredményeinket ebből a szempontból ábrázoljuk (160. ábra), akkor az *Oelsen* által megállapított 0,7-es $\text{CaO} : \text{SiO}_2$ -pontból kiinduló egyeneseket kapunk. Az egyenesek helyzetéből azt állapíthatjuk meg, hogy nagyobb kupolókemencében kisebb bázicitású salakhoz nagyobb kántelenítés tartozik.

A $(\text{CaO} + \text{Mg}) : \text{SiO}_2$ viszonyszámaimmal mért bázicitás (161. ábra) kevésbé határozott összefüggést ad.

Jungbluth és Stockkamp [10] savanyú kupolóban végzett vizsgálatai szerint a salak FeO -tartalmának csökkenésével a kántelenítés nő (162. ábra). A bázisos olvasztások eredményei nagyobb szórással hasonló eredményre engednek következtetni, de nagyobb kántelenítés mellett.

ÖSSZEFOGLALÁS

Egy üzemi kupolókemencéhez épített, külön tüzelőanyaggal fűtött kaloriferben előmelegítettük a fúvólevegőt, s az ezzel lefolytatott kísérletekkel igazoltuk a forrószeles kupolókemence műszaki és metallurgiai előnyeit. Az elvégzett kísérletek alapján tettünk javaslatot egy korszerű forrószeles kupolókemence importálására, amely azóta teljes megelégedéssel dolgozik.

A bázisos béléssű kupolókemencében lefolytatott kísérletek és üzemi gyártás igazolta annak metallurgiai előnyeit. A forrószéllal való kombináció pedig további gazdasági előnyöket is biztosít.

I R O D A L O M

1. *Varga F.—Wortmann J.*: A forrószeles kupoló gazdaságosságának hazai vonatkozásai. Öntöde, 1959. 9. szám, 209—215. o.
2. *Varga F.*: Hidegszeles, bázisos kupoló üzeme és metallurgiai folyamatai. A Krakkóban 1958. nov. 20—21-én tartott 3. lengyel öntőkonferencián elhangzott előadás. (Öntöde 1958. 10—11. szám.)
3. *Varga F.*: Öntöde 1956 (7) aug. 8. sz. 169—176. o. és szept. 9. sz. 201—209. o.
4. *Varga F.*: Freiburger Forschungshefte, B. 11. 2. Giessereitagung, 1956. 109—120. o.
5. *Varga—Kálmán—Sima*: Öntöde (8) 1957. szept. okt. 9—10. sz. 204—207. o.
6. *Varga F.*: Vasipari Kutató Intézet részletes jelentés. 1958 ápr.
7. Third report of the ingot mould sub-committee No. 52. Report SM/BA/48/53.
8. *Piwowsky, E.—Schmidt, H.*: Giesserei Techn. Wissensch. Beihefte. 1952 márc. 5/6. szám 261—271. o.
9. *Oelsen, W.*: Die neue Giesserei, 1950 (37) május 10. sz. 185—189. o.
10. *Jungbluth, H.—Stocckampf, K.*: Giesserei 1956 (43) 6. sz. 129—136. o.

A MÓDOSÍTOTT ÖNTÖTTVAS

DR. VARGA FERENC
a műszaki tudományok kandidátusa

DK 669.136.8

Az elmúlt évszázadban az öntöttvas minőségét javító eljárások két irányban fejlődtek: egy részük a fémes alapanyag szilárdságát növeli, másik részük a grafitlapok mennyiségének, alakjának, elrendeződésének megváltoztatásával kívánja az öntöttvas szilárdságát növelni.

A fémes alapanyag szilárdságának növelése annak perlites szöveteivel biztosítható.

Az öntöttvas szilárdságának növekednie kell, ha a teherbíró fémes alapanyag összefüggését megszakító grafitlemezek mennyisége csökken. A grafit mennyiségének és ezzel egyértelműen az összes karbontartalomnak csökkentését acélhulladék adagolásával lehet elérni.

A grafitelrendeződés megváltozását az öntöttvas túlhevítésével vagy egy kisebb hőmérsékleten hosszabb ideig tartó állásával érhetjük el. *Piwowarsky és Hanemann* egymástól függetlenül azt tapasztalták, hogy az olvadék túlhevítésével vagy hosszabb ideig tartó állásával a grafit finomabb eloszlású lesz és az öntöttvas szilárdsága is növekedik.

A kisebb karbontartalmú hipoeutektikus öntöttvasban a túlhevítés hatására a primer austenitkristályok között az erős túlhevüléssel keletkezett eutektikus, hálós elrendezésű (szegregát) grafit a szilárdsági tulajdonságokat viszont erősen rontja.

A grafitnak ilyen káros túlhűtését meg lehet akadályozni, ha a felolvadt csírák helyett új kristályosodási magokat viszünk a fürdőbe, s ezáltal a grafit sok magból kiindulva, egyenletesen, finoman elosztott lemezek alakjában kristályosodik. Ebből az elvből indul ki az öntöttvas minőségét javító eljárás, amelyet nálunk az öntöttvas módosításának nevezünk, a Szovjetunióban modifikálás, Amerikában Meehanite, Németországban pedig beoltás néven ismeretes.

Az öntöttvas túlhevítésével és az üstadagolással elérhető minőségjavulás lehetőségeit hazánkban is elszórtan, de nem összefüggően használták. Üzemi gyakorlaton, tradíciókon alapuló megfigyelésekből tudták, hogy egyes kényesebb öntvények válogatott anyagból, túlhevített vasból gyárthatók selejtmentesen, vagy egyes változó falvastagságú öntvényeket úgy tudnak leönteni fehértöretmentesen, ha a folyékony vasba 1—2 tizedszázalék FeSi-t dobnak.

Ha ezekkel értek is el minőségjavulást, a fejlődés mégsem volt akkora, hogy az a minőség számottevő javulását biztosíthatta volna. A szabadalmakkal gondosan körülbástyázott nyugati eljárások viszont nálunk nem terjedtek el.

Az öntöttvas minőségét javító eljárások hazánkban lényegében 1945 után terjedtek el, amikor a Szovjetunió rendelkezésünkre bocsátotta ez irányú bőséges elméleti és gyakorlati tapasztalatait, és a Szovjetunióból, Lengyelországból és Csehszlovákiából tanulmányútról hazatért néhány szakemberünk hozott ilyen irányú tapasztalatot és dokumentációt magával. Hazai viszonyaink figyelembevételével a módosított öntöttvas műszaki és gazdasági előnyét *Hargitai Sándor* [1] foglalta össze.

Az öntöttvas minőségének fejlődéséről, a nagyszilárdságú öntöttvasról, a módosítás elméleti alapjairól és a módosított öntöttvas gyártásáról *Hajtó Nándor*, majd *Kőrös Béla* számoltak be. [2, 3]

Nándori Gyula [4] a módosított öntöttvas betétanyag-kérdéseivel foglalkozott. Részletes irodalmi összefoglalót ad a grafitkristályosodást befolyásoló tényezőkről, a zárványok és a gázok, valamint az acélhulladék adagolásának hatásáról. Üzemi megfigyelésekkel igazolja az irodalomból régóta ismert nyersvas nélküli és rozsdás betétanyag adagolásának káros hatását. További üzemi kísérleteinek célja a „nagyszilárdságú öntöttvasak alapelvének megfelelő (2,8–3,1%) karbontartalom elérése.” A karbontartalom csökkentésére három ismert utat választott: „alacsony alapkoksz, lehető legkisebb adagkoksz és nagy acélhulladék mennyisége.” Kísérleteit 800 mm \varnothing -jú kupolókemencében végezte. Az alacsony alapkoksszal való kísérleti olvasztást két sikertelen kísérlet után abbahagyta.

„Az adagkoksz csökkentése ugyancsak a csapolási hőfok csökkentéséhez vezetett”, ezért ez irányú kísérleteivel is felhagyott. A továbbiakban „megfigyelései a legnagyobb mértékben arra terjedtek ki, hogy milyen acélhulladék-mennyiséggel tudja a széntartalmat annyira lecsökkenteni, hogy a szakítószilárdsági eredmények 30 kg/mm² felett legyenek”.

Előre várhatóan a legnagyobb acélhulladék adagolásával kapta a legkisebb karbontartalmat, de egyik kísérletében sem sikerült egyidejűleg a karbon- és a szilícium-tartalmat a kívánt határok között tartania. Ez természetesen erősen rontotta a szilárdsági eredményeket.

1. Saját kísérletek [5]

A módosított öntöttvasra vonatkozó MSZ 5729–52 szabvány négy minőségi kategóriát határoz meg (105. táblázat). Megadja amellet az egyes kategóriák összetételének határait, a szükséges módosító anyagot és az adagolandó acélhulladék mennyiségét (106. táblázat).

Kísérleteink célja annak megállapítása volt, hogy a szabványban megadott acélhulladék adagolása és az összetételi határok betartása mellett milyen biztonsággal gyárthatók az egyes minőségi kategóriák FeSi vagy CaSi-mal való módosítás esetén, tehát tulajdonképpen a szabvány használhatóságát kívántuk ellenőrizni. Azokat a szilárdsági vagy egyéb tulajdonságokat vizsgáltuk elsősorban, amelyek a szabvány értelmében a módosított öntöttvas átvételi feltételeit alkotják. Ezen túlmenően vizsgáltuk az egyéb fizikai tulajdonságokat, hogy azokat összehasonlíthassuk az irodalomban talált értékekkel.

105. TÁBLÁZAT

Minőségi jel	Az öntvény mértékadó falvastagsága mm-ben	A szakító-pálca nyers σ_B mm-ben	Szakító-szilárdság, σ_B kg/mm ² legalább	Hajlító-szilárdság, σ_H kg/mm ² legalább	Nyomó-szilárdság, σ_{Ny} kg/mm ² legalább	Behajlás f, mm legalább		Keménység	
						300 mm	600 mm	alsó	felső
						alátámasztás esetén		határa HB kg/mm ²	
						δ_{10}	δ_{20}		
Möv 28	4—8	13	32	52	90	1	3	170	230
	8—15	20	30	50	90	2	6		
	15—30	30	28	48	90	3	9		
Möv 32	8—15	20	34	56	100	2	6	170	230
	15—30	30	32	52		3	9		
	30—50	45	28	48		4	12		
Möv 35	8—15	20	37	58	110	2	6	200	260
	15—30	30	35	56		3	9		
	30—50	45	53	52		4	12		
Möv 38	15—30	30	38	60	120	3	9	200	280
	30—50	45	35	56		4	12		

106. TÁBLÁZAT

Minőségi jel	Az öntvény mértékadó falvastagsága	Szakító-szilárdság, σ_B kg/mm ² legalább	C, %	Si, %	75%-os FeSi oltóanyag, %	Mn %	P %	Adagolandó acélhulladék, %
Möv. 28	4—8	28	3,1—3,3	1,4—1,8	0,6—0,5 0,4	0,6—0,8	0,3	10—20
	8—15							
	15—30							
Möv 32	8—15	32	3,0—3,2	1,2—1,4	0,5 0,4 0,3	0,6—0,8	0,2	20—30
	15—30							
	30—50							
Möv 35	8—15	35	2,9—3,1	1,0—1,2	0,4 0,3	0,8—1,0	0,2	30—40
	15—30							
	30—50							
Möv 38	15—30	38	2,8—3,0	0,8—1,0	0,4 0,3	1,0—1,2	0,2	40—50
	30—50							

Kísérleteinket Intézetünk 300 mm \varnothing -jú, 2100 mm hasznos aknamagasságú (7 D) kupolókemencéjében végeztük.

A folyékony vas hőmérsékletét „pyromaxo” nevű, Carl-Eric Larson svéd gyártmányú műszerrel mértük.

Az adagsúly 40 kg, a koksz az adagsúly 12—14%-a, a mészkő az adagkoksz 35%-a.

A módosító anyagot mindig a csatornába szórtuk, és 3—5 perces várakozás után öntöttünk. Egyszerre 50 kg folyékony vasat módosítottunk.

Kísérleteinkhez két szállítmányból származó szovjet nyersvasat használtunk. A saját töredék az előző módosított öntésekből származó, ismert összetételű töredék, az acélhulladék pedig a kupoló méreteinek megfelelő, szokásos kereskedelmi minőségű volt. A módosító anyag minden esetben 75%-os FeSi, illetve 60%-os CaSi.

Az anyagvizsgálatokhoz szükséges 30 mm \varnothing -jú, 650 mm hosszú próbatesteket nyers formába öntöttük. Egy szekrényben 4 db próbatest volt. A hajlítoszilárdságot megmunkálatlan próbatesteken vizsgáltuk. A szakítoszilárdság vizsgálatához szükséges próbatesteket a hajlítópróbákból munkáltuk ki, az MSZ 2603/51 előírása szerint, 20 mm \varnothing -vel. A nyomószilárdság vizsgálatához szükséges próbatestek 15 mm \varnothing -júk és 22,5 mm magasak voltak. Az ütőszilárdsági próbatest mérete 20×20 □ volt. A keménységet a nyers hajlítópróbatesten vizsgáltuk az MSZ 2606—51 szerint.

Kísérleteinket a szabványban előírt minőségeknek megfelelően 4 csoportba oszthatjuk:

M 28-as kísérlet

M 32-es kísérlet

M 35-ös kísérlet

M 38-as kísérlet

M 28-as kísérlet. Az adagösszetétel a következő:

40% hematitnyersvas,
45% saját töredék,
15% acélhulladék,
0,5—0,6% FeMn brikett.

Az M 28-as csoportban végzett kísérleteink közül a kívánttól nagyon eltérő összetétele miatt a FeSi-mal módosítottak csak megközelítik a szabványban előírt értéket, de ugyanakkor a CaSi biztosabb módosító anyagnak mutatkozik.

M 32-es kísérleti csoport. Az adagösszetétel a következő:

33—40% hematitnyersvas (átlag 36%),
36—40% saját töredék (átlag 39%),
24—28% acélhulladék (átlag 25%).

A 17 kísérlet 43 csapolásában 11 FeSi-mal módosított csapolás próbatestének szakítoszilárdsága nem érte el a szabvány előírásait.

M 35-ös kísérleti csoport. Háromféle adagösszetétellel kísérleteztünk:

I. jelű adagösszetétel:

34% hematitnyersvas,
34% saját töredék,
32% acélhulladék,
1% FeMn brikett.

II. jelű adagösszetétel:

32% hematitnyersvas,
32% saját töredék,
36% acélhulladék,
1% FeMn brikett.

III. jelű adagösszetétel:

30% hematitnyersvas,
30% saját töredék,
40% acélhulladék,
1% FeMn brikett.

Az ebben a csoportban végzett 27 kísérleti olvasztásunkból 5 kísérlet nem elégtette ki a szabvány előírásait, vagy csak egyes értékeiben éri el azt, amíg a többi kísérlet eléri vagy erősen megközelíti azokat.

M 38-as kísérleti csoport. Kétféle adagösszetétellel dolgoztunk:

I. jelű adagösszetétel,
28% hematitnyersvas,
28% saját töredék,
45% acélhulladék,
1,5% FeMn brikett.

II. jelű adagösszetétel:

20% hematitnyersvas,
20% saját töredék,
60% acélhulladék,
1,2% FeMn-brikett.

Ebben a csoportban végzett 10 kísérlet közül 5 kísérlet elérte vagy megközelítette a szabvány előírásait. A további két CaSi-mal módosított kísérlet eredményei kielégítőek, amíg három kísérlet nem.

A kísérletek értékelése

59 olvasztási kísérleten belül 136 üstből öntött módosított próbatest szilárdságát vizsgáltuk, és ezzel kapcsolatban a következőket állapíthatjuk meg:

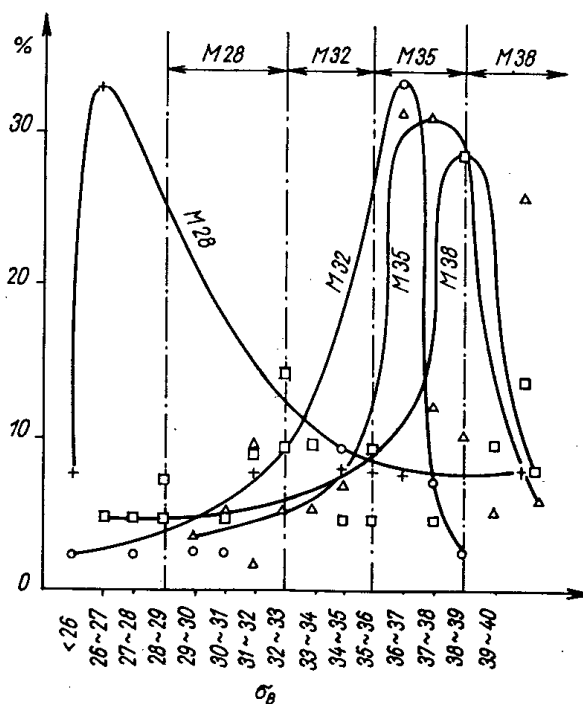
Az M 28 kísérleti csoportnak 46%-a a szabványban előírt értékek alatt van, amíg 54%-a afelett és 34, sőt 40 kg/mm² szilárdságon felüli értékeket is találunk. (Ebben a csoportban volt a legkevesebb kísérletünk.)

Az M 32-es kísérleti csoport 25,5%-a van az előírt szilárdság alatt, 74,5%-a pedig afelett, a legtöbbje 36 kg/mm²-en felül.

Az M 35-ös kísérleti csoport 27,7%-a van a szabványban előírtak alatt, amíg 72,3%-a afelett van.

Az M 38 csoport 59,1%-a van a szabványelőírás alatt és 40,9%-a éri el azt. (Kevés számú kísérlet.)

Ha az egyes kísérleti csoportok eredményeit gyakorisági görbével ábrázoljuk (163. ábra), láthatjuk, hogy az M 28 kísérleti csoport maximuma a kívánt határ alatt van, az M 32 viszont annál feljebb, az M 35-é a várható helyen, az M 38-é viszont a határon van.

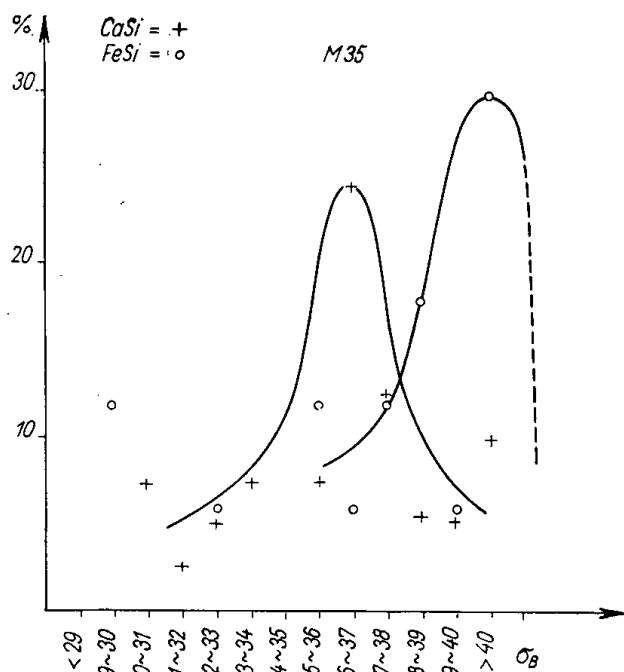


163. ábra. Minőségi csoportok gyakorisága [5]

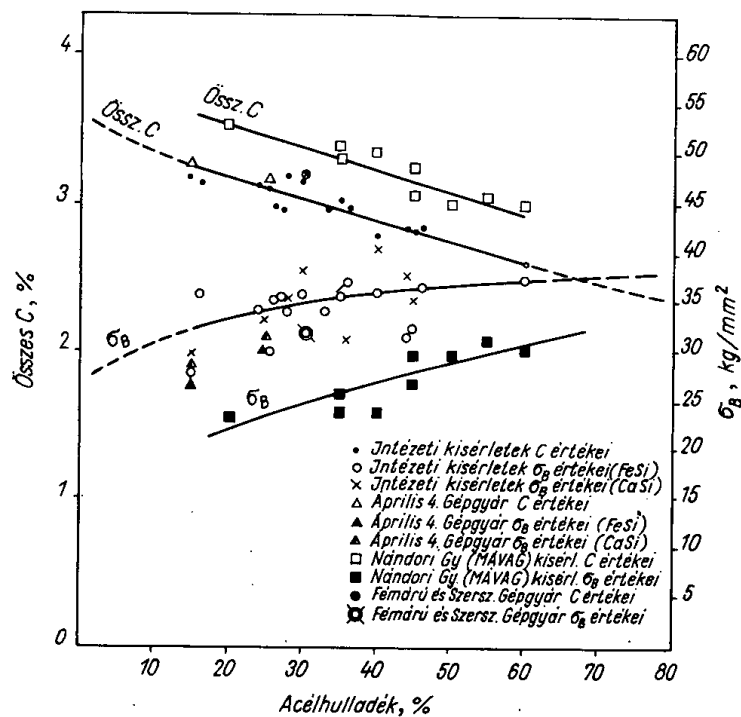
Az ismertetett kísérletek egy része nem érte el vagy csak megközelítette a szabvány előírásait, aminek az okát a következőkben látjuk: a 300 mm Ø-jű kísérleti kupolókemencében az összetétel ingadozása sokkal nagyobb, mint egy nagyobb átmérőjű üzemi kupolókemencében. Kísérleti körülményeink nem tették lehetővé, hogy hosszabb — több órás — szakaszban járassuk a kemencét, és ezzel biztosítsuk kupolókemencénk egyenletes járatát. Esetenként 50 kg folyékony vasat módosítottunk, amivel a kupoló okozta összetétel-ingadozás nem csökkent, hanem inkább növekedett. A próbatest gyártására használt eddigi formázás-technológia sem bizonyult kielégítőnek, mert a megvizsgált próbapálcáknak kb. 40%-a salakos vagy mikrolunkeros volt. Az első két hibapont kiküszöbölése kísérleti adataink folytán nem lehetséges, hanem csak csökkenthető, de a harmadik hibalehetőség csökkentése a formázási technológia helyes megválasztásával kiküszöbölhető.

A kísérleti eredmények vizsgálatakor arra a megállapításra jutunk, hogy a CaSi-mal való módosítás biztosabb eredményeket ad, mint a FeSi. Ezt igazolja az M 35 kísérleti csoport adataiból megszerkesztett valószínűségi diagram (164. ábra).

A módosított öntöttvasgyártás egyik alapfeltétele — mint azt már a bevezetőnkben említettük — a minél kisebb karbontartalom. A kupolókemencében való olvasztáskor a karboncsökkentésnek egyik legegyszerűbb lehetősége a minél nagyobb acélhulladék-adagolás. Ha kísérleteinket ebből a szempontból vizsgáljuk (165. ábra), megállapíthatjuk, hogy a növekvő acélhulladék-adagolással a karbontartalom fokozatosan csökken. Ha ebbe a diagramba Nándori Gyula kísérleteinek karbon-eredményeit is berajzoljuk, hasonlóan csökkenő karbontartalmat állapíthatunk meg. A karbontartalomnak az



164. ábra. Az M 35 kísérleti csoport FeSi és CaSi gyakorisági görbéje [5]



165. ábra. Az acélhulladék hatása a C-tartalomra és a szilárdsági értékekre [5]

alakulása minden kupolókemencében annak üzemi viszonyaitól függően más és más, ezért a módosított öntöttvas üzemserű gyártásának alapja, hogy minden egyes kupolókemencére ezt a diagramot felvegyük. A karbontartalom csökkenésével sikeres módosítás esetén a szakítószilárdság megfelelően nő, mint ahogyan azt a 165. ábra görbéje szemlélteti.

Üzemi kísérletek

Eredeti terveinkben minden egyes minőségi csoport üzemi kísérletei is szerepeltek, de csak az M 28 és M 32-es minőségű csoportok üzemi kísérleteit tudtuk elvégezni.

M 28-as kísérletben az adagösszetétel a következő:

20% hematitnyersvas,
20% géptöredék,
25% saját töredék,
15% acélhulladék.

M 32-es kísérletben az adagösszetétel a következő:

25% nyersvas,
25% géptöredék,
25% saját töredék,
25% acélhulladék.

A két kísérletre vonatkozó jellemzőket a 107. táblázatban foglaltuk össze.

Az M 28 kísérlet szilíciumtartalma a megengedettnél nagyobb határok között ingadozik, mangántartalma viszont kicsi. A FeSi-vel módosított próbák szakítószilárdsága és egyik nyomószilárdsága csak megközelíti az előírtat (átlag $26,5 \text{ kg/mm}^2$), a hajlítószilárdság és az egyik behajlás értéke nem kielégítő. A CaSi-val módosított próbák közül egy hajlítószilárdság nem éri el a szabvány előírását.

Az M 32 kísérlet szilárdsági eredményei közül az egyik CaSi-mal módosított szakítószilárdság, három behajlás, a nyomószilárdságok közül három éri el az előírt értékeket.

ÖSSZEFOGLALÁS

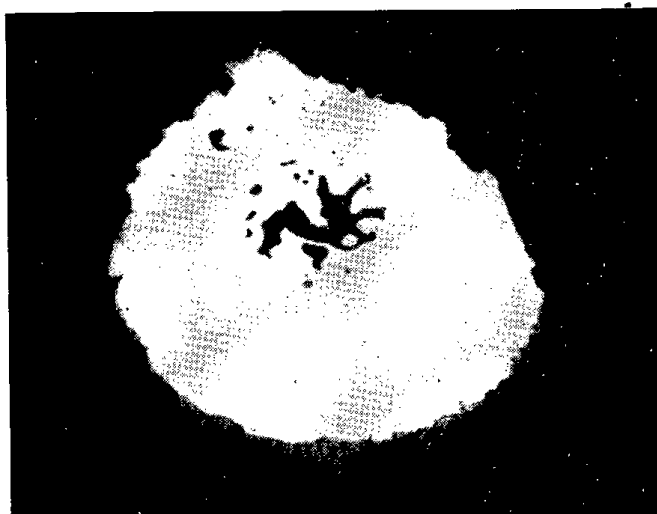
Az ismertetett kísérletek ingadozó eredményeik ellenére bőséges támpontot nyújtanak. Minden öntöde első lépése az legyen, hogy a betét acélhulladék mennyiségétől függő karbon változását megállapítsa, mert ennek alapján határozhatja meg az adagolandó módosító anyag mennyiségét és a várható szilárdsági értékeket. Elengedhetetlenül fontos a pontos kupolóvezetés és a napi öntések rendszeres kémiai és szilárdsági vizsgálata. Nem elegendő a sikeres módosítás eredményeként megjelenő „borsókás” folyékony vas felülettel a módosítást ellenőrizni (166. ábra).

2. Kettős módosítás [6]

Az irodalomból ismert, hogy nagyon jó eredményeket értek el kettős módosítással. Ez a módosítási eljárás abból áll, hogy az öntöttvasat először karbidstabilizáló, majd azután grafitosító anyaggal módosítják csatornában, illetve üstben.

107. TÁBLÁZAT

Olvasztási sorszám	Próba jele	Csapo- lási hőm., C°	Módo- sító anyag	Összetétel					σ_B , kg/mm ²	σ_H , kg/mm ²	f, mm	HB, kg/mm ²	σ_{ny} , kg/mm ²	σ_k , mkg/cm ²
				C%	Si%	Mn%	P%	S%						
M 28 53/VII. 8.	1B	1410	—	3,32	1,66	0,56	0,17	0,096	23,8	42,6*	9,28*	225	99,5	0,65
	2B	1400	—	3,26	1,31	0,63	0,16	0,090	24,9	45,2*	9,52*	222	97,3	0,65
	3B	1400	0,4% FeSi	3,32	1,79	0,56	0,16	0,092	27,0	41,2*	8,75*	217	92,5	0,65
	4B	1400	—	3,22	1,30	0,71	0,15	0,096	26,6	41,4	10,55	212	87,9	0,59
	5B	1410	0,6% CaSi	3,32	1,32	0,57	0,17	0,080	28,6	46,0*	9,56*	217	95,2	0,70
	6B	1410	—	3,29	1,89	0,56	0,17	0,082	28,1	44,4	9,62	230	92,2	0,72
M 32														
	1D	1400	—	3,25	1,38	0,97	0,14	0,100	26,4	—	—	235	99,7	0,74
	2D	1400	—	3,22	1,42	0,98	0,14	0,092	33,7	49,0*	9,12*	235	109,3	0,68
	3D	1410	0,4% FeSi	3,16	1,26	0,82	0,15	0,100	29,9	47,2*	9,97*	235	97,9	0,65
	4D	1410	—	3,22	1,28	0,84	0,15	0,099	30,2	46,9	10,95	230	104,0	0,68
	5D	1410	0,6% CaSi	3,08	1,46	0,67	0,14	0,105	30,2	48,5*	10,38*	228	104,0	0,68
	6D	1410	—	3,12	1,44	0,69	0,15	0,100	33,2	48,5*	8,38*	230	107,3	0,76
53/VII. 10.														



166. ábra. Módosított folyékony vas felülete

Kísérleteink célja annak megállapítása volt, mi a kettős módosítás hatása a szabvány szerinti módosított öntöttvaskategóriákra; tovább javítható-e a szilárdsági tulajdonságok, ezzel az eljárással csökkenthető-e az eredmények szórása, valamint mely karbidstabilizáló és grafitképző anyagok a legalkalmasabbak kettős módosításhoz és milyen mennyiségeket célszerű belőlük adagolni.

Kísérleteinkhez szükséges vasat ST 101 típusú, korunddal bélelt grafitrudas, Junker-féle elektrokemencében olvasztottuk. Egy-egy betét súlya 100 kg.

A betétek összetétele a következő volt:

Möv. 38. 35 kg nyersvas, 50 kg saját töredék, 15 kg acélhulladék.

Möv. 35. 40 kg nyersvas, 50 kg saját töredék, 10 kg acélhulladék.

Möv. 32. 40 kg nyersvas, 60 kg saját töredék.

Möv. 28. 40–45 kg nyersvas, 55–60 kg saját töredék.

A salakképző mészke volt (1 kg/100 kg vas) és szükség szerint FeMn-t is (60%-os) adagoltunk.

Egy-egy 100 kg-os adagot két 50 kg-os üstbe csapoltunk le. A csapolási hőmérséklet 1450–1550 °C (Pyroptóval mérve). Minden üstből egy szekrény próbapálcát öntöttünk állva, nyers formába. Egy szekrényben 4 db 30 mm Ø-jű, 650 mm hosszú próbatest volt.

A karbidstabilizáló anyagot a csapolócsatornába adagoltuk, beolvadás (gondos kevergetés) után letisztítottuk, és ezután adagoltuk az üstbe a grafitosító adalékot. Három perces várás után letisztítottuk és öntöttünk. Az öntési hőmérséklet 1420–1450° volt. Módosító anyagként a következő anyagokat használtuk:

a) karbidstabilizáló anyag: 7,0% B- és 6,8% Al-tartalmú ferrobór, illetve 73%-os karbonszegény ferrokróm.

b) grafitosító anyag 75%-FeSi és 60% szilícium-tartalmú CaSi.

A segédöntvözeteket 4 mm szemcsenagyságra aprítottuk és pormentesre szitáltuk.

Minden szilárdsági csoportban kezeltünk 0,1; 0,3; 0,5% FeB, illetve 0,2; 0,4; 0,6 FeCr karbidstabilizáló adalékkal és ezt követően FeSi-, illetve CaSi-mal oltottuk be.

A grafitosító anyag mennyisége a CaSi-, illetve a FeSi-ből: a Möv. 38-hoz 1,0%, a Möv. 35-höz 0,8%, az Möv. 32 és Möv. 28-hoz 0,6%.

Vizsgálataink az összetétel, a HB keménység, a hajlítószilárdság, a behajlás, a szakítószilárdság, a nyomószilárdság és a szövetszerkezet vizsgálatára terjedtek ki. A szakítószilárdság és a keménység minden esetben 2 mérés, a hajlítószilárdság 4 mérés, a nyomószilárdság pedig 1 mérés eredménye.

A hajlítószilárdságot és a behajlást minden próbapálcaszekrény négy nyers pálcáján mértük, 600 mm-es alátámasztással. Szakítópálcát (szabvány szerint) és nyomópróbát (15 mm átmérőjű, 22,5 mm magas) minden szekrény két legjobb hajlítószilárdságot mutató pálcájából munkáltunk ki. Keménységet minden egyes próbapálcaszekrény beömlő tölcserének alsó részén mértünk. Mikrociszolatot minden egyes próbapálcaszekrény legjobb hajlítószilárdságot mutató pálcájának alsó részéből készítettünk.

Az egyes kísérleti csoportok eredményeiből a következőket állapíthatjuk meg:

Möv. 28. A C 3,01—3,39%, a Si 1,63 és 2,14%, a Mn 0,71 és 0,79%, a P 0,12 és 0,14%, a S 0,034 és 0,042% közötti. Ezek az értékek a módosított öntöttvasra előírt összetételi határokat általában megközelítik. A FeB-ral módosítottak elemzett alumíniumtartalma 0,04 és 0,07%, a FeCr-mal módosítottak elemzett Cr-tartalma 0,12 és 0,42% közötti, s mindkét elem az adalék mennyiségének növelésekor nő.

A FeSi-mal módosítottak mechanikai tulajdonságai közül csak a nagyobb adalékkal kezelték éri el az előírtat, a CaSi-al módosítottak közül pedig valamennyi.

A FeB, illetve a Fe-Cr mennyiségének növelésével a vizsgált mechanikai tulajdonságok javulnak: FeSi-os módosítás esetén 0,3—0,5% FeB, illetve 0,4—0,6 FeCr és CaSi-os módosítás esetén 0,1—0,3% FeB, illetve 0,2—0,4% FeCr-adagolás mellett kaptuk a legjobb eredményeket.

A keménység minden esetben az előírt 170—230 HB közötti.

Möv. 32. A C 2,79 és 3,18%, a Si 1,46 és 1,86%, a Mn 0,71 és 0,82%, a P 0,11 és 0,13%, a S 0,038 és 0,05% közötti, tehát a szabványban előírt határokat jól megközelíti. A FeB-ral módosítottak elemzett alumíniumtartalma 0,04—0,06%, a FeCr-mal módosított elemzett krómtartalma pedig 0,14 és 0,38%, a módosító anyag mennyiségének növelésével nő.

A vizsgált mechanikai tulajdonságok közül valamennyi módosított eléri vagy jól megközelíti az előírtat. A CaSi + FeCr-mal való módosítás ebben a csoportban is jobb eredményt adott a többinél.

Möv. 35. A C 2,56 és 2,83%, a Si 1,13 és 2,02%, a Mn 0,86 és 1,00%, a P 0,11—0,12%, a S 0,030 és 0,052% között van, tehát a karbontartalom kevesebb, mint a szabványelőírás, a többi elem viszont az előírt határok közötti.

108. TÁBLÁZAT

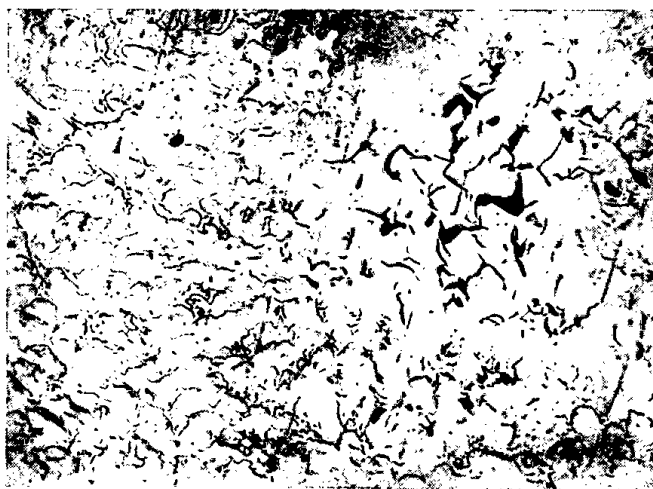
Próba jele	Módosító anyag, %	Összetétel %					σ_B , kg/mm ²	σ_H , kg/mm ²	f, mm	σ_{Ny} , kg/mm ²	HB, kg/mm ²	Ábraszám
		C	Si	Mn	P	S						
17	—	2,83	1,13	0,89	0,11	0,045	—	51,4	4,1	—	352	167
19	0,8% CaSi 0,1% FeB	2,71	1,48	0,93	0,11	0,036	39,1	68,8	14,5	117,7	235	168
21	0,8% CaSi 0,3% FeB	2,68	1,39	0,99	0,11	0,047	41,7	64,1	13,1	125,6	259	169
23	0,8% CaSi 0,5% FeB	2,79	1,50	1,00	0,11	0,042	36,4	63,2	12,3	117,6	265	170

A FeB-ral módosítottak elemzett bórtartalma 0,003 és 0,007%, alumíniumtartalma 0,03–0,006%, a FeCr-mal módosítottak krómtartalma viszont 0,13–0,4%.

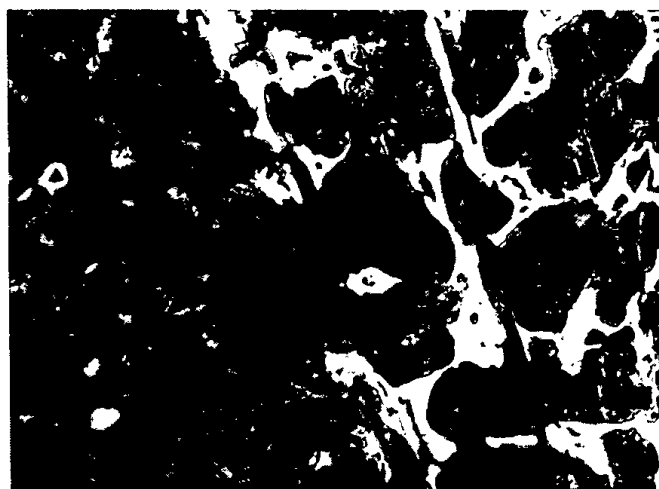
A mechanikai tulajdonságok csupán a FeSi + 0,5% FeB, illetve 0,6% FeCr esetén nem érik el az előírást. A keménység különösen CaSi + FeCr módosításkor a felső határ közelébe, sőt afölé esik.

Möv. 38. A C 2,60 és 2,94%, a Si 1,17 és 1,90%, a Mn 1,13 és 1,29%, a P 0,12 és 0,13%, a S pedig 0,041 és 0,068% között van, tehát a szabványban előírt összetételi határokat jól megközelítettük.

A FeB-ral módosítottakban az elemzett bórtartalom 0,002 és 0,008% közötti, az alumíniumtartalom 0,035 és 0,07% közötti, a FeCr-mal módosítottakban pedig a krómtartalom 0,08 és 0,36% közötti.



a) grafitkép 100×;

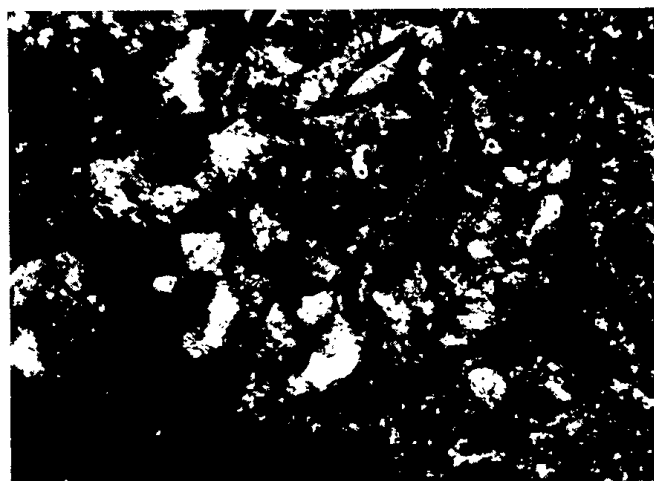


b) szövetkép 300×; 3% alk. HNO₃

167. ábra. M öv. 35 kategória alapanyag [6]



a) grafitkép 100×;



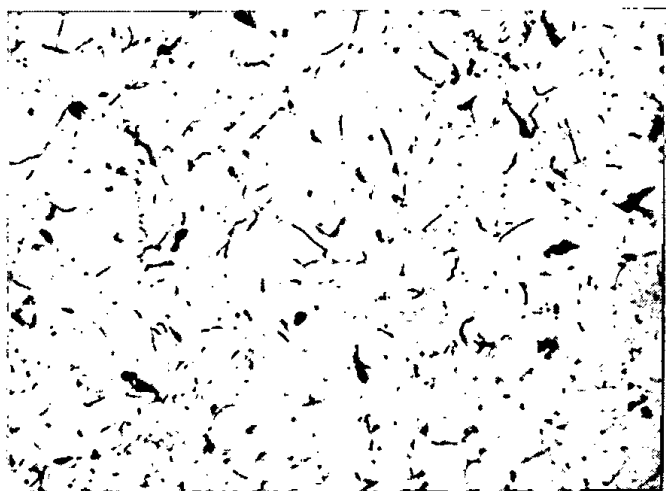
b) szövatkép 300×; 3% alk. HNO_3

168. ábra. M öv. 35 kategória 0,8% CaSi + 0,1% FeB [6]

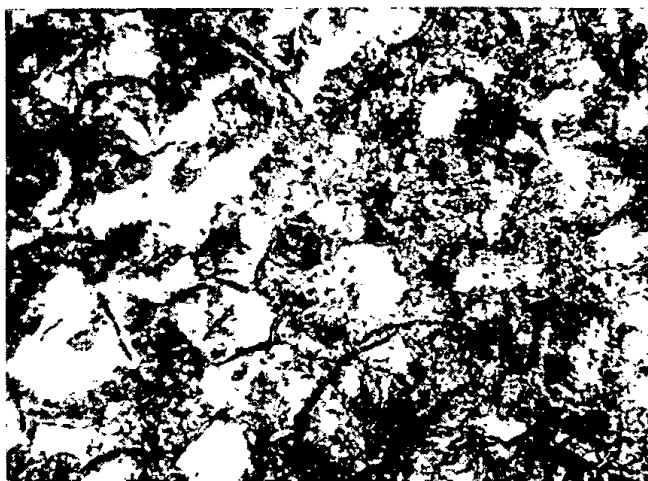
Az ebben a kísérleti csoportban öntött próbatestek túlnyomórészt salakzárványosak lettek (feltevésünk szerint a nagy mennyiségben adagolt módosító anyag miatt), amiért is csak kb. a fele adta ki a szabványban előírt szilárdsági értékeket.

A mechanikai tulajdonságok javulását minden esetben a grafitlapok méretének a csökkenése és a perlit finomodása magyarázza. Példaként bemutatjuk az M 35 minőségi csoportban a CaSi + FeB módosításnak a grafit alakjára és a szövetszerkezetre gyakorolt hatását. A csoport jellemző adatait a 108. táblázatban foglaltuk össze, a hozzátartozó grafit és szövet képeket a 167–170. ábrákon mutatjuk be.

A nem módosított alap kevés grafitot, sok cementitet tartalmaz, amit a 352 HB-keménység is jellemez. (167. ábra). 0,8% CaSi + 0,1% FeB hatására



a) grafitkép 100 ×;

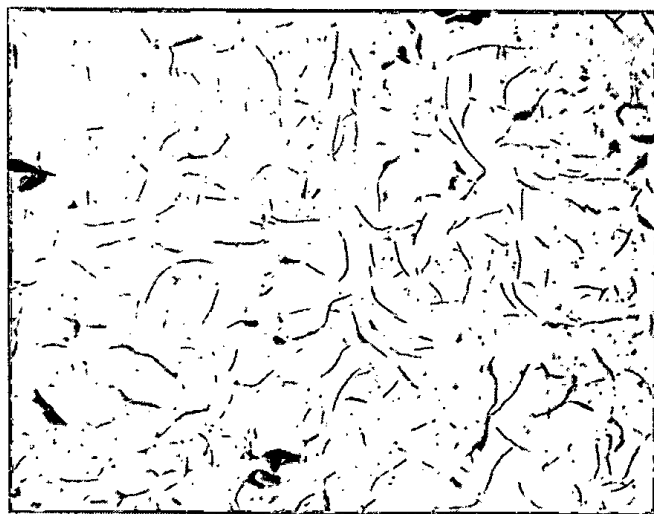


b) szövetség 300 ×; alk. HNO₃

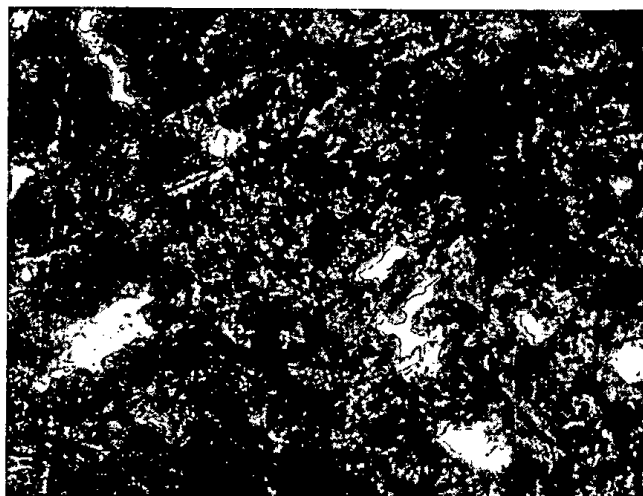
169. ábra. M öv. 35 kategória 0,8% CaSi + 0,3% FeB [6]

eltűnik a cementit, szövete tiszta perlit, a grafit közepes nagyságú (168. ábra). A mechanikai tulajdonságok javulnak, a keménység csökken. A 0,8% CaSi + 0,3% FeB módosítás esetén a FeB hatására némi cementit jelenik meg (169. ábra), aminek a hatására nő a szakító- és nyomószilárdság, valamint a keménység, de csökken a hajlítószilárdság és a behajlás. A 0,8% CaSi + 0,5% FeB hatására még több cementit van a szövetben (170. ábra), ami a keménység egyidejű növekedése mellett már a szakítószilárdságnak a csökkenését eredményezi.

Az elvi tájékozódást célzó kettős módosítási kísérleteinkből megállapíthatjuk, hogy megfelelő kettős (karbidstabilizáló és grafitképző) módosítással a szilárdsági tulajdonságok értékeinek a szórása csökkenthető. A nagy szilárdságú öntöttvas gyártására ezt a biztosabb eljárást használhatjuk.



a) grafitkép 100×;



b) szövetkép 300×; 3% alk. HNO_3

170. ábra. M öv. 35 kategória 0,8% CaSi + 0,5% FeB [6]

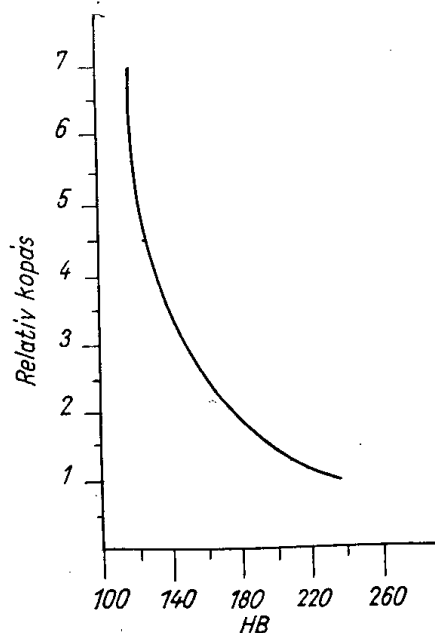
3. A módosított öntöttvas kopásállósága [7]

Az öntöttvas — mint szerkezeti anyag — számos esetben van kopásnak kitéve. Legjellegzetesebb, kopásnak erősen kitett felhasználási terület a vasúti féktuskók. Sok tízezer tonna öntöttvasat használ el a világ évente féktuskóalakban. A magyar féktuskófogyasztás is több ezer tonna körül van.

A féktuskó minőségének értékelésével kapcsolatban már 1950-ben felmerült az a kérdés, hogy

- a) a féktuskó élettartalma hogyan függ össze a keménységével,
- b) az öntöttvas nemesítésével mennyire növelhető a féktuskó élettartalma.

Az öntöttvasból készült vasúti féktuskók üzemi vizsgálataival kapcsolatban *Füle Endre* megállapította, hogy a féktuskók relatív kopása (a 240 HB keménységű féktuskók kopására vonatkoztatott kopásérték) a keménység növekedésével eleinte rohamosan csökken, majd egy bizonyos keménység után a görbe vízszintesbe hajlik, és gyakorlatilag a kopás a keménység további növekedésétől független marad (171. ábra). Megállapította, hogy helyesebb



171. ábra. Szürke öntöttvas kopásgörbéje [7]

a féktuskó jóságát nem a relatív kopással, hanem annak reciprok értékével, a relatív élettartammal jelölni, mert ennek a keménységtől való függése egy bizonyos keménységintervallumban lineáris.

Nagyobb sokaságú féktuskó relatív élettartamának meghatározására a következő képletet vezette le:

$$ER = \frac{HB - 110}{130},$$

ahol *ER* a relatív élettartam, *HB* pedig a féktuskó sokaság átlagos keménysége.

A nagyobb számú féktuskó átlagos relatív kopása és élettartama a megengedett keménységi tartomány szélességétől függően a következő:

Megengedett keménység, HB	Relatív kopás, KR	Relatív élettartam, ER
140—240	1,74	0,57
170—240	1,45	0,69
200—240	1,16	0,86

Ha tehát a megengedett keménységi tartomány alsó határát felfelé toljuk, a relatív élettartam tetemesen növekszik olyannyira, hogy ha a jelenlegi 170 HB alsó határt 200 HB-ben állapítanánk meg, az élettartam kb. 25%-kal növekednék.

Az alsó határ azonban nem szabható meg minden további nélkül tetszés szerinti magasan, mivel gazdaságos gyártás csak bizonyos szórással lehetséges. Az alsó keménységi határt csak úgy emelhetnénk feljebb, ha a felsőt is emelnénk. Ennek viszont két akadálya is van. Az egyik, hogy a keményebb féktuskó esetleg már túlzott mértékben koptatja az abroncsot, a másik pedig, hogy a féktuskó keménységének nagyobb keménységek felé való eltolódásával nem biztos, hogy mindig meg tudnánk tartani a 240 HB-s tuskó jó kopási tulajdonságait. Mindkét ok tulajdonképpen arra vezethető vissza, hogy 240 HB feletti keménységeknél az öntöttvasban mind nagyobb mértékben jelenik meg a cementit.

Elsősorban ez az oka annak, hogy e keménység felett rohamosan nő az abroncs kopása. Emellett a cementit önálló, aránylag durva szemcsék alakjában van az alapanyagba beágyazva és azáltal erősen koptatja az abroncsot, és sok esetben a tuskó élettartama is rohamosan csökken.

Ezeknek a vizsgálati eredményeknek a birtokában szükségesnek látszott megvizsgálni, hogy az öntöttvas nemesítésével mennyire javítható a féktuskó élettartama.

Az öntöttvas nemesítésnek üzemileg legjárhatóbb és hazai viszonyok között leggazdaságosabb útja a FeSi-mal vagy CaSi-mal való módosítás (modifikálás), amellyel egynemű perlites szövetszerkezet biztosítható, s ugyanakkor meg lehet akadályozni a dendritközi grafitdúsítást, ami a kopási tulajdonságokat erősen rontja.

Vasziljenko és Grigorjev szerint a módosított öntvény különösen ellenálló a nagy nyomó- és csúszósúrlódással szemben. Vizsgálataik szerint a módosított öntöttvasnak a kopása öntöttvason és acélon sokkal kisebb, mint öntöttvasnak öntöttvason vagy acélon. Legkisebb a kopás az azonos minőségű módosított öntöttvasakon.

Az említett hazai vizsgálati eredmények és az irodalmi adatok alapján kísérleteink a következőkre terjedtek ki:

I. A FeSi- és CaSi-mal módosított öntöttvas kopási tulajdonságainak laboratóriumi vizsgálata,

II. a módosított öntöttvasból gyártott féktuskók vasútüzemi vizsgálata.

Laboratóriumi kísérletek

Laboratóriumi kísérleteink célja a következők megállapítása volt:

1. A fajlagos kopásállóság ($\text{mg/km} \cdot \text{cm}^2$).
2. A szilárdsági tulajdonságok növelésének hatása a kopásállóságra.
3. A módosító anyag hatása a kopásállóságra.

Vizsgálatainkat Kehl—Siebel-rendszerű, Mohr Federhaff gyártmányú koptatógépen végeztük, a szerzők által megadott eljárás szerint. Erre legalkalmasabb a gyűrű alakú próbatest, amelyet 30 mm \varnothing -jú hajlító próbapálcából munkálnak ki. A kopási vizsgálat során mozdulatlan alsó gyűrű szorul a felső forgógyűrű homloklapjához. A csúszási sebesség 0,07—6,0 m/s között változik.

A száraz kopáskor a próbatesteket először be kell járatni 100—5000 fordulattal. A súrlódási hő elvezetésére a vizsgálati gyűrűk véglapjába befűrészelt bevágások vannak, a kopó felületeket pedig levegővel hűtik, és ezzel egyben a kopás következtében keletkezett port is eltávolítják. A kopó felületek hőmérsékletét az álló gyűrűbe dugott termoelemmel lehet mérni. A gyakorlatban $P = 10 \text{ kg/cm}^2$ nyomóerő és $v = 1,6 \text{ m/s}$ csúszási sebesség mellett a kopási felületeken mért hőmérséklet legfeljebb 240—250 °C. Ha nincs hűtés, akkor nagy sebességek esetén 600 °C-on felüli hőmérséklet is előfordul.

Vizsgálatainkhoz előző kísérleti öntéseinkből származó FeSi-mal és CaSi-mal módosított öntöttvas hajlítópálcáiból munkáltuk ki a gyűrűket. Egy-egy minőségi kategóriában 6-6 koptatógyűrűt készítettünk.

A gyűrű magassága 20 mm, külső átmérője 28 mm, belső átmérője 20 mm. Magassági méret tűrése $\pm 0,1 \text{ mm}$, a belső átmérőé $\pm 0,05 \text{ mm}$, a külső átmérőé $\pm 0,2 \text{ mm}$. A felületek három ékes megmunkálásúak. Egy koptatógyűrű súlya 43,4—44,5 g között változik. A súrlódó felületeken a gyűrűkbe derékszögben 4 db 1 mm széles és 1 mm mély vajat fűrészeltünk.

Eredeti célkitűzésünknek megfelelően száraz koptatási kísérleteket végeztünk, csak a bejáratás történt olajozva $n = 5000$, $P = 5 \text{ kg}$, $v = 3,75 \text{ m/s}$ mellett.

Magukat a koptatási vizsgálatokat $n = 5000$ fordulattal, $P = 10,4 \text{ kg}$ -mal, $v = 3,75 \text{ m/s}$ -mal végeztük. A próbatesteket koptatás közben nem hűtöttük és hőmérsékletet sem mértünk. A vizsgálatok után minden gyűrű nem koptatott véglapján, két helyen keménységet mértünk.

A laboratóriumi vizsgálatokból megállapítottuk, hogy a FeSi-mal módosított anyag kopáscsökkenése a keménységnövekedés hatására nem olyan mértékű, mint a CaSi-mal módosítotté.

Az alsó gyűrű kopása is csökken a keménység növekedésekor, de nem olyan mértékben, mint a felső gyűrűé, és ebben az esetben is a CaSi-mal módosított anyag kopásállóbb.

Hogy az egyes minőségi csoportok kopását összehasonlíthassuk, itt is bevezettük a relatív kopás fogalmát. Összehasonlítási alapul egy nem módosított, nagyszilárdságú 215—220 HB-s szürke öntöttvas kopását választottuk. (Laboratóriumi kísérleteinkben az így megválasztott alapkeménység folytán kb. 15%-kal nagyobbak a kopásértékek, mintha azt a 240 HB-keménységre vonatkoztatnánk.)

Megállapítottuk, hogy a FeSi-mal módosított öntöttvas relatív kopása a felső gyűrűn a keménységnövekedés hatására 0,7-re csökkent (relatív élettartama 1,43), amíg a CaSi-mal módosítotté 0,4-re (relatív élettartama 2,5). Az alsó gyűrű esetén is megvan a javulás (0,83-ról 0,75-re, illetve 0,75-ről 0,45-re csökken a relatív kopás), de az nem olyan határozott.

Kisszámú laboratóriumi kísérletünkből levont következtetéseink kvalitatív, tájékoztató jellegűek.

Üzemi kísérletek

Szükségesnek láttuk, hogy a laboratóriumi kísérletekkel párhuzamosan üzemi kísérleteket is végezzünk módosított öntöttvasból készült féktuskókkal. Ezeket a kísérleteket is kétféle, FeSi-mal és CaSi-mal módosított öntöttvassal

végeztük. A szükséges kísérleti féktuskókat a Vasipari Kutató Intézet öntödéje gyártotta, a mozdonyokat pedig a MÁV Hámán Kató fűtőháza bocsátotta rendelkezésünkre.

A kísérleti féktuskók anyagának jellemzőit az 109. táblázatban foglaltuk össze. Minden minőségi csoporton belül 4 db FeSi-mal módosított (S-jelű) és 4 db CaSi-mal módosított (C-jelű) féktuskót öntöttünk. A megadott tuskókeménység minden esetben az MSZ 2749 szabványban előírt, három mérés átlaga.

109. TÁBLÁZAT
Kísérleti fűtuskók jellemzői

Jel		Összetétel %					σ_B , kg/mm ²	σ_H , kg/mm ²	f, mm	Tuskókeménység HB			
		C	Si	Mn	P	S				1	2	3	4
M28	S	3,08	1,87	0,89	0,17	0,12	29,80	46,30	10,06	190	194	211	184
	C	3,06	1,73	0,86	0,18	0,082	31,20	51,70	10,00	200	196	194	193
M32	S	3,03	2,25	0,72	0,16	0,10	31,00	46,80	10,00	222	231	259	211
	C	3,00	1,99	0,89	0,12	0,084	32,72	49,50	10,25	209	223	228	231
M35	S	2,85	2,00	1,12	0,15	0,11	37,28	50,70	8,31	207	257	212	230
	C	2,82	1,51	1,08	0,16	0,085	40,20	56,40	10,56	217	211	212	225
M38	S	2,51	1,30	1,18	0,11	0,068	34,02	54,90	8,12	278	208	205	216
	C	2,49	1,63	1,29	0,13	0,051	39,68	60,20	9,12	229	231	255	206

A kísérleteket 8 db négycsatlós mozdonnyal végeztük. 4 db-ba FeSi-mal és 4 db-ba CaSi-mal módosított tuskót kötöttünk be. Mivel a cél a jelenleg használt vasöntvény és a módosított öntöttvas összehasonlítása volt, egy-egy mozdonyba vegyesen kötöttünk be 4 db közel azonos keménységű öntöttvas és 4 db különböző keménységű módosított öntöttvasból készült féktuskót.

Előző kísérleteinkből a szürke öntöttvas kopásgörbéje már ismert (171. ábra), ezért törekedtünk arra, hogy a négy összehasonlító tuskó keménysége lehetőleg azonos legyen, s ezáltal az illető keménységű tuskó kopására jó átlagértékeket kapjunk. A módosított tuskók keménységét viszont különbözőre választottuk, hogy a kapott kopásértékekből a módosított öntöttvas kopásgörbéire is következtetni tudjunk.

A mozdonyok rendes üzemi körülmények között, különböző ideig futottak. Amikor a tuskók eléggé lekoptak, kikötöttük azokat.

Az üzemi kísérletekből megállapítottuk, hogy a FeSi-mal módosított tuskók nem érték el az öntöttvas tuskók kopásállóságát, vagy legalábbis azokkal csak egy nívón mozognak.

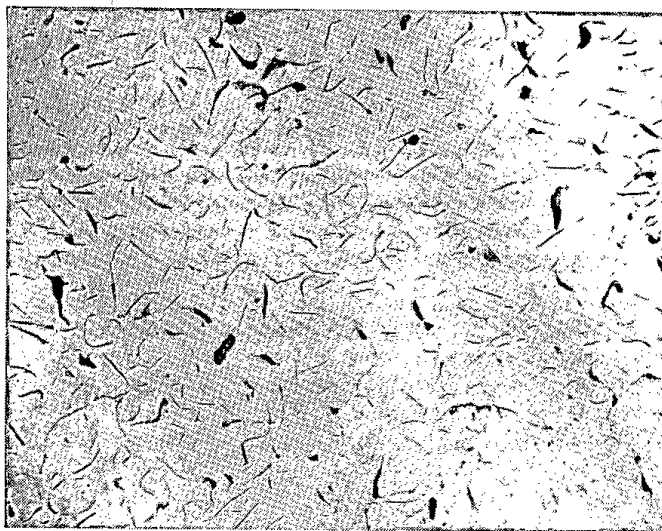
Az öntöttvas és a FeSi-mal módosított öntöttvasból készült tuskók kopását a relatív kopási értékei alapján összehasonlíthatjuk. Relatív kopásuk

átlagát kiszámítva azt kapjuk, hogy a FeSi-mal módosított tuskók kopása az

- I. csoportban 1,65-szöröse
- II. csoportban 1,05-szöröse
- III. csoportban 0,90-szerese

az ugyanolyan keménységű, közönséges öntöttvas tuskók kopásának. E kísérletek alapján azt látjuk, hogy a FeSi-mal módosított tuskók átlagosan 1,2-szer erősebben kopnak, mint az öntöttvas tuskók.

Ugyanakkor a CaSi-mal módosított tuskók kopása nagyon kedvező. Ha erre a három csoportra is elvégezzük a megközelítő számítást, azt kapjuk,



a) grafitkép 100×;

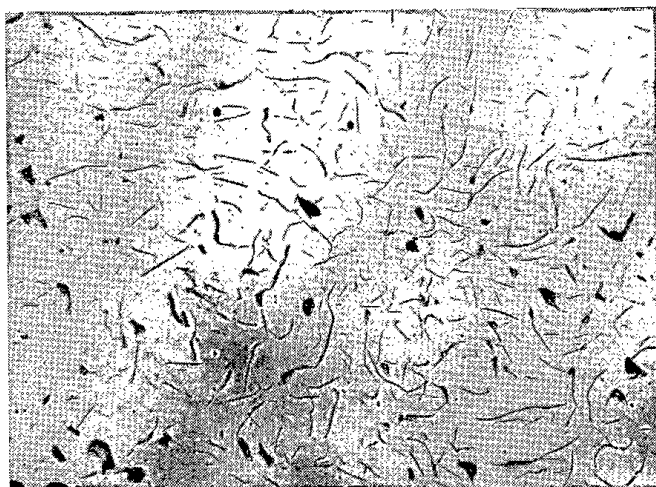


b) szövetkép 500×; 3% alk. HNO₃

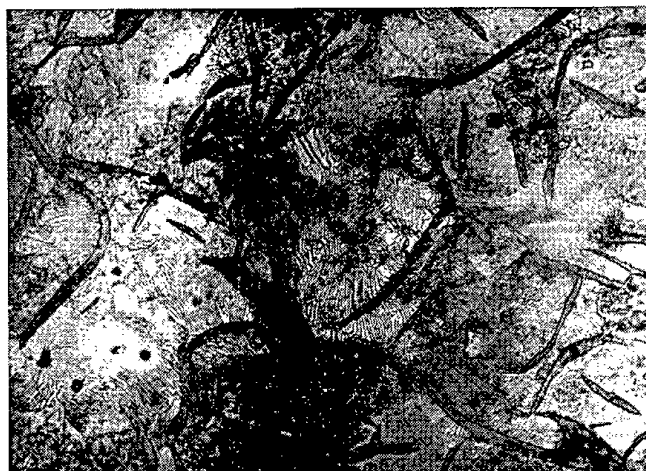
172. ábra. M 28 C jelű, CaSi-mal módosított öntöttvas [7]

hogy ezeknek a tuskóknak a kopása átlagosan csak 0,67-szerese az öntöttvas tuskók kopásának, tehát már megközelítő számítással is kb. 33%-kal kisebb.

A továbbiakban megvizsgáltuk, hogy a CaSi-mal módosított féktuskók közül melyik minőségi csoport adta a legjobb eredményt. A nagyobb szilárdsági értéket adó csoportok felé haladva a módosított tuskók mind kedvezőbb kopásértéket mutatnak az uo. keménységű, közönséges öntöttvas tuskókhöz viszonyítva. Ez annál figyelemre méltóbb, mivel azt nem lehet csupán a keménységnövekedésnek betudni, mivel a legelső csoportot kivéve, a különböző minőségű csoportok átlagos keménysége között nincs számottevő különbség. A csoportok átlagos relatív kopását vizsgálva is ugyanerre az eredményre jutottunk. A tuskók minőségének javulásával tehát a kopásviszonyok javulnak. Ha ez további vizsgálataink folyamán beigazolódik, azt jelentené, hogy



a) grafitkép 100×;

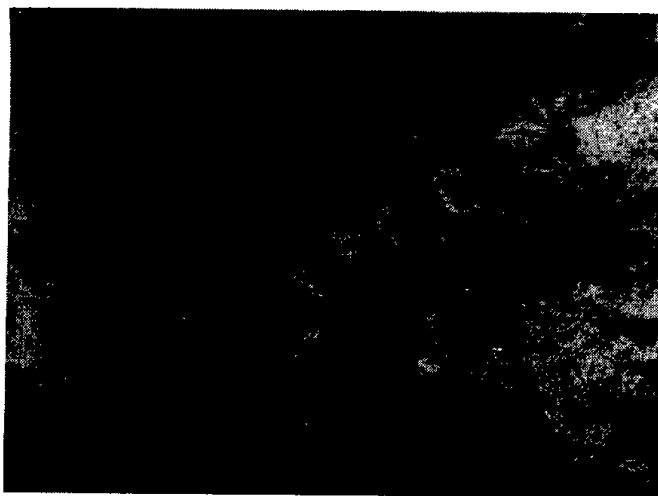


b) szövetkép 500×; 3% alk. HNO₃

173. ábra. M 28 S jelű, FeSi-mal módosított öntöttvas [7]

még azonos keménység mellett sem mindegy hogy a tuskók milyen minőségi osztályba valók.

A kopási tulajdonságoknak a módosítás hatására bekövetkező javulására a féktuskó anyagának szövetvizsgálata ad bizonyos magyarázatot. Az M 28 szilárdsági kategórián belül a CaSi-mal módosított féktuskó grafit-elrendeződése (172. ábra *a*) és szövetszerkezete (172. ábra *b*) kedvezőbb, mint a FeSi-mal módosítotté (173. ábra *a* és *b*). A nagyobb szilárdsági kategóriák



174. ábra. M 35 C jelű, CaSi-mal módosított öntöttvas 500 \times ; 3% alk. HNO₃

grafitja és szövetszerkezete természetesen fokozatosan javul, amit megállapíthatunk az M 28 CaSi-mal módosított (174. ábra *b*) és M 35 (174. ábra) minőségi csoportok szövetképének összehasonlításakor.

Az ismertetett kísérletek eredménye nagyon biztató. Nem szabad azonban figyelmen kívül hagynunk, hogy azokat meglehetősen kevés próbadarabbal végeztük.

4. A módosított öntöttvas sav- és lúgállósága [8]

Vasziljenko és Grigorjev a módosított öntöttvasat kémiai ellenállóképesség és hőállóság szempontjából kismértékben ötvözött öntöttvasfajtákkal összehasonlítva (1% Ni vagy 0,5% Cr-mal ötvözött öntöttvas kisebb kémiai ellenállóképességét mutatott fel) arra a következtetésre jutott, hogy a módosított öntöttvasat sokkal nagyobb mértékben kellene alkalmazni a vegyipari iparban. Így pl. kísérleteik szerint marónátronban 500°C-on a közönséges szürke öntöttvas súlyvesztése 7,1–4,5 g/m²/óra, de a módosított öntöttvasé csak 1,07–0,40 g/m²/óra.

Megállapítják, hogy az öntöttvasat és a lágyacélt csak 60%-osnál erősebb H₂SO₄-val érintkezve szabad használni, mert ez a felületet már passzíválja. A súlyvesztés a vizsgáló közeg hőmérsékletével egyenes arányban, a H₂SO₄ koncentrációval fordított arányban nő. A legjobban ellenálló szövet a tiszta perlit (biztosítható 2,8–3,2% C-; 0,8–1,2% Si-, 0,2–0,5%

CaSi-módosítással, vagy 0,6—0,8% Ni, illetve 0,3—0,4% Cr- és 0,8—1,2% Ni-ötvözással). A 0,5—0,8% réz növeli az ellenállóképességet kis koncentrációjú HCl és H_2SO_4 -ben. A módosított öntöttvas sav- és lúgállósága szerintük minden tekintetben jobb a közönséges vagy a kismértékben ötvözött öntöttvasénál.

Az irodalomból ugyan számos vizsgálati eredményt ismerünk, de a sav- és lúgállósági vizsgálatokra nincsen szabvány vagy általánosan elfogadott módszer. Vizsgálatainkat a következő szempontok szerint végeztük:

1. A sav- és lúgállóság mértékének megállapítása (súlyvesztesség) felület-egység-időegység, $g/m^2:óra$).

2. A minőségi kategóriák hatása a súlyvesztésekre.

3. A módosító anyag (FeSi, CaSi) hatása a súlyvesztésre.

Kísérleteinkhez olyan oldatokat használtunk, amelyek sav- és lúgállósági szempontból a legjellemzőbb hatásúak, és amelyekre az irodalomban — legalább részben — összehasonlító adatokat is találunk.

A kísérleteket megmunkált, 20 mm átmérőjű, 5 mm magas, közepén átfúrt (3 mm \varnothing -jú furat) tárcsákon végeztük a következő 8 közegben:

65%-os H_2SO_4

30%-os H_2SO_4

65%-os HNO_3

38%-os HCl

15%-os HCl

5%-os CH_3COOH

30%-os NaOH

30%-os KOH

A próbatárcsákat lefedett üvegpohárban üveghorgokra (a közepén átfúrt lyukba akasztva) úgy függesztettük fel, hogy a sav vagy lúg kb. 25—30 mm-rel fedje el a bemeztett tárcsákat.

Egy-egy tárcsa érintkezési felülete kereken 10 cm^2 volt és súlya 10—11 g között mozgott.

Felszerelésünkkel csak szobahőmérsékleten (20°-on) tudtunk sav- és lúgállósági vizsgálatokat végezni.

A próbatesteket az Intézetben folyó módosító kísérletek anyagából vettük. [5] A sav- és lúgállóságot két kísérletsorozatban vizsgáltuk:

I. a FeSi, illetve a CaSi-mal módosított anyagot 2,4, 6,24 és 96 órán át tartottuk az említett 8 féle közegben.

II. Az alapanyagot, a FeSi, illetve a CaSi-mal módosított öntöttvasat 6, 24, 96 és 4×96 órán át tartottuk a 8 különböző közegben.

A kapott súlycsökkenéseket vizsgálva a következőket állapíthatjuk meg: egyes közegekben a savállóság nem egyenletes, hanem fokozatosan javul a különböző idők után. Pl.: a 65%-os H_2SO_4 -ben kezdetben a súlyvesztesség kivétel nélkül nagyobb az irodalomban talált 0,2—0,3 $g/m^2:óránál$, azután fokozatosan csökken és általában 96 óra után lesz annál kisebb. A 30%-os H_2SO_4 -ban az I. kísérletsorozatban kezdetben a súlyvesztesség többszöröse az irodalmi 509 $g/m^2:órának$, azután fokozatosan csökken, 96 óra után éri el az irodalmi adatokat. A II. kísérletsorozatban a súlyvesztesség kezdetben 50 $g/m^2:óra$ körül mozog, azután fokozatosan csökken, 1,8—2,0 $g/m^2:óra$ ra.

Hasonló a súlyvesztesség csökkenése a 38%-os HCl-ben (210 $g/m^2:óra$ ra csökken) és a 15%-os HCl-ben végzett II. kísérletsorozatban (130—20 $g/m^2:óra$), amíg ugyanitt az I. kísérletsorozatban a súlyvesztesség 6 óráig kissé növekvő, utána csökken.

A 30%-os NaOH-ban és a 30%-os KOH-ban a súlyveszteség idővel fokozatosan csökken. Nem állapítható meg egyértelműen, hogy a módosított öntöttvas KOH- vagy NaOH-val szemben tanúsít-e nagyobb ellenállást.

Ellentétes viselkedést találunk a 65%-os HNO_3 -ban, ahol a súlyveszteség $2-3 \text{ g/m}^2/\text{órától}$ fokozatosan romlik $15-21 \text{ g/m}^2/\text{óra}$ -ra. A II. kísérletsorozatban 96 óra után az oldódás sebessége már kevésbé nő. Ehhez hasonló, de nem ennyire határozott az 5%-os CH_3COOH -ban való viselkedés, ahol a két kísérletsorozat között nagyok a súlyveszteség-különbségek. Az I. kísérletsorozat súlyveszteségei ugyanakkorák, mint az irodalmiak, a II-é jóval kisebbek azoknál.

A szilárdság növekedésével nem minden esetben lehet a savállóság javulását megfigyelni.

A lúgállóság a szilárdság növekedésével javul.

A használt kétféle módosító anyag (FeSi vagy CaSi) közül az I. kísérletsorozatban az M 32 és M 35 kísérletben, a II. kísérletsorozatban az M 32 kivételével a CaSi-mal módosított öntöttvas savállóbb, bár a súlyveszteség-különbség kicsiny. Hasonló a helyzet a II. kísérletsorozat M 28 és 38-as minőségi kategóriájában és a II. kísérletsorozatában. A lúgállósági vizsgálatok eredményei nem döntik el egyértelműen a FeSi és a CaSi közti különbséget. Általában a sav- és lúgállóságban a két módosító anyag lényeges különbséget nem okoz.

Az M 28 és M 32 szilárdsági csoportokban a II. kísérletsorozat keretében a nem módosított alapanyagok sav- és lúgállóságát is vizsgáltuk, 65%-os H_2SO_4 -ben. Az M 28 kategóriájában mindkét módosított próba savállóbb, mint az alap, az M 32 kategóriájában viszont nem. 30%-os H_2SO_4 -ben az M 28 kategóriában az alap savállósága rosszabb, az M 32 kategóriában a két módosított közé esik. 65%-os HNO_3 -ban az alap a savállóbb. 38%-os HCl-ben nincs lényeges különbség, 15%-os HCl-ben az alapanyag savállósága rosszabb. 5%-os ecetsavban az alapanyag mindkét kategóriában rosszabb. A nem módosított alapanyag lúgállósága 30%-os NaOH-ban és KOH-ban valamivel jobb, mint a módosítottaké.

Vizsgálataink eredményeit a következőkben foglalhatjuk össze:

1. Az oldódás sebessége időben is változik, némelyik oldatban nő, másokban csökken.

2. A grafit finomodása, a szilárdság növekedése általában javítja a sav- és lúgállóságot.

3. A CaSi-mal módosított öntöttvas legtöbb oldatban ellenállóbb a FeSi-mal kezeltnél.

4. Az M 28 és M 32 minőségű kategóriák vizsgált alapanyaga sok esetben éppen úgy sav- és lúgálló, mint a módosított öntött vas, mert szilárdsági tulajdonságai is megközelítik a módosítottét.

5. Vizsgálataink megerősítik, hogy a jó sav- és lúgállóság legfontosabb követelménye a tömör, egynemű, tisztán perlites szövet.

ÖSSZEFOGLALÁS

Félüzemi kísérletek folytak annak megállapítására, hogy az MSZ 5729-52 szabványban megadott acélhulladék adagolása és az összetételi határok betartása mellett milyen biztonsággal gyárthatók az egyes minőségi kategóriák FeSi vagy CaSi-mal való módosítás esetén. Az elvégzett kísérletek szerint a szabványban megadott acélhulladék adagolásával és az összetétel betartásával a kívánt szilárdság elérhető. A CaSi-mal való módosítás biztosabb eredményeket ad.

Az elvi tájékozódást célzó kettős módosítási kísérletek azt mutatták, hogy megfelelő kettős (karbidstabilizáló és grafitképző) módosítással a szilárdsági tulajdonságok szórása csökkenthető.

A módosított öntöttvas kopási tulajdonságaival kapcsolatban végzett vasútüzemi kísérletek azt eredményezték, hogy a CaSi-mal módosított féktuskók kopása kb. 33%-kal kedvezőbb a szokásos minőségű féktuskóékénál.

A sav- és lúgállósági vizsgálatok szerint a grafit finomodásával, a szilárdság növekedésével a sav- és lúgállóság javul. A CaSi-mal módosított öntött vas legtöbbször ellenállóbb, mint a FeSi-mal módosított.

I R O D A L O M

1. *Hargítai Sándor*: A ferroszilíciumos modifikálás gazdasági jelentősége. Öntöde, 1953 (4) január 1. sz. 13—14. o.
2. *Hajtó Nándor*: Nagy szilárdságú öntöttvas. Mérnöki Továbbképző Intézet, 1952.
3. *Kőrös Béla*: Szilíciummal módosított öntöttvas. Mérnöki Továbbképző Intézet, 1953.
4. *Nándori Gyula*: A módosított öntöttvas betétanyag kérdése. Öntöde, 1954 (5) január 9—17. o.
5. *Varga és munkatársai*: Öntöde 1954 (5) 8. és 9. szám. 186—192 és 193—208. o.
6. *Varga F.—Jánossy K.*: Öntöde 1956 (7) 5. szám. 112—115. o.
7. *Varga F.—Füle E.*: Öntöde 1955 (6) 4. szám. 85—91. o.
8. *Varga F.—Jánossy K.*: Öntöde 1954 (5) 12. szám. 275—280. o.

ACÉLMŰI KOKILLÁK TARTÓSSÁGA

DR. KÖRÖS BÉLA

a műszaki tudományok kandidátusa

DK 621.744.342.620.169.1

Az acélgyártás jelentős költségtényezői a tuskók, az első forma adására szolgáló kokillaöntvények. Érthető tehát, hogy ennek a kérdésnek közel 50 évre nyúlik vissza az irodalma minden iparilag fejlett államban. Hazánkban az első idevonatkozó átfogóbb jellegű tanulmányok [1, 2] ennél újabb keletűek. Kokillákkal folytatott kísérletekről magyar szerzőtől a húszas évek folyamán olvashattunk német nyelven [3, 4].

A kokillagyártás az acélművek jelentős költségtényezője lévén, a vele való foglalkozást az Intézet 1949. évi megalapításától kezdve kutatási feladatának tekintette és felvette tématervébe. Érdemleges munka e tekintetben az 1950. év óta folyt, mégpedig kb. az 1954. évig bezárólag a normális (savas) bélésű kupolából gyártott kokillákkal, amíg az 1955. év óta a kísérletek súlypontja a bázisos kupolából történő kokillagyártásra helyeződött át.

Az elvégzett kokillakísérletek lényegében öt irányban folytak:

- I. gyártás speciális nyersvasakkal és kohóból ún. eszményi kezelés;
- II. a kokillaanyag módosítása (modifikálás) FeSi-, CaSi- és Mg-adagolással;
- III. hógörbék felvétele;
- IV. acélműi kokillák anyagának hőtágulás vizsgálata;
- V. kokillagyártás bázisos kupolókemencéből.

A fenti öt pontban összefoglalható kísérleteken kívül Intézetünk ezekben az években rendszeresen felügyelete alatt tartotta a hazai négy acélmű s az azokat kiszolgáló öntödék kokillakérdését.

I. Gyártás speciális nyersvasakkal

E s z m é n y i k e z e l é s

1. A két legnagyobb hazai acélműben az 1950. év elejére erősen leromlott a kokillák élettartama. A megnövekedett kokillafogyasztás feladatunkká tette, hogy az élettartam megjavításával közelebbről foglalkozzunk, a romlás okait felderítsük, a javítás lehetőségeit és módozatait kijelöljük.

A kokillák élettartamának kérdését külföldön a szakbizottságok beszámolóí, az acélműi és öntészeti szakirodalom évtizedek óta állandóan napirenden tartja, s e problémát Kőrös Béla is áttekintette [2]. A feladat látszólag egyszerűnek mutatkozik, meg kell teremteni a közismert hármast feltételt:

az öntődei anyagminőség,
az acélműi kezelés,
a kokillakonstrukció

optimumát, illetve meg kell vizsgálni, hogy ezektől miben történt eltérés és a fajlagos fogyasztáson a javulást lemérni.

A kérdés azonban nem ilyen egyszerű. A három fő tényezőcsoportot nem szabad úgy tekinteni, mintha minden öntőde, acélmű és kokillatípus számára megállapíthatók volnának megtámadhatatlan szabványértékek, szerkezetek, eljárások és anyagminőségek, hanem azokkal a mindenkori adottságokhoz, lehetőségekhez igazodva kell az optimumra törekedni. A legújabb irodalomból talán elég itt utalnunk Feil nagyobb tanulmányára [5], amely a kokillák felületi anyagminőségével kapcsolatosan közöl több figyelemre méltó új megállapítást, vagy Jackson beszámolójára [6] 10 tonnás lemeztuskó kokillák kíméletes kezelésével elért páratlanul nagy tartósságokról (6 kg/t alatt), vagy Racquet és Olette duzzadásállósági kísérleteinek [7] megállapításaira a duzzadásakor fellépő Si-oxidáció és térfogatnövekedés értékéről stb. Emellett új nyersvasfajták, a nyersvasadagolás csökkentése, bár ezek részben már üzemvezetési kérdések, a vizsgálatoknál mégsem voltak figyelmen kívül hagyhatók.

A kísérletek az akkori viszonyok folytán kizárólagosan öntődei és acélműi, tehát üzemi vonalon mozoghattak, és ennek eredményeit igyekeztünk állandósítani. A munka többé-kevésbé az élettartam előbb említett mindhárom fő tényezőjére terjedt ki. Pozitív eredményekre vezettek legnagyobb (A) acélműünkben, amíg a másik (B) acélműben csak néhány speciális kísérlet történt, s itt a közel másfél éves kísérleti időszakban az összfogyasztás átmeneti csökkentését kísérleteinkkel, tanácsunkkal összefüggésbe hozni alig lehetett.

2. Mint jelentésünk címében is kiemeltük, mindkét acélműben a kokillák kezelése terén találtunk (a viszonyok által nagyrészt megmagyarázható) nehézségeket. Ha egy acélmű termelését új kemencék építésével, gyorsolvasztással, adagnagyságnöveléssel stb. fokozzák, akkor rövidesen szűk lesz a kokillakezelő tér, egyes kokillafajtákból pedig esetleg kevés lesz. Ezek folytán azután sor kerül egyrészt a kokillák késői lehúzására, rövid pihentetésére, másrészt azok túl sűrű használatára.

A leggyakoribb kokillakezelési hiba a túl sűrű használat, valamint a késői lehúzás. Az előbbit a meg nem felelő mennyiségű készlet, férőhely hiánya, a hűtőpadokon, a hengerlési, adagkészítési program rendje, változásai befolyásolják, tehát számos olyan tényező, amelyek egyidejű kézbentartása, vagyis a jól szervezett kokillairányítás nem könnyű feladat. A késői lehúzás főleg üzemszervezési, anyagmozgatási fogyatékokra vall. Bár a blokkSORra minél forróbban kell vinni a tuskókat, ami egyet jelent a mielőbbi stríppeléssel, mégis kísérleteink alkalmával a szűrőpróbaszerűen végzett ellenőrzések nem-egyszer találtak 5—6 órával az öntés után a kokillában időző tuskókat.

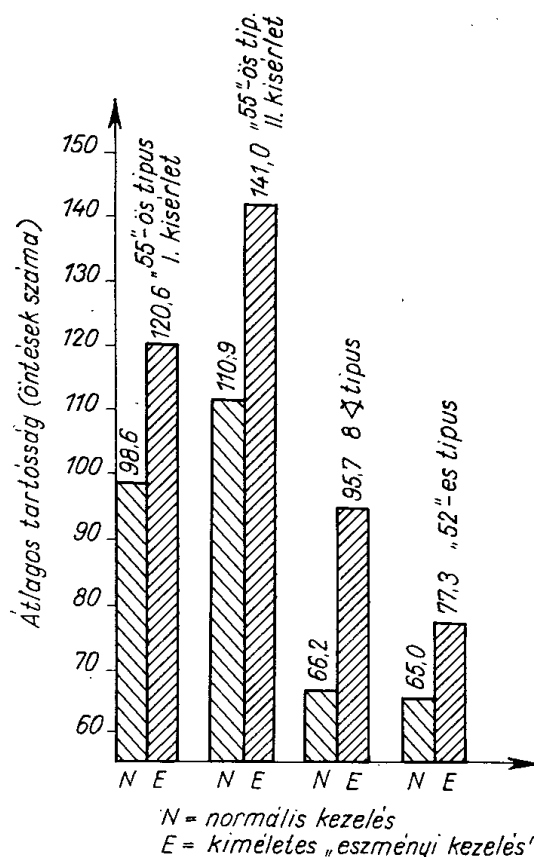
Az ilyen 3,2—3,8 t, saját súlyú kokillák falainak külső hőmérséklete általában 90 perc után már 800 C° volt, és később még 850 C° fölé is emelkedett, tehát jóval felülmúlta *Racquet* és *Olette* [7] már idézett tanulmányában talált 771 C° Ac_i pontot, amelynél ők a ciklikus felhevítések hatására 22,7%-ig terjedő duzzadást (térfogatnövekedést) és 53%-ig terjedő Si-oxidációt találtak. Ezek a tényezők a kokillaanyag tönkremenetelének a közvetlen okozói.

A kokillák optimális lehúzási idejét illetően ebből az alkalommal nem folytattunk kísérleteket, hanem kitűztük optimális időként a gyakorlatilag megvalósítható legrövidebb időt, amely felöntőfej nélküli kokilláknál öntés után 50—60 perc, felöntőfejes kokilláknál 80—100 perc volt.

A gondos kezeléshez természetesen egyéb, nem kevésbé fontos tényezők is hozzátartoztak, mint pl. a kokillák használat előtti gondos letisztítása, lekefelése, kitapasztása, vékony védőlakkal való gondos bevonása.

A pihentetési idő optimális időtartamának kikísérletezése külön kutatási feladat lett volna, így célul tűztük ki azt, hogy a kokillák a hűtőpadon történő féltermészetes hűlés után (ferde helyzetben, alul, felül nyitottan) 50—80 C° hőmérséklettel kerüljenek újból használatra. Az enyhe téli és kora tavaszi hónapokban végzett kísérleteinkkel megállapítottuk, hogy egy kokillába 24 óránként átlagosan kétszer szabad önteni.

Az itt röviden ismertetett irányelvek következetes, szigorú betartását nevezzük „eszményi kezelés”-nek.



175. ábra. Eszményien kezelt kokillagarnitúrák élettartama

Azt a maximális élettartamot, amely az adott kokillaszerkezettől és anyagminőségtől elvárható, csak egy külön ebből a célból alakult csoport lelkiismeretes munkája biztosíthatja. Bár ezek az irányelvek nem voltak ismeretlenek az A-acélmű dolgozói előtt, mégis indokoltnak láttuk demonstratív célból több garnitúra kokillát öntésről öntésre nyilvántartva felhasználni, és bebizonyítani, hogy az „eszményi kezelés” még akkor is jelentős élettartamnövekvést és hatalmas költségmegtakarítást okoz, ha a kezelési viszonyok aránylag kedvezőtlenek.

A 175. ábra összefoglalóan tájékoztat az eszményi kezelésbe vett négy garnitúra kokilla élettartamának megnövekedéséről. Egy-egy kísérletbe általában 15 kokillát vontunk be az öntődei folyamatos szállítmányokból.

Egy véletlen alkalom az acélműi kezelési viszonyok döntő fontosságát „kísérletszerűen” igazolta. Az A acélmű kisegítésül kisebb mennyiségű kokillát adott át az akkor nagyon mostoha kezelési viszonyok közt dolgozó B acélműnek. Ilyen módon alkalom nyílt azonos gyártású és konstrukciójú kokillák tartósságát két különböző acélműben megfigyelni. Összehasonlíthattuk az azonos időközben selejtezett azonos típusok adatait a két acélműben, amelyről a 110. táblázatot készítettük.

110. TÁBLÁZAT

Kokillák élettartama az A és B öntődében

	A acélműben		B acélműben	
	élettartam, db	átlagöntés	élettartam, db	átlagöntés
„55”-ös típus	141	109,0	53	33,0
„56”-os típus	71	81,2	15	20,4

Itt kell megemlíteni, hogy kísérleteink közé előirányoztuk a sokat vitatott vízhűtés kérdését is, de az előkísérleteknél tovább nem jutottunk.

Részben az acélműi kísérletek sorába tartoznak az alábbiakban tárgyalásra kerülő, különböző irányú öntődei (anyaggyártási) kísérletekkel gyártott kokillák acélműi felhasználása, bár itt kísérleti jelleget csupán a soronkívüliség képviselt, mert ezek a kokillák kifejezett utasításunkra nem kerültek eszményi kezelésbe, hogy a különböző javítást célzó tényezők hatása felismerhető legyen.

3. A vasöntődei, tehát a kokillagyártási vonatkozásban a helyes formázástechnológia és anyagminőség (adagösszeállítás, olvasztás, csapolási és öntési hőfok stb.) biztosítása kifejezetten a technológiai fegyelem és üzemvezetés kérdése. A helyes formázás technológiai kialakítása terén a Salgótarjánban jól bevált natúrformázás és maghomokkeverék elterjesztése, az irányanalízisek betartásának fontossága és a rendszeres ellenőrzés érdemel említést. Kifejezett kísérleti munkaként meg kell azonban említeni a

- bauxitnyersvasból,
- piritpörk-nyersvasból,
- közvetlenül a kohóból

öntött kokillákat, illetve a felhasználásukkal elért tapasztalatokat.

Régebbi, valamint újabb szovjet adatok is megerősítik azt a tényt, hogy a kokillák öntése esetében minél nagyobb összes C-tartalomra kell törekedni, ami a kupoló viszonyai között azt jelenti, hogy az elérhető maximális C-tartalomra s ehhez igazodva a ferrit-perlites szövzet biztosítására elég tág határok közt tartható Si- és Mn-tartalommal.

Vrbensky [8] a Szverdlovszkban és Kuznyeckben használt kokilla irányanalíziseket táblázatba foglalta (111. táblázat).

111. TÁBLÁZAT

Kokillák irányanalízise Vrbensky szerint

Minőség	C	Összetétele %				
		Si	Mn	P	S	Cr
3 t tuskósúlyig:						
I.	3,4—4,0	1,6—2,0	= 1,0	0,20	0,10	
II.	3,3—4,0	1,2—2,4	= 1,2	= 0,25	= 0,12	
3 t tuskósúly felett:						
I.	3,5—4,2	1,4—1,8	= 1,0	= 0,2	0,10	0,1
II.	3,4—4,0	1,0—2,2	= 1,2	= 0,25	= 0,12	= 0,2

Ezeket az adatokat főleg a kokilláknál annyira fontos nagy C-tartalom jelentőségének kiemelésére közöljük.

A jelenlegi nyersvasadagolási megszorítások folytán fokozott jelentőségét láttuk annak, hogy C-ben dús, P- és S-ben szegény speciális hazai nyersvasaink kokillagyártásnál való felhasználásáról is adatokat szerezzünk.

a) Diósgyőri „bauxitnyersvas” adagolása

Két periódusban összesen 125 db-ot öntöttünk a diósgyőri egykori törpekohó alábbi, átlagos összetételű nyersvastermékének felhasználásával:

4,3% C; 1,05% Si; 0,7% Mn; 0,12% P; 0,025% S; 0,3% Cu; 0,2% Ti.

Az adag a következő volt:

50% bauxitnyersvas,

40% kokillatöredék,

10% acélnyersvas.

A rendelkezésre álló „bauxitnyersvas” nagyobb százalékos adagolást nem tett lehetővé, hacsak a kísérletet nem folytattuk volna még kisebb darabszámmal.

Ennek ellenére is sikerült a kokillákat az alábbi analízishatárokon belül gyártani:

3,7—4,0% C; 0,9—1,2% Si; 0,7—1,0% Mn; 0,12% P; 0,05—0,08% S; 0,18% Cu; 0,08% Ti.

A kokillák nagyobb részét kupolóból, kisebb részét bázisos martin-kemencében olvasztott folyékony vasból öntöttük. A magasabb C- és alacsonyabb S-értékek a martinolvasztásúakra jellemzőek.

Az átlagos élettartamnövekvés a 81 db-nál 9,7%, ami figyelemre méltó érték (112. táblázat). Kísérletünk gyengéjének tartjuk, hogy — az üzemi adottságukat túlságosan is szem előtt tartva — sokféle típusra terjedt ki, és a kokill-

112. TÁBLÁZAT
Néhány kokillatípus átlagos élettartamnövekedése

Típus	Db	Átlagélettartam		% -os élettartam többlet
		a kísérleti daraboknál	nem kísérleti daraboknál	
„55”	24	126,0	107,5	17,3
8 szögű ...	7	64,0	59,2	8,1
G .52	5	62,1	55,7	11,7
„52”	21	74,1	71,3	3,9
„56”	24	85,2	78,3	8,8

lák kétféle olvasztóberendezésből készültek. Az is kár volt, hogy a közben bekövetkezett típusváltozások folytán 44 kokillát egyáltalán nem használtak („52”-es és „56”-os típus), ami a vizsgált darabszámot jelentősen csökkentette.

b) Diósgyőri piritpörk-nyersvas adagolása

A diósgyőri törpekohó kisebb mennyiségben az alábbi összetételű piritpörk-nyersvasat is rendelkezésünkre bocsátotta (mindössze 30 t mennyiséget nagyszámú, de kis csapolásokból):

3,6—4,0% C; 1,1—2,3% Si; 0,85—1,1% Mn; 0,1—0,12% P; 0,02—0,04% S; 0,9—1,1% Cu és kb. 0,1% Ti.

70%-os adagolással kupolából mindössze 10 db 3,3 tonna súlyú kokillát tudtunk önteni, amelyeket ugyancsak nagy (3,55—3,91%) C-tartalom, 0,4% Cu és 1,2% körüli, de erősen hullámzó Si-mennyiség jellemzett. Ezeket a kokillákat ebben az időben egy alacsony, 50-es átlagot adó kokillatípusra öntöttük ki és használták fel az A acélműben. Az elért eredmény 56 öntés volt, tehát hasonló volt a többlet, mint a bauxitnyersvasból öntött daraboknál.

A csekély darabszám nem engedi meg a messzebb menő következtetést, de említésre méltó, hogy — szemben számos régebbi szerző megállapításával — 0,4% Cu-tartalom nem látszott hátrányosnak.

c) Kohóból közvetlenül öntött kokillák

Ez a kísérlet is a tervezettnél szűkebb keretek között folyt le a diósgyőri törpekohóból. Indítékát a kedvező külföldi — köztük szovjet — adatok és az osztrák werfeni faszenes kohó kokilláival évtizedeken át szerzett kedvező hazai tapasztalatok, s nem utolsósorban az a tény szolgáltatta, hogy a törpekohó által termelt bauxit-, illetve piritpörk-nyersvasat faszenes nyersvas pótlékként közvetlenül is kipróbáljuk.

Egy ízben (az 1949. évben) 4 db kohóöntésű kokilla már készült Diósgyőrről, adataikat *Visnyovszky László* [9] régebben közölte is. Jó élettartamuk, de általában a kérdésben való szélesebb körű tájékozódás indokolta volna,

hogy most nagyobb terjedelmű kísérletre kerüljön sor. Rajtunk kívül álló okból ezúttal is csak csekély számú, mindössze 8 db kokillát sikerült (a helyi adottságok folytán nagy nehézségek árán) önteni a törpekohóból, erősen eltérő Si- és Mn-tartalommal. Közülük az *A*-acélműben néhány felhasznált és jobb tartósságot mutató darab csak egy csonka kísérlet emléke, ezért kevés támpontot nyújthatnak. Különleges, sajnos erősen eltérő vegyi összetételüket a 113. táblázatban mutatjuk be.

113. TÁBLÁZAT
Törpekohóból az 1951. évben öntött kokillák

Fo- lyó szám	Cö	Cgr	Si	Mn	P	S	Ni	Ti	Cu	Cr	Élettartam (önt.)
1.	4,4	4,1	0,55	1,03	0,09	0,03	0,15	0,20	0,31	0,18	6
2.			0,54	1,04	0,15	0,026	ny	0,12	0,53	0,37	2
3.	4,00	1,95	0,97	1,48	0,10	0,012	0,16	0,18	0,44	0,20	134
4.	4,16	3,37	0,81	0,48	0,23	0,035	0,11	0,18	0,52	0,20	117
5.	3,96	3,13	1,66	0,51	0,28	0,015	0,12	0,02	0,26	0,28	106
6.	4,53	3,30	1,04	0,45	0,08	0,01	0,12	0,02	0,26	0,44	85
7.	3,84	3,00	1,97	0,96	0,13	0,02	ny	0,17	0,89	—	41
8.	4,00	3,30	2,17	1,16	0,14	0,01	ny	0,18	0,94	—	137

A néhány öntés után elrepedt 1. és 2. sz. kokilla feles töretű volt (a még ehhez a nagy C%-hoz is kis Si-tartalom miatt), a további 6 db finom perlites szövétű, tehát sajnos ferritmentes szövete csak erős nagyítással volt felbontható.

A 7. sz. kokilla aránylag gyors tönkremenését acélráfolyás okozta.

Ezzel az újabb kísérlettel természetesen a kohóból való közvetlen kokillaöntés kérdését csak akkor tekinthetjük elintézettnek, ha kohóműveink későbbi bővítése során sem kerülhet arra sor, hogy ilyen faszenes jellegű (minőségi) nyersvasgyártás megindulhasson. Egyébként az acélműi kokillák speciális kohóból közvetlenül öntéssel való előállításának műszaki és gazdasági fölénye általánosan elismert az érdekelt nehézipari államokban. Az USA-ban a közelmúltban létesült egy nagyolvasztós kokillaöntőde 275 000 t évi termelésre [10].

Arra is itt kívánunk utalni, hogy a kokillakérdéssel való foglalkozás konstrukciós javításokat is felölelt. Így többek között ívelt oldalfalra vonatkozó javaslatunkra az *A*-acélműben átszerkesztették az „52”-es és az „57”-es kokillákat. Rajzaik bemutatását azonban mellőzzük, mert a röviddel később megindult nagyobb tuskósúlyra való áttérés során mindkét kokillatípus kikerült a használatból. Az „57”-es típusról 4 hónapra összehasonlító adatok állnak rendelkezésre, melyek szerint

a régi kivitelű (63 db) 76,5

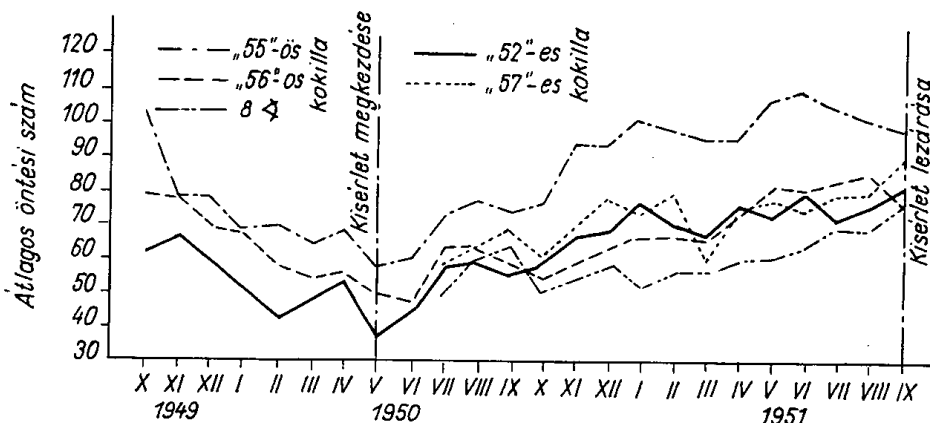
ívelt fallal kivitelezett (29 db) 84,5

átlagöntést ért el. Az élettartam 10,5%-os megnövekedése a repedés miatti selejteződés csökkentésével volt kapcsolatban.

Javaslatunkra megszűnt a *B* acélműben egy 4 t darabsúlyú kokillatípus, amelynél a K : T arány (kokillasúly : tuskósúly) mindössze 0,81 volt a kívá-

atos 0,95 helyett. A kokillák 10–15 öntés után repedtek. Megfelelő súlyarányúval helyettesítették.

A fentiekben nagy vonásaiban ismertetett kísérletek, ellenőrzések, iránymutatások, statisztikai értékelések végső eredményeként fontos lehet annak megállapítása, hogy milyen javulás állott be az egyes kokillatípusok élettartamában és a kokilla összfogyasztásban. Erre a kérdésre megfelelő tájékoztatást



176. ábra. Egyes kokillatípusok alakulása az *A* öntődében

nyújt a 176. ábra, amely az *A*-acélműben az ebben az időben leginkább használt 5 kokillatípus élettartamának alakulásáról ad képet.

Az adatok kiértékelésével 12 „kísérleti” hónap után fel kellett hagynunk, mert az *A* acélműben bevezetett új típusok új helyzetet teremtettek.

Nyitott kérdésnek tekinthető természetesen, hogy a bekövetkezett és kétségtelenül öntődei, acélműi és kutatói kollektív munkából eredő javulásban az egyes kísérletek, intézkedések, változtatások miként részesedtek.

Ennek vizsgálata azonban távol esnék összefoglalónk céljától, amely csupán egyes irányelveket kívánt adni a kokillatartósság megjavításáért folyó küzdelemben.

Bizonyos, hogy acélműveink fejlődésével, termelésünk megnövekedésével a kokillafogyasztás látszatra szerény fajlagos számértékei mögött hatalmas öntvénytömegeket kell tudnunk, s néhány kg-os változás egy évre számítva több ezer tonnás öntvénymegtakarítást vagy többletet jelent.

II. *A* kokillaanyag módosítása

Hazánkban az öntöttvasanyag ún. beoltásával (modifikálás, módosítás) tudatosan az 1950. évtől kezdtek kísérletezni, s az elkövetkező években már több beszámolót is közzétettek [11, 12, 13]. E kísérletek során a kokillának módosítással elérhető minőségjavulására is kiterjeszkedtünk. Bár ténylegesen a módosított kokillagyártási kísérletek háttérbe szorultak, részben az 1955. évvel megkezdett bázisos kupolából való gyártás miatt, részben a kísérletek kevés pozitívuma folytán, mégis hasznos lehet azokról megemlékeznünk.

a) *A ferroszilikiumos kokillamódosítás* nem Intézetünk kezdeményezése, hanem felsőbb utasításra folyt az 1952–53. év néhány hónapján át. Eredmé-

nye határozottan negatív volt, ami Si-ben szegény nyersvas hiányában hazai viszonyaink között nem meglepő. Öntödéink kupolói közül nagyon sok olyan van, amelynek magassága kicsi, levegőellátása szűkös, medencéje magas. A koks akkor változó minősége is közismert. A hazai nyersvas Si-tartalma az optimális 2,5% helyett 3—4% volt, de gyakran az 5—6%-ot is elérte, s amellett ezek a nagy Si-tartalmú és mégis nagyon finom szemcsés, csíraszegény nyersvasak végképp nem felelhetek meg a minőségi öntvény követelményeinek. Egyébként is a módosítás egyik fő célja nagy szilárdságú perlites öntöttvas előállítása, kokillák gyártásakor viszont nem a nagy szilárdságú, hanem nagy duzzadásállóságú, P- és S-szegénység mellett C-ben dús, megfelelő Si/Mn viszonyú anyag elérése a szokásos cél. Több kokillaöntödénk mindazonáltal kísérletileg kokillákat is beoltott (modifikált) FeSi-mal, de ez a művelet többnyire céltalan FeSi-pazarlásnak bizonyult, s az eredmény csak kelleténél lágyabb, kirágódásra hajlamosabb öntvény lett. Gyakran a hidegebb vas meg sem olvasztotta kellően a beadagolt 0,3—0,4% darabos FeSi-t, s ez még a FeSi-os modifikációs kísérletek kedvezőbb változata volt. A Si-os módosítás okozta minőségromlásról Salgótarján—Ózd relációban a 114. táblázat tájékoztat. A nega-

114. TÁBLÁZAT
FeSi-os kokillamódosítás (Salgótarján—Ózd)

	S. 55.		G. 55.		F. 55.		Összesen	
	mód.	nem mód.	mód.	nem mód.	mód.	nem mód.	mód.	nem mód.
db	65	294	106	214	24	180	195	688
öntés- átlag	4976 76,7	24,601 83,7	6959 65,6	14,461 67,5	1,307 54,31	13,917 77,4	13,242 67,5	52,979 77,0

tív eredmény folytán rövidesen áttértünk a CaSi-os módosításra ugyancsak Salgótarján—Ózd vonatkozásában.

b) A CaSi-os kokillamódosítást Intézetünkben végzett kísérletsorozat előzte meg, amely már eredményesebbnek ígérkezett.

Először az 1953. évben végeztünk Salgótarjánban 60 db-os kísérletet 0,23% CaSi-adagolással, ami mindjárt kezdetben 22,9% átlagos élettartamnövekvést eredményezett (a 115. táblázat adatai szerint).

115. TÁBLÁZAT
CaSi-os kokillamódosítás

Típus	Nem módosítva		Módosítva (CaSi)		Élettartam javulása, %
	db	átlagöntés	db	átlagöntés	
F. 55	176	67,8	30	78,5	15,8
G. 60	173	57,0	30	75,4	32,0

A bízató kezdet után a következő évben ugyancsak mintegy 0,23% CaSi-adagolással, tehát ugyancsak jelentéktelen többletköltséggel, 150 db-os kísérletet végeztünk, amelynek adatai azonban a 116. táblázat szerint kevésbé kedvezőek.

116. TÁBLÁZAT
CaSi-os kokillamódosítás

Típus	Nem módosítva		Módosítva (CaSi)		Élettartam változása, %
	db	átlagöntés	db	átlagöntés	
S. 55	579	68,4	107	67,8	-0,9
G. 60	204	58,3	42	64,0	+9,8

Az átlagos tartósságnövekedés csak 1,9% volt, tehát az előző évinél jóval kisebb, de még mindig pozitív eredmény mutatkozott. A javulás csekély volta miatt a rendszeres gyártást kokillagyártó öntődéink, illetve acélműveink egyikeben sem vezették be, s az egyelőre feledésbe ment.

c) Magnéziumos (gömbgrafitos) kokillagyártás

Első kísérletként 1953-ban 6 db F 55 típusú kokillát öntöttünk gömbgrafitos öntött vasból. A 6 kokilla öntési átlaga 83,2 volt, ami ugyan elég jó eredménynek tekinthető, de a Mg erőteljes karbidképző hatása folytán a hőkezeletlen felhasználástól a kezdeti jó eredmény megismétlődését nem tartottuk valószínűnek. Ezért a következő évben szélesebb körű kísérletekhez csak 34 db ilyen kokilla gyártását irányoztuk elő, amelyeket a salgótarjáni acélgyár acélöntődjének izzítókemencéjében kb. 850°-on rövid, mindössze 3 órás kiizzításnak vetettünk alá. Az izzítást a kemence egyéb irányú feladatai folytán nem tudtuk megismételni, jöllehet arra — a kokillákkal együtt öntött 37/28 mm-es ékpróbáknak az izzítás után is jelentős karbidossága miatt — szükség lett volna. Ennek a karbidosságnak tulajdonítható, hogy a 34 db kokilla túlnyomó része rövid használat után repedés miatt selejteződött, átlagos élettartamuk mindössze 24 öntés volt, tehát a kezdeti 6 db-os kísérletnek mindössze 25%-a.

Közben Csepelről kezünkbe került a „Metallurg” c. folyóirat 1956. évi 12. száma, amely 0,7 t darabsúlyú Mg-os kokillákra 8 órás kiizzítást javasol 900—950°-on, ami által a gömbgrafit ferrites alapszövetben jelenik meg, és közlésük szerint [14] 150%-os élettartamnövekvést értek el.

III. Hőgörbék felvétele

Az acélműi kokillák élettartama az öntéshez felhasznált anyag szilárdságától és duzzadásállóságától is függ. Nagyobb súlyú és sűrűbben használt kokillák esetében főleg a duzzadásállóság fontos. A duzzadás az Ac_1 pont körüli vagy feletti hőigénybevételnek hatására fellépő térfogatnövekvés, amely a kokillák elhasználódását siettet.

Rugan és *Carpenter* alapvető vizsgálódásai [15, 16] óta közel fél évszázadon át, a duzzadási jelenségeket többen vizsgálták, bár korántsem annyira, amennyire a duzzadásra leginkább igénybe vett öntvényeknek, az acélműi kokilláknak hatalmas mennyisége kívánta volna. A kokillák ára *Folkhard* [17] szerint az acélgyártás költségének 3—15%-a. Az acélminőséggel és a hengerelt árukkal szemben támasztott fokozott követelmények folytán ez az érték ma már alig található 10% alatt. A világ 1957. évi 300 millió tonnára becsülhető acéltermeléséhez legalább évi 6 millió tonna (2%) minőségi, főleg P-ben és S-ben szegény öntött vaskokilla szükséges. Ezért a kérdéssel — különösen a húszas évek óta — mindenütt kezdenek behatóan foglalkozni.

A duzzadás okozta kokillaelhasználódás a vasöntödének és az acélműnek közös problémája.

Magának a duzzadásnak mibenlétét *Racquet* és *Olette* [7], valamint *Grant* [18] tanulmányai lényegében tisztázták. Szerintük hármasság jelenség játszódik le:

1. szövetbomlás (a perlit szétesése, ferritesedés, ugyanakkor a nagy hőfok folytán austenitesedéssel járó újlagos perlitképződés);
2. oxidációs jelenség, amely nem annyira a grafit, mint inkább a szilícium kiégésében mutatkozik;
3. térfogatnövekedéssel járó elhúzódás, feszültségek, hajszálrepedések, elvetemedések.

Ezeket a most részletesebben nem tárgyalt folyamatokat az öntődei és acélműi szakemberek természetesen csak lassíthatják, meg nem állíthatják. A folyamat lassítása az öntőde részéről az anyagminőség javításával valósítható meg, az acélmű részéről pedig gondos, szakszerű kezeléssel, amilyen pl. a gyors lehűzés.

A lehűzés meggyorsítása emellett az acéltermelés növelésének és hőenergia-gazdálkodásának is fontos tényezője.

Néhány közlemény beszámol Mg-os kezeléssel [19] és Si-os, sőt CaSi-os módosítással elért duzzadásállóságról és a kokillák élettartamának növekedéséről. Ilyen irányú üzemi kísérletek az Intézet irányításával hazánkban is folytak, de a tényezők sokasága és az üzemi viszonyok sokfélesége miatt még korai volna ezekből határozott következtetéseket levonni.

Egyelőre a Si-os és a Mg-os kezelés nem látszik eredményesnek, a CaSi-os modifikálás azonban biztatóbb. Ezeket a feltevéseket legújabb szovjet adatok is megerősítik [20].

A duzzadásállósági vizsgálatok az anyag ciklikus hevítését jelentik, aminek bőséges irodalma van, de az alkalmazott ciklusok számát, főleg pedig a hőgörbék alakját illetően az adatok egymásnak lényegesen ellentmondanak. A vizsgálatokat oxidáló vagy semleges kemenceatmoszférában vagy vákuumban végezték, de azok jó része csak az öntött vas hőtágulásának megállapítására irányul, mellőzve a ciklikus hevítést és lehűlést. Kifejezetten a kokillanyag vizsgálatára irányuló régebbi tanulmányok közül említésre méltóak *Rugan* és *Carpenter* [15] már idézett vizsgálatai 1—6% Si-tartalmú anyaggal, általában 600—850—600°-os ciklusokkal. *Norbury* és *Morgan* [20] kísérleteiket 600, 700, 900 és 1000°-on végezték váltakozó hőntartási időekkel. *Piwo-warsky* említést tesz *Oberhoffer*rel közösen végzett s 960—1060°-ot is elérő

hevítésekről, majd 1940—44-ben végzett 850°-os ciklikusos hevítési sorozatáról [21].

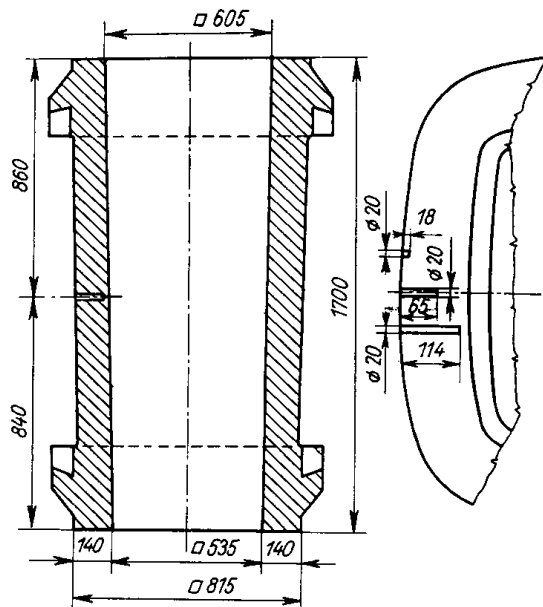
Racquet és Olette [7] tanulmánya kokillákból kivett próbatestekkel végzett újabb rendszeres kísérleteket ismertet. Kísérleteik nagyobb hányadát oxidáló kemenceatmoszférában, kisebb számmal vákuumban végezték. Általában 1 óra felhevítési, illetve lehűlési és 2 órás hőntartási ciklusokkal dolgoztak. Négyféle, nagyjából azonos összetételű és 1,4 t darabsúlyú kokillából kivágott, 50 mm hosszú és 30 mm Ø-jű próbatesteket hevítettek 700, 750, 800 és 850°-on a fenti ciklusokkal. Az átalakulási pont felett a duzzadás százalékos értéke erősen nő, közel 23%-ig. Vákuumban viszont 850°-on 70 ciklus után sem lett 4,6%-nál nagyobb a duzzadás.

Grant [18] tanulmánya 650—900—650°-on 1,5—2 órás ciklusokról számol be. A próbák egy csoportját 500 órán át 700°-on részben vákuumban, más részüket levegőn ferritesre hőkezelték. Száraz argongázban is végeztek 650—900—650°-os 100-szori hevítést.

Ezeket az újabb és régebbi, nagyon változatos adatokat mérlegelve indokoltnak látszott, hogy az összehasonlító duzzadásvizsgálatok előtt üzemi mérések alapján megállapítsuk a tuskóöntés után a kokillákban lejátszódó hőmérsékletváltozásokat.

A kísérletek elvégzéséhez *Savage és Fowler* tanulmánya is hasznos szempontokat adott [22], amely a kokillában végzett hőfokméréseket a tuskó lehűlési viszonyainak mélyreható tanulmányozásával végeredményben a lehúzási (strippelési) és tuskóhevítési idők csökkentésére használták fel. Ily módon a kokilla mintegy kalorimétere lett a beléöntött tuskónak, s ennek megfelelően a méréseket a vizsgált 8 tonnás kokilla keresztmetszetének 40 pontjában végezték.

Az ilyen jellegű első hazai kísérleteknél elegendőnek látszott a G 60 típusú négyzetes kokilla középmagasságában a 177. ábra szerint elhelyezett



177. ábra Mérőhelyek elhelyezése a G60. típusú, négyzetes kokillában

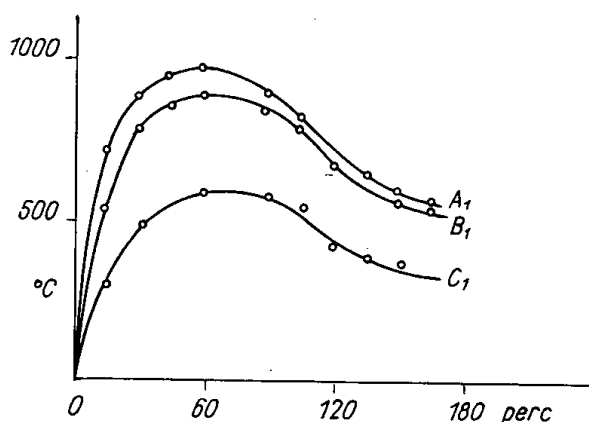
3 mérőhely létesítése, későbbi kísérletekre hagyva a mérőhelyek számának kiterjesztését.

A három mérőhely közül egy a tuskóhoz egészen közel van, egy a kokilla felszínét méri, egy a fal közepén foglal helyet. A mérésre hitelesített Cr-CrNi-elemek szolgáltak több színnel író műszerrel kellő hosszúságú kompenzációs vezetékkel. A kokilla súlya 4,1 tonna volt a K : T arány 1,02.

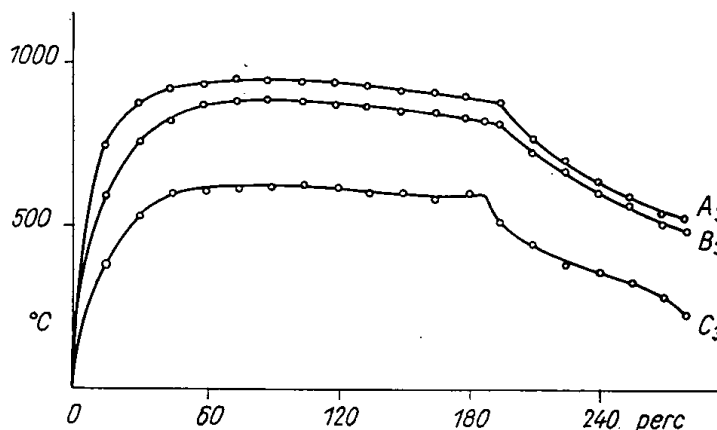
Valamennyi kokilla az üzemi tapasztalatoknak megfelelő 50—100 C° hőmérsékletű volt, amikor a korrigálatlan optikai pirométerrel mért 1420—1450 C°-os általában lágyabb (0,12—0,3% C), csillapított acélminőséget felülről beöntötték. A kísérletek üzemi jellege azonos acélminőség és acélhőfok biztosítását, sőt a külső levegőjárás elhárítását nem mindig tette lehetővé, de ennek az adott esetben nem is volt különösebb jelentősége.

A hőgörbék felvétele 1, 2, 3 és 4 órás tuskóbenttartási (ÖL) idővel történt. Ezek az időtartamok az acélműben leggyakoribbak, illetve a legkedvezőbbek. A szívófej nélküli tuskók legkorábbi lehúzási ideje a tapasztalatok szerint 45—50 perc, a szívófejeseké (felöntésekhez) 90 perc.

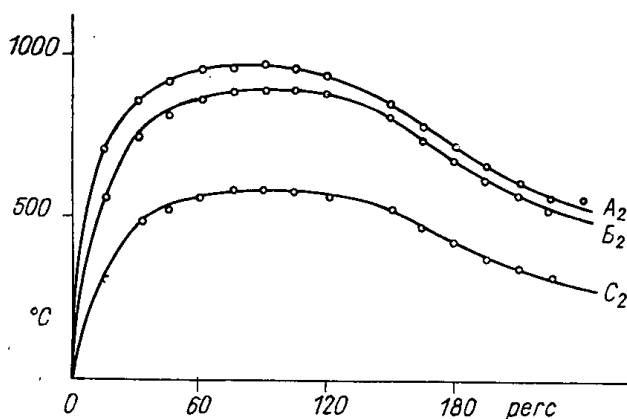
A hőfok mérését a lehúzás után is folytatni kívántuk, de ez üzemi akadályok (acélráfolyás, vezetékszakadás) miatt nem mindig sikerült. Mindazonáltal



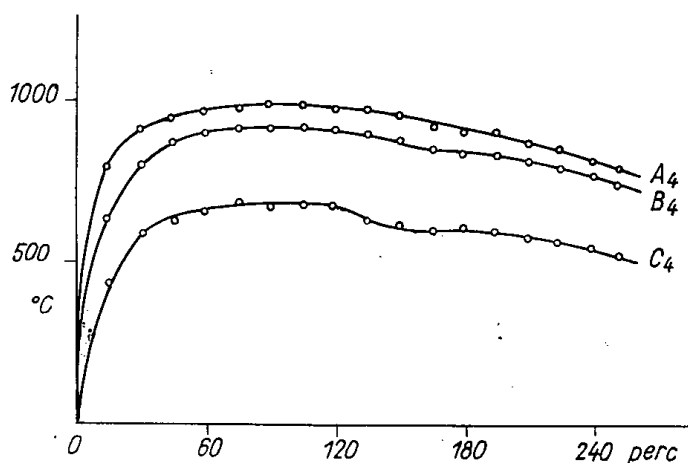
178. ábra 1-órás OL idővel végzett hőmérsékletmérés



179. ábra 2-órás OL idővel végzett hőmérsékletmérés



180. ábra 3-órás OL idővel végzett hőmérsékletmérés



181. ábra 4-órás OL idővel végzett hőmérsékletmérés

mind a négy ÖL idővel sikerült mérést végezni, amelyek eléggé jellemzik a tényleges viszonyokat. A 178., a 179., a 180. és a 181. ábrán az 1, 2, 3, illetve 4 órás ÖL idővel végzett hőfokmérések láthatók. A görbén *A* a belső, *B* a közbenső, *C* pedig a felszíni mérés adatait mutatja.

Feltűnő az *A* és *B* görbék közelsége, illetve a *C* görbe alacsony értékei. Ez utóbbiak 700° körüli értéke szabad szemmel történő hőfokbecsléssel (meggypiros szín) is egyezett. Az *A* és *B* görbék közelsége, tehát a kokilla belső részében 900 C°-t is elérő felhevülésnek a hővezetési és hőáramlási viszonyokban keresendő elvi magyarázata még hátra van.

A bemutatott négyféle ÖL-görbéhez igazodik a tervezett duzzadás-vizsgálatok egy ciklusának a görbéje, azzal az elgondolással, hogy 400° alatt már semmiféle említésre méltó szövetváltozással nem kell számolni, tehát a 400—900—(950)—400°-os ciklusok a ténylegessel összhangban levő időtartammal meg fognak felelni. A görbék alapján helyesnek látszott az 1 órás ÖL-időhöz csak 45 perces hőntartást előírni, viszont a hőntartás számára a 2, illetve 3 órás benttartózkodáskor a 900—950°-os lépcsőt beiktatni.

A 181. ábrán egy 4 órás ÖL-időt mutatunk be, amely elhúzódott lehúzás következménye volt. Látható, hogy a kokilla belső fala körül még 4 órával az öntés megkezdése után is 825° a hőmérséklet, ami feltétlenül bizonyítja a késői lehúzás szövetromboló hatását.

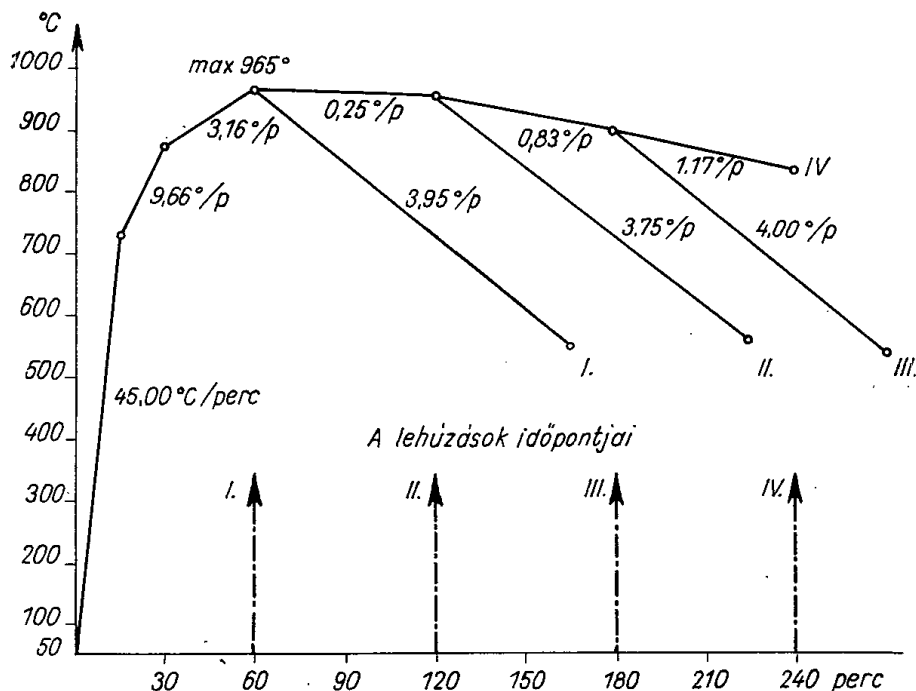
Hangsúlyozni kell, hogy a duzzadásállóság optimális értéke nem feltétlenül jelenti a legjobb kokillaanyag-minőséget, mint arra az irodalom adatait áttekintve már ismételten rámutattunk. Mindazonáltal egyre több gyakorlati tapasztalat és kísérlet is azt igazolja, hogy az ÖL-idők lerövidítése a kokillatartósságot akár meg is kétszerezheti, ami a duzzadásállóság döntő jelentőségére mutat [26].

IV. Acélműi kokillák anyagának hőtágulásvizsgálata

A 178—181. ábrák összehasonlításával megállapíthatjuk, hogy a kokillák felhevülési szakasza mindegyik tuskóbenttartási idő esetén közel azonos, a különbség a tuskóbenttartási idő hosszában és az azt követő lehűlési sebességben van. Az 1, 2, 3 és 4 órás tuskóbenttartási idő maximális hőmérsékletének idealizált görbéjét a 182. ábra szemlélteti.

Ebből megállapítható, hogy a tuskóval érintkező kokillarész hőmérséklete az öntést követő egy órán belül elérte a 965°C hőmérsékletet, miközben a hevülési sebesség a következőképpen változik:

az első 15 percben	45 $^{\circ}\text{C}/\text{perc}$,
a második 15 percben	9,66 $^{\circ}\text{C}/\text{perc}$ és
a második 30 percben	3,16 $^{\circ}\text{C}/\text{perc}$.



182. ábra. G60-as kokilla maximális hőmérsékletének (A) idealizált görbéi 1, 2, 3 és 4 órás tuskóbenttartás esetén

Az átlagos lehűlési sebesség egy órás benttartási idő esetén a maximális hőmérséklet elérése után azonnali lehúzáskor — $3,93^{\circ}\text{C}/\text{perc}$, 2 órás benttartási idő esetén, a második órában $0,25^{\circ}\text{C}/\text{perc}$, lehúzás után $3,75^{\circ}\text{C}/\text{perc}$, 3 órás benttartáskor a második órában $0,25^{\circ}\text{C}/\text{perc}$, a harmadik órában $0,83^{\circ}\text{C}/\text{perc}$, lehúzás után pedig $4^{\circ}\text{C}/\text{perc}$. A négyórás benttartáskor az első három óra eredményei megegyeznek az előzőekkel, a negyedik órában pedig $1,17^{\circ}\text{C}/\text{perc}$ a lehűlési sebesség. Lehúzás után nincs mérési eredményünk.

Ezek a mérések azt mutatták, hogy a kokilla belső fala eléri a 960°C -t, ami azt jelenti, hogy a kokilla austenites állapotba kerül és ugyanakkor a hőmérsékletnek megfelelően tágulni is fog.

Ezek ismeretében az Országos Kokillabizottság 1959. szeptember 2-án tartott ülésén azt a határozatot hozta, hogy meg kell vizsgálni az egyes kokillaöntödékben gyártott kokillák hőtágulását.

ÖSSZEFOGLALÁS

Az acélműi kokillák tartósságának kérdése a hazánkban is közel 20 év óta öntödei kutatások tárgya s így érthetőleg Intézetünk öntödei osztályának egyik alapvető témája lett. A sokágú kérdésnek a címben jelzett években főleg öntészeti-metallurgiai vonatkozásaival foglalkoztunk: így a bauxit-nyersvasból, pirit pörk nyersvasból történő kísérleti gyártással, FeSi-os és CaSi-os módosítással, de az acélműi kezelési körülmények megjavításával és egyes öntvény szerkezeti kérdésekkel is.

I R O D A L O M

1. Kőrös B.: Acélműi kokillák élettartamának metallurgiai vonatkozásai. Bányászati Kohászati Lapok, 1943. márc. 15. Stahl u. Eisen 1944 márc. 10. szám.
2. Kőrös B.: Acélműi kokillák élettartam tényezői. Bányászati Kohászati Lapok 1949. 296—306. és 329—334. o.
3. Schivetz, F.: Zur Frage der Verwendung von Stahlkokillen statt Graugussformen. Stahl u. Eisen 1122. szám.
4. Mészöly G.: Einiges über Stahlwerke kokillen. Giesserei 1932. 7. 8. szám.
5. Feil, E.: Beitrag zur Kokillenherstellung. Giesserei 1951. VII. 20.
6. Jackson, A.: 10 ton ingot moulds J. J. St. Inst. 1951. III.
7. Racquet, P.—Olette, M.: Gonflement des fontes. Fonderie 1951. júl.
8. Vrbensky: Hutnické Listy 1952. V.
9. Visnyovszky L.: Öntészeti nyersvasgyártás aluminát salakképzéssel. Bányászati Kohászati Lapok 1949. 3. és 4. szám.
10. Kluckert, B.: Ingot mould manufacture at Kaiser Steel. Iron and Steel Eng. 1956. 73—79. o.
11. Varga—Kőrös és társaik: Módosított öntöttvas gyártása. Öntöde 1954. 8—9. szám.
12. Kőrös B.: Újabb tapasztalatok és eredmények az öntöttvas minőségjavító eljárások terén. Mérnöki Továbbképző 1954.
13. Nándori Gy.: A módosított öntöttvas betétanyag kérdései. Öntöde 1954. jan.
14. Piszarenko, Guterma stb.: Kokillák gg. öntöttvasból. Metallurg. 1956. dec.
15. Rugan, F.—Carpenter, C. H.: Growth of cast iron after repeated heatings, J. J. and St. Inst. 1909. 80. szám.
16. Carpenter, C. H.: Growth of cast iron after repeated heatings. J. J. and St. Inst. 1911. 83. szám.
17. Folkhard: Einfluss der Form und Pflege auf die Haltbarkeit von Stahlwerkskokillen. Berg u. Hüttenm. Monatshefte 1951. 169—172. o.
18. Grant, J. W.: Growth characteristics of ingot mould irons in air and vacuum. Foundry Trade J. 1953. szept. 3. 10. és 17. szám.
19. Tsun Ko: Growth of nodular cast iron. Foundry Trade J. 1950. ápr. 20. 433. o.

20. *Norbury, A.—Morgan, E.*: Effect of C and Si on the growth and scaling of grey cast iron. Jnl. J. and St. Int. 1931. 413—434. o.
21. *Piwowarsky, E.*: Gusseisen. 2. kiadás. 1951. 542. o.
22. *Savage, H. W.—Fowler, R. T.*: Ingot heat conservation. Jnl. I. and St. Inst. 1853. febr. 119—128. o.
23. *Kőrös B.*: Eszményi kezelés és egyéb kokillakísérletek. Kohászati Lapok (Öntöde) 1952. nov.
24. *Gilde, W.*: Über die Beziehungen zwischen Sättigungsgrad und Haltbarkeit von Stahlwerkskokillen. Die Technik Bd. 4. szám. 4. 1949. ápr. 169. o.
25. *Piwowarsky, E.*: Gusseisen. 1952. Springer Verlag, Berlin.
26. *Brajnyin, J. J.—Szmoljunnyickij, J. A. — Bukinstejn, R. I.*: Sztalj 1955. 1. szám.

IMPORTÖTVÖZŐK NÉLKÜL KÉSZÍTETT ÖTVÖZÖTT ÖNTÖTTVASFAJTÁK

DR. HAJTÓ NÁNDOR és DR. VARGA FERENC
a műszaki tudományok kandidátusai

DK 669.136.669.136

Azok az ötvözőelemek, amelyeket az acélok ötvözésére használunk, természetesen az öntöttvas fémes alapanyagára is hasonlóan hatnak. Hogy az acélokhöz képest az öntöttvasat — legalábbis a mechanikai tulajdonságok javítása céljából — aránylag ritkán ötvözzük, ennek az az oka, hogy az öntöttvas acélszerű alapanyagát megszakító grafitlapoknak a mechanikai tulajdonságokat rontó jelenléte miatt az ötvözőanyagoknak az alapanyag minőségét javító hatása kevésbé érvényesül.

Az öntöttvasat rendszerint nem is a mechanikai tulajdonságok javítása céljából, hanem inkább a mágneses, villamos, fizikai és kémiai tulajdonságok módosítása végett ötvözzük.

Általában ötvözöttnek tekintjük az öntöttvasat akkor, ha Ti-, V- és Mo-tartalma 0,1%-nál, Ni-, Cr-, Cu- és Al-tartalma 0,3%-nál, Mn-tartalma 2%-nál, illetve Si-tartalma 4%-nál nagyobb. A kívánatos fizikai és kémiai, mágneses és villamos tulajdonságok mellett, amelyet ezek az ötvözők biztosítanak, majdnem minden esetben az ötvözés következtében kialakuló szövetfeleségek sajátosságai. A perlites, sorbitos, bainites, martensites, austenites, illetve ferrites — a ferritesen kristályosodott — szövet a Ni-lel, Cr-mal, Cu-mal, Ti-nal, V-mal és egyéb elemekkel való ötvözés következménye. Ezek az elemek azonban mind importötvözők, amelyekből a nemesacélok ötvözésére sem áll rendelkezésre elegendő mennyiség. Köztük elsősorban a Ni-nek austenitképző hatása az, amely az öntött vasötvözésekor leginkább kívánatos tulajdonságokat biztosítja. Ebben a hatásában lényegesen kisebb mennyiségű Mn-nal helyettesíthető. Addig azonban, amíg az Ni grafitképző hatású, a Mn karbidstabilizáló. A Mn-nal bainites vagy austenites alapanyagúvá tett öntöttvasnak az eutektoidos koncentrációnál nagyobb C-tartalma ezért nem grafit, hanem karbid alakjában, vagyis az öntöttvas nem szürkén, hanem fehéren kristályosodik. Nyilvánvaló tehát, hogy a Mn-nak ezt a karbon kristályosodására gyakorolt hatását grafitképző elem alkalmazásával kell kiegyenlíteni. Ha ezt a hatást a hazai vonatkozásban szóba jöhető Si-mal (vagy Al-mal) biztosítjuk, nagyjából máris kialakultak azok a körvonalak, amelyek között a takarékos öntöttvasak egyik csoportjának optimális összetételeit keresnünk kell.

Idevágó kísérleteinket még Sopronban a Műegyetem Metallográfiai Tan-székén kezdtük, és később a Vasipari Kutató Intézetben folytattuk. A közel 7 évig folyó kutatásnak a Tammann-kemencéből elért kezdeti eredményei a kupolából öntött nagyobb adagok vizsgálatakor többször is módosultak, de akkor még ismeretlen, sőt elképzelhetetlen technikai módszerek is napvilágot láttak (pl. a Mg-nak elektron alakjában való kivitele). Ezért kísérletsorozatunk irányát is változtatnunk kellett menet közben. Mégis úgy véljük, nem lesz érdektelen, ha ebben a beszámolóban az egész kísérletsorozatról átfogó képet adunk.

Az első idevágó kísérleteket tulajdonképpen nem is a takarékos öntöttvasak keresése céljából végeztük, hanem a kitűzött cél az volt, hogy Si-tól mentes, de hazai anyagokból előállított, Mg-os segédötvözetet készítsünk. A nemcsak a szövet képét, hanem mechanikai tulajdonságait illetően is megfelelő gömbgrafitos öntöttvas gyártásához alkalmas segédötvözet keresése közben szinte önként adódott a gondolat, hogy a FeMn-ból és Al-ból olyan ötvözetet készítsünk, hogy az azzal az öntöttvasba bevitt Mn és Al egymás hatását éppen kiegyenlítsé, és az öntöttvasnak eredetileg perlites alapanyagát ne változtassa meg. Ha tehát a grafit gömbösítéséhez szükséges Mg-ot ilyen segédötvözzel adagoljuk, perlites alapanyagú gömbgrafitos öntöttvasat kapunk. További lépés volt ebben a segédötvözetben a Mn és az Al arányának, és pedig a Mg-ra vonatkoztatott arányának olyan beállítása, amely a grafit gömbösítésével egyidejűleg az öntöttvas alapanyagát is módosítja.

Ezeknek az 1952-ben végzett kísérleteknek a vége felé vált ismeretessé az a Szovjetunióban kialakulóban levő újabb technológia, amelyet ma már mi is kiterjedten használunk. Eszerint a Mg-ot nem segédötvözzel, hanem — alkalmas harang alatt — színfém vagy elektron alakjában viszik az öntöttvasba.

A Mn—Al-os segédötvözet feladata pedig csak a fémes alapanyag szövetének a megfelelő módosítása lehet. Ekkor azonban a Mn karbidstabilizáló hatását már nem szükséges Al-mal közömbösíteni, hanem célszerűbb az öntöttvas Si-tartalmának megfelelő növelése.

Az Al-nak és a Mn-nak az öntöttvas perlites alapanyagára hatástalan arányát keresve olyan kísérletsorozatot végeztünk, amelyben az eredetileg szürkén kristályosodott öntöttvasat különböző mennyiségű Mn-nal és Al-mal ötvöztük.

A kísérleti adagokat (kb. kg-nyi mennyiségben) Tamman-kemencében készítettük. A Mn-t 75%-os ferromangán, az Al-ot színfém alakjában ötvöztük. Valamennyi adag alapanyagául ugyanazt, a kupolókemencében készített öntöttvasat használtunk, amelynek eredeti és a Tamman-kemencében átolvasztott állapotában meghatározott összetételét a 117. táblázatban mutatjuk be.

117. TÁBLÁZAT

Összetétel	C%	Si%	Mn%	P%	S%
Eredeti	3,77	0,82	0,48	0,131	0,110
Átolvasztott	3,47	0,83	0,47	0,081	0,120

Az első sorozatban ezt az öntöttvasat 0,5—5,0% között 0,5%-kal emelkedő mennyiségű, valamint 7,5% Mn-nal, illetve ennek megfelelő mennyiségű FeMn-nal ötvöztük. A FeMn-t a már folyékony fürdőbe szilárd állapotban adagoltuk.

A második sorozathoz ugyanilyen lépcsőben növekedő százalékban Al-ot adagoltunk.

A kísérleti adagok tervezett és elemzett összetételét, valamint a belőle homokba öntött és abban lehűlt 10, illetve 20 mm \varnothing -jú rudak szövetét a 118. táblázatban foglaltuk össze.

Az adagok Al-tartalmát általában nem elemeztük, néhány tájékoztató elemzés adataiból az volt megállapítható, hogy az elemezhető mennyiség az adagoltnak általában $\frac{3}{4}$ része.

A 118. táblázatban a szövet megjelölésére használt betűk jelentése: g = grafit, l = ledeburit, c = cementit, p = perlit, f = ferrit, m = martensit, a = austenit, tr = troosit. Ha a szövetet jelentő betű zárójelben van, akkor a szövetelem aránylag kis mennyiségben jelentkezik.

Az első sorozat adagjainak (221—231. sz.) szövetképéből az derül ki, hogy már 1,24% Mn-tartalmú öntöttvasban jelentékeny mennyiségű cementit van. Ez a további adagokban a Mn szaporodásával fokozatosan nő. A kb. 150° C/perc sebességgel hűlt, 20 mm \varnothing -jú rúd kb. 2%-kal nagyobb Mn-tartalomnál mutat ugyanolyan szövetet, illetve ugyanannyi cementitet, mint a kereken 240° C/perc sebességgel hűlt, 10 mm \varnothing -jú rúd. A fémes alapanyag, illetve a ledeburit eutektoidos fázisa még a 4% Mn-t tartalmazó öntöttvasban is perlit. A kereken 6% Mn-t tartalmazó (231. sz.) metastabilis adag eutektikumának másik fázisa austenit, amely a 10 mm \varnothing -jú rúd szövetében csak elvétve, a 200 mm \varnothing -jú rúdban több helyen martensitté alakult át.

A csak Mn-nal való ötvözés tehát — eltekintve attól, hogy az átolvasztott állapotában 10 és 20 mm \varnothing -ben egyaránt szürkén kristályosodott öntöttvasat fehérré teszi — a fémes alapanyag szövetét csak 5—6 %-nyi mennyiség jelenlétében módosítja.

A második sorozat (232—242. sz.) adagjainak a szövetképe az Al-nak az irodalomból már ismert hatását igazolja. Öntött állapotban ferrit a szövetképben csak 3%-nyi adagolt Al hatására jelenik meg, és az Al mennyiségének a növekedésével fokozatosan szaporodik.

Nagyon érdekes képet mutatnak a harmadik sorozat (243—250. sz.) adagjai. Amíg a csak Mn-nal ötvözött öntöttvasban a fémes alapanyag nyilván 4—6% közötti mennyiség hatására válik tűssé, addig a csapolás előtt 3%-nyi Al-mal ötvözött öntöttvasban már az 1—1,5% Mn hatására — ha foltokban is — megjelenik a tűs szövet. Az is érdekes, hogy ebben a feles szövetben a C mindig grafit alakjában kristályosodik ott, ahol az alapanyag tűs, a cementit mellett viszont a fémes alapanyag mindig perlites.

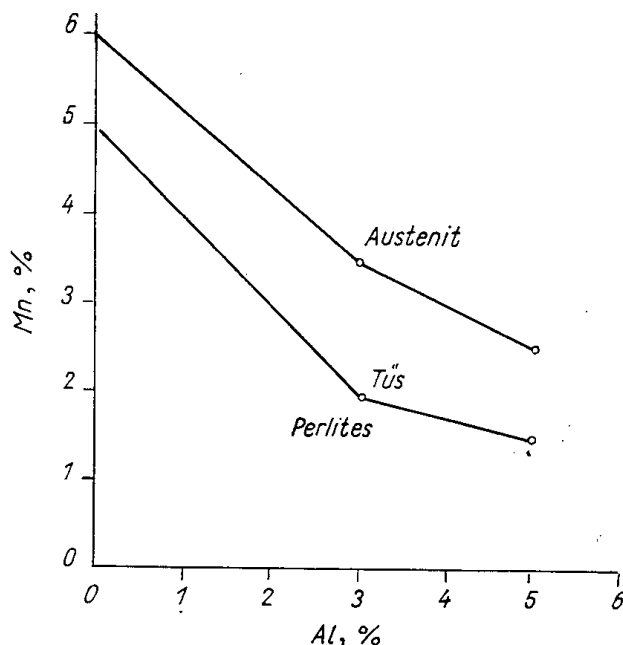
Teljesen tűs alapanyagú és grafitos a 3%-nyi Al-mal kezelt öntöttvas, ha Mn-tartalma 1,5—2,5% között változik. Ha a Mn-tartalmat 2,5%-nál nagyobbra növeljük, a fémes alapanyag fokozatosan austenites lesz, de a grafitot is mind több cementit váltja fel. A tűs alapanyag kialakulása szempontjából a kísérleti eredmények alapján reális összetételnek kb. a 248. adagot tekinthetjük. Fémes alapanyagában csak austenites, cementit nélkül kristályosodott adagot ez a sorozat nem produkált. Ezt a szövetet legjobban a kb. 3,5%

118. TÁBLÁZAT

Adag- szám	Tervezett			Elemzett		Teltési szám	Szövet			
	% Mn	% Al	% C	% Si	% Mn		öntve		900°-on izzítva	
							10 Ø mm	20 Ø mm		4 óra
220.	—	—	3,47	0,83	0,47	0,87	g+p	g+p	g+p+f	g+p+f
221.	0,5	—	3,47	0,74	0,82	0,86	l+p	g+p	g+p	g+p
222.	1,0	—	3,49	0,80	1,24	0,87	l+p	l+p	c+g+p	g+p
223.	1,5	—	3,52	0,81	1,66	0,87	l+p	l+p	c+g+p	c+g+p
224.	2,0	—	3,54	0,74	2,25	0,86	l+p+c	l+p	c+g+p	c+g+p
225.	2,5	—	3,49	0,74	2,50	0,84	l+p	l+p	c+g+p	c+g+p
226.	3,0	—	3,19	0,79	2,70	0,85	l+p	l+p	l+g+p	l+g+p
227.	3,5	—	3,42	0,84	3,05	0,84	l+p+c	l+p	c+g+p	c+g+p
228.	4,0	—	3,34	0,71	2,40	0,79	l+p	l(+p)	l	l
229.	4,5	—	3,62	0,72	4,0	0,85	l(+p)	l(+p)	l	l
230.	5,0	—	3,58	0,73	4,0	0,85	l(+p)	l(+p)	l(m)	l(m)
231.	7,5	—	3,65	0,85	6,05	0,84	l(c+a) m	l(c+a+m)	g+f+p	g+f
232.	—	0,5	3,47	0,89	0,52	0,87	feles	g+p	g+p	g+p
233.	—	1,0	3,41	0,80	0,63	0,85	l	g+p	g+p	g+p
234.	—	1,5	3,46	0,76	0,46	0,85	g+p	g+p	g+p	g+p
235.	—	2,0	3,36	0,78	0,37	0,83	g+p	g+p	g+p	g+p
236.	—	2,5	3,41	0,81	0,48	0,85	g+p	g+p	g+p	g+p
237.	—	3,0	3,36	0,89	0,46	0,83	g+p	g+p	g+p	g+p
238.	—	3,5	3,38	0,89	0,48	0,84	g+p	g+p	g+p	g+p
239.	—	4,0	3,41	0,81	0,48	0,84	g+p	g+p(+f)	g+p	g+p
240.	—	4,5	3,38	0,86	0,43	0,84	g+(f)+p	g+f+p	g+f+p	g+f+p
241.	—	5,0	3,38	0,85	0,48	0,84	g+f+p	g+f+p	g+f+p	g+f+p
242.	—	7,5	3,28	0,86	0,43	0,82	g+f+p	g+f+p	g+f+p	g+f+p
243.	0,5	3,00	3,47	0,85	1,10	0,85	g+p	g+p	g+p	g+p
244.	1,0	3,00	3,19	0,82	1,43	0,82	feles (c+p+g+ +tűs)	g+p	g+p	g+p
245.	1,5	3,00	3,42	0,89	1,92	0,84	g+tűs	g+tűs+p	g+p	g+p
246.	2,0	3,00	3,14	0,84	2,24	0,83	g+a+m	g+p	g+p	g+p
247.	2,5	3,00	3,19	0,18	2,62	0,82	c+p	f=c+g+p	g+p	g+p
248.	3,0	3,00	3,19	0,82	2,80	0,83	g+tűs	g+p	g+p	g+p
249.	3,5	3,00	3,19	0,83	3,16	0,88	g+tűs	g+tűs+p	g+p	g+p
250.	4,0	3,00	3,12	0,86	3,60	0,80	g+a+tr	g+a+tr	g+p	g+p
251.	0,5	5,00	2,95	0,81	1,06	0,81	g+p	g+p	g+f	g+f
252.	1,0	5,00	3,04	0,77	1,50	0,81	g+tűs(m)	g+p+t	g+f	g+f
253.	1,5	5,00	3,07	0,81	1,72	0,79	g+a+(pf)	g+p	g+f	g+f
254.	2,0	5,00	3,09	0,80	2,30	0,71	g+a+m	g+p	g+f	g+f
255.	2,5	5,00	3,20	0,81	3,0	0,77	g+a+pf	g+a+pf	g+p	g+p
256.	3,0	5,00	3,38	0,79	3,10	0,82	g+a+m	g+a+m	g+p	g+p
257.	3,5	5,00	3,16	0,79	3,68	0,73	g+a+m	g+a+m	g+p	g+p
258.	4,0	5,00	3,20	0,77	4,0	0,72	g+a	g+a(+pf)	g+p	g+p

Mn-tartalmú 250. adag közelíti meg, bár még ebben is van némi átalakulási termék.

A negyedik sorozatban (251—258. adagok) a változó Mn-tartalmú adagokat egyaránt 5%-nyi Al-mal ötvöztük. Az 1,5% Mn-tartalmú (252. sz.) adag fémes alapanyaga gyakorlatilag tús, amelyben csak elszórtan találhatók kisebb perlitszferolitok, az 1,7% Mn-tartalmú öntöttvas fémes alapanyaga martensit, amely csak helyenként, kisebb szigetekben alakult át troostittá. Majdnem teljesen austenites alapanyagba ágyazott kevés martensit-tűt mutat a 2,3% Mn-tartalmú 254. adag szövetekepe. A 3% Mn-tartalmú adagok alap-



183. ábra. Különböző szövetelemek stabilitási területe

anyagában martensit már alig van. Itt az austenites alapanyagban csak grafit található.

A kísérleti adagoknak öntött állapotban készült szövetéből tehát az alábbi következtetéseket vonhatjuk le:

a pusztán Mn-nal ötvözött öntöttvas fémes alapanyaga csak kb. 5%-nyi ötvöző fém hatására lesz tús, 6%-nyi Mn pedig gyakorlatilag már austenitessé teszi.

Ugyanezek a szövetféleségek lényegesen kevesebb Mn-nal is elérhetők, ha a Mn-nal való ötvöztést még Al-adagolás is követi. A 3%-nyi Al-mal kezelt öntöttvas fémes alapanyaga 2% körüli Mn-tól tús, 3,5%-tól pedig már austenites lesz. Ezek a szövetmódosító Mn-tartalmak az 5%-nyi Al-mal kezelt öntöttvasban 1,5, illetve 2,5%-ra csökkennek.

A különböző szövetelemek stabilitási területének határvonalai ezek szerint az öntöttvas Mn- és Al-tartalmának a függvényében feltehetően a 183. ábra szerint alakulnak. A távolról sem austenitképző Al növekedésével

tehát a tús szövetnek, illetve az austenitnek a minimális Mn-tartalma jelentős mértékben csökken.

Ezek után az a kérdés is felvetődött, hogy a négy sorozat fehéren kristályosodott adagjainak a cementitje aránylag rövid ideig tartó izzítással elbontható-e, tehát van-e remény arra, hogy a különböző falvastagságú öntvények vékonyabb részében esetleg megjelenő cementit az öntést követő hőkezeléssel eltüntethető?

Ezt a cementitbontó kísérleti hőkezelést minden fehéren kristályosodó adag 20 mm Ø-jű rúdján 960°C-on végeztük 4, illetve 8 óráig. Az izzítást a kemencében először kb. 60°C/óra sebességgel való lehűlés követte.

A csak Mn-nal ötvözött első sorozat tagjai közül az 1,24% Mn-tartalmú (222. sz.) adag cementitje már 4 óra alatt maradéktalanul elbomlott, az 1,66% Mn-tartalmú (223. sz.) azonban csak 8 órás izzítás után vált teljesen szürkévé. Az ennél nagyobb Mn-tartalmú, de csak Mn-nal ötvözött adagok még 8 órás izzítás után is fehér töretűek maradtak.

A harmadik és a negyedik sorozat Mn-nal és Al-mal ötvözött adagjai közül csak kettőnek (224. és 247. adag) a szövetében volt öntés után cementit, a négyórás izzítás alatt ez is maradéktalanul elbomlott. A harmadik sorozat adagjainak a viselkedése legfeljebb annyiban figyelemre méltó, hogy a fémes alapanyagöntés után — akár tús, akár austenites volt — a lassú lehűlés hatására minden esetben többé-kevésbé finom perlitessé vált.

A negyedik sorozat adagjai is hasonlóan viselkedtek. Itt azonban az 1,72% Mn-tartalmú (253. sz.) adag fémes alapanyaga teljesen ferrites lett, a 2,3—3,0% Mn-tartalmúaké (254—255. adag) ferrit + perlites, az ennél is több Mn-t tartalmazó adagok grafitja pedig tiszta perlitbe ágyazódott.

A lassú lehűléssel végződő hőkezelés eredménye tehát minden adagban az lett, hogy a fémes alapanyag perlitessé, illetve perlit + ferritessé vált. Ezek a szövetelemek pedig az austenit legmagasabb hőmérsékleten keletkező átalakulási termékei. Nyilvánvaló tehát, hogy az átalakulási diagram „nose-time”-je elég keskeny, tehát ezekben az öntöttvasokban az alacsonyabb hőmérsékletek átalakulási termékei (bainit, martensit) csak aránylag gyors lehűtéssel érhetők el.

Ezt a következtetést a következő hőkezelési kísérlet is megerősítette, amikor az erre alkalmasnak látszó adagokat először 800°C-ról, azután 900°C-ról 20 perces, illetve 4 órás izzítás után levegőn, illetve olajban hűtöttük le. A 20 perces hőntartás elegendőnek látszik, ha pusztán az a célja, hogy a fémes alapanyagot — a kívánatos szövetelemet biztosító sebességű — hűtés előtt austenites állapotba hozzuk. Négyórás izzításra viszont akkor van szükség, ha az öntött állapotú szövetben elbontandó cementit is van.

A 800°C-on való hőkezelés és az ezt követő lehűtés — akár levegőn, akár olajban történt — a fémes alapanyagot általában sorbitossá tette.

A 900°C-on végzett hőkezelés már annál eredményesebb volt. Az öntés után homokban hűlt állapotban tús anyagú, 245. adag levegőn hűlve is bainites lett. A 248. adag szövete levegőn hűlve azonban austenites maradt, holott öntés után csak tús volt. A negyedik sorozat adagjai hasonlóképpen viselkedtek.

Az eddigi kísérletek eredményeiből elég biztonsággal megállapítható volt, hogy

1. öntött állapotban tús alapanyagú öntöttvas készíthető, ha a Mn/Al arány 2/3, illetve 1/5;
2. öntött állapotban gyakorlatilag austenites szövetet kapunk, ha a Mn/Al arány 3/3, illetve 2,5/5;
3. öntött állapotban martensites alapanyagot ezzel a két ötvözőelemmel kellő biztonsággal nem lehet elérni;
4. 900°-ról levegőn hűtött állapotban nagyjából ugyanazok a szövetelemek jelentkeznek, mint öntött állapotban;
5. 900°-ról olajban hűtve tús lesz a szövet, ha a Mn/Al aránya 1,5/3;
6. 900°-ról olajban hűtve martensites alapanyagot kapunk, ha a Mn/Al aránya 1,7/3, illetve 1,5/5;
7. 900°-ról olajban hűtve austenites lesz az alapanyag, ha a Mn/Al arány 2,5/3, illetve 2/5;
8. az arányszámok értékei egyúttal a két ötvözőelem kívánatos százalékos mennyiségét is jelentik.

Meg kell azonban jegyezni, hogy 5%-nyi Al az öntöttvasban semmiképpen sem kívánatos. Lehetőleg tehát 3% vagy még ennél is kevesebb Al-mal kell ötvözni, ha a várt szövetet kialakító Mn hatása ezt lehetővé teszi.

A Mn karbidképző hatásának semlegesítésére csak akkor indokolt Al-ot használni, ha annak a grafitképző hatásán kívül még egyéb (a Mg-nak a gőz nyomását csökkentő) szerepe is van, amikor az a folyékony ferromangánnal ötvöződik. Ha a grafit gömbösítését okozó Mg-ot nem segédötvőzettel, hanem színfém alakjában visszük az öntöttvasba vagy a gömbösítés éppen nem is célunk, csak a fémes alapanyag módosítását kívánjuk elérni, sokkal célszerűbb Al helyett Si-t használni. Ilyenkor a fémes alapanyag szövetét módosító mangánnak a cementites kristályosodását elősegítő hatását a Si grafitképző hatása egyenlíti ki, illetve a Si biztosítja azt, hogy a fémes alapanyagban nem oldott C grafit alakjában kristályosodjék.

Az ilyen, Si-mal és Mn-nal ötvözött öntöttvasnak kupolóban való előállítás is könnyebb, mert a Si, de esetleg a Mn jó része is a kupolóba adagolható, és az üstben legfeljebb csak azt a Mn-rész kell ferromangán alakjában feloldani, amely már a kupoló savanyú béléseinek az épségét veszélyeztetné.

119. TÁBLÁZAT

Adagolt Mn, %	Adagolt Al, %						
	0	0,5	1	1,5	2	3	4
	A d a g s z á m o k						
0	1	8	15	22	29	36	43
1	2	9	16	23	30	37	44
2	3	10	17	24	31	38	45
2,5	4	11	18	25	32	39	46
3	5	12	19	26	33	40	47
4	6	13	20	27	34	41	48
5	7	14	21	28	35	42	49

120. TÁBLÁZAT
T-sorozat

Adag- szám	Adagolt %		Elemzett %						HB	Töret szürke %	Olv. idő, sec	σ_B , kg/mm ²
	Mn	Al	C	Mn	Si	P	S	Al				
T- 1	=	=	2,64	1,10	1,19	0,074	0,063	=			105	—
T- 2	1,0	=	2,78	2,0	1,24	0,071	0,060	=	331	50	125	—
T- 3	2,0	=	2,76	3,25	1,51	0,051	0,074	=			65	—
T- 4	2,5	=	2,96	4,03	1,39	0,040	0,073	=			125	—
T- 5	3	=	2,90	4,37	1,29	0,034	0,072	=			70	—
T- 6	4	=	2,86	5,30	1,55	0,038	0,072	=			130	—
T- 7	5	=	2,88	6,25	1,83	0,030	0,074	=			70	—
T- 8		0,5	2,72	1,01	1,33	0,068	0,090	0,37	241	100	110	—
T- 9	1	0,5	2,58	1,92	1,41	0,089	0,060	0,36	262	100	145	—
T-10	2	0,5	2,72	3,22	1,34	0,084	0,049	0,31	278	75	82	—
T-11	2,5	0,5	2,72	4,00	0,98	0,084	0,042	0,34	375	50	67	—
T-12	3	0,5	2,76	4,26	1,43	0,078	0,035	0,35	=	20	65	—
T-13	4	0,5	2,60	5,28	1,77	0,062	0,038	0,33	=	5	83	—
T-14	5	0,5	2,65	5,78	2,13	0,072	0,039	0,29	=	50	125	—
T-15	—	1,0	2,66	1,40	1,16	0,096	0,054	0,76	248	100	100	—
T-16	1	1,0	2,88	2,20	1,45	0,014	0,092	0,97	269	100	60	—
T-17	2,0	1,0	2,83	3,08	1,53	0,015	0,060	0,82	302	100	60	—
T-18	2,5	1,0	2,85	3,47	1,59	0,016	0,043	0,86	293	100	45	—
T-19	3	1,0	2,95	4,60	1,70	0,016	0,059	0,73	325	100	105	—
T-20	4	1,0	2,77	5,34	1,77	0,042	0,013	0,78	375	100	135	—
T-21	5	1,0	2,79	6,10	2,00	0,015	0,029	0,80	341	100	65	—
T-22	=	1,5	2,82	1,12	1,13	0,015	0,110	1,08	241	100	55	—
T-23	1	1,5	2,82	1,96	1,30	0,017	0,079	1,22	269	100	60	24,2
T-24	2	1,5	2,79	3,08	1,41	0,017	0,055	1,42	285	100	60	20,9
T-25	2,5	1,5	2,78	3,84	1,64	0,017	0,048	1,17	293	100	60	18,1
T-26	3	1,5	2,81	4,44	1,72	0,016	0,033	1,28	311	100	145	19,9
T-27	4	1,5	2,47	5,25	1,78	0,015	0,032	1,35	341	100	75	18,1
T-28	5	1,5	2,63	5,63	2,18	0,015	0,034	0,49	338	100	120	23,3
T-29	=	2	2,65	1,06	1,08	0,016	0,110	1,31	225	100	85	25,2
T-30	1	2	2,79	1,73	1,31	0,017	0,090	1,27	277	100	55	27,2
T-31	2	2	2,74	3,56	1,59	0,018	0,063	1,45	311	100	60	21,1
T-32	2,5	2	2,75	3,61	1,76	0,016	0,061	1,34	331	100	55	19,4
T-33	3	2	2,88	3,87	1,83	0,016	0,040	1,52	321	100	70	19,6
T-34	4	2	2,88	5,36	2,17	0,012	0,019	1,43	331	100	115	12,2
T-35	5	2	2,75	5,76	2,05	0,017	0,025	1,32	363	100	75	19,8
T-36	=	3	2,76	1,02	0,98	0,019	0,100	2,49	255	100	65	33,8
T-37	1	3	2,80	2,10	1,45	0,019	0,097	2,61	269	100	75	20,3
T-38	2	3	2,83	3,0	1,72	0,018	0,056	2,11	302	100	55	23,8
T-39	2,5	3	2,84	3,84	1,65	0,017	0,055	2,11	331	100	80	23,6
T-40	3	3	2,72	4,36	1,70	0,016	0,037	2,52	352	100	105	18,8
T-41	4	3	2,93	4,84	1,99	0,014	0,044	2,04	311	100	70	20,1
T-42	5	3	2,90	5,64	2,44	0,014	0,025	1,92	341	100	65	19,1
T-43	=	4	2,85	1,25	1,26	0,015	0,082	2,59	277	100	80	30,5
T-44	1	4	2,83	4,14	1,21	0,015	0,070	2,72	302	100	55	26,8
T-45	2	4	2,73	5,58	1,54	0,014	0,047	2,88	311	100	60	21,7
T-46	2,5	4	2,76	3,30	1,69	0,014	0,037	2,85	341	100	140	21,5
T-47	3	4	2,84	3,86	1,98	0,016	0,034	3,16	352	100	75	17,8
T-48	4	4	2,66	5,12	1,90	0,014	0,054	3,04	415	100	75	22,8
T-49	5	4	2,69	6,16	2,08	0,013	0,018	2,76	255	100	95	15,5

121. TÁBLÁZAT

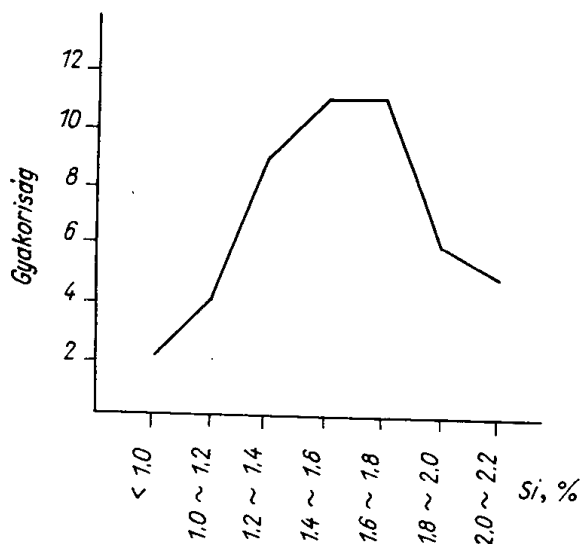
H-sorozat

Adag- szám	Adagolt %		Elemzett %						Töret szürke, %	Szövet	HB	Olv. idő, sec
	Mn	Al	C	Mn	Si	P	S	Al				
H- 1	—	—	2,89	1,30	1,83	0,120	0,072	=	100			85
H- 2	1	—	2,97	2,20	2,11	0,120	0,063	=	100			65
H- 3	2	—	2,91	3,90	2,34	0,110	0,048	=	85	p		140
H- 4	2,5	—	2,90	3,86	2,09	0,080	0,047	=	25			92
H- 5	3	—	3,01	4,10	2,39	0,080	0,038	=	50		429	70
H- 6	4	—	2,97	5,14	2,47	0,080	0,039	=	100	p		76
H- 7	5	=	2,93	6,06	2,53	0,080	0,033	=	90	foto		65
H- 8	—	0,5	3,07	1,26	1,86	0,080	0,074	0,34	100	p	220	95
H- 9	1	0,5	2,99	2,12	1,74	0,010	0,080	0,43	100	p	241	85
H-10	2	0,5	2,98	2,84	2,07	0,090	0,055	0,37	100	p	246	85
H-11	2,5	0,5	2,96	3,50	2,11	0,080	0,050	0,25	100	p	265	70
H-12	3	0,5	2,98	4,44	1,86	0,090	0,037	0,36	85	foto	352	55
H-13	4	0,5	2,98	5,04	2,10	0,080	0,026	0,32	85	foto	352	75
H-14	5	0,5	2,99	6,04	2,18	0,080	0,040	0,35	100	foto	363	185
H-15		1,0	3,04	1,02	1,54	0,100	0,087	0,76	100	p	224	72
H-16	1	1,0	2,93	2,04	1,61	0,100	0,074	0,68	100	p	269	130
H-17	2	1,0	3,00	3,22	1,75	0,090	0,043	0,73	100	p	278	65
H-18	2,5	1,0	2,98	3,80	1,98	0,090	0,045	0,40	100	p	302	65
H-19	3	1,0	3,11	3,54	2,04	0,090	0,045	0,57	100	p	269	90
H-20	4	1,0	3,06	4,76	2,32	0,070	0,031	0,68	85	foto	388	75
H-21	5	1,0	3,0	5,81	2,41	0,070	0,021	0,80	100	foto	311	90
H-22		1,5	2,88	0,85	1,54	0,090	0,075	0,95	100	p	249	55
H-23	1	1,5	2,77	1,70	1,65	0,210	0,071	0,90	100	p	302	155
H-24	2	1,5	2,74	2,78	2,18	0,210	0,065	1,19	100	p	283	120
H-25	2,5	1,5	2,76	3,02	2,20	0,190	0,055	1,19	100	p	304	95
H-26	3	1,5	2,78	3,66	2,38	0,200	0,042	1,05	100	p	302	90
H-27	4	1,5	2,65	4,82	2,57	0,160	0,021	1,03	100	p	321	135
H-28	5	1,5	2,63	6,02	2,74	0,150	0,022	1,20	100	foto	347	85
H-29		2,0	2,65	1,10	1,98	0,230	0,083	0,95	100	p	255	80
H-30	1	2,0	2,66	1,80	2,12	0,200	0,065	0,80	100	p	285	105
H-31	2	2,0	2,52	3,18	3,24	0,180	0,046	1,63	100	p	331	85
H-32	2,5	2,0	2,66	3,36	2,24	0,210	0,040	1,62	100	p	341	185
H-33	3	2,0	2,60	3,52	2,31	0,180	0,042	1,26	100	p	285	100
H-34	4	2,0	2,82	4,46	2,49	0,200	0,028	1,43	100	p	321	165
H-35	5	2,0	2,56	5,86	2,64	0,180	0,028	1,58	100	foto	388	90
H-36	—	3	2,76	1,14	1,65	0,016	0,074	1,57	100	p	262	95
H-37	1	3	2,72	1,96	2,03	0,014	0,060	2,33	100	p	302	100
H-38	2	3	2,68	2,72	1,99	0,013	0,062	2,65	100	p	331	165
H-39	2,5	3	2,70	3,44	2,18	0,013	0,031	2,62	100	p	302	95
H-40	3	3	2,75	4,23	2,48	0,015	0,035	2,58	100	p	331	80
H-41	4	3	2,75	6,24	2,85	0,013	0,015	2,24	100	foto	363	200
H-42	5	3	2,86	5,48	2,64	0,013	0,028	1,32	100	p + tüs	352	110
H-43	—	4	2,88	1,14	2,04	0,017	0,090	3,02	100	p	285	55
H-44	1	4	2,72	2,80	2,13	0,017	0,091	3,20	100	p	375	50
H-45	2	4	2,70	2,78	2,13	0,015	0,068	2,82	100	p	352	55
H-46	2,5	4	2,75	3,26	2,27	0,055	0,013	3,37	100	p	352	53
H-47	3	4	2,79	3,50	2,32	0,013	0,046	2,91	100	p	248	70
H-48	4	4	2,51	5,00	2,70	0,015	0,037	3,15	100		388	225
H-49	5	4	2,78	6,14	2,84	0,015	0,020	2,60	100	foto	388	70

1953-ban a Vasipari Kutató Intézet Öntödei Osztályán, az ismertetett elvi kutatásból leszűrt tapasztalatok felhasználásával kezdtük meg a 6 csoportra osztható nagylaboratóriumi kísérleteket.

1. Az első fázisban lényegében a soproni kísérleteket ismételtük meg, de 30 mm \varnothing -jú rudakkal, ugyancsak 25 kVA-os Tamman-kemencében, kb. 8 kg-os grafittegelyben olvasztott adagokkal. A tégely belső \varnothing -je 95 mm, hasznos belső magassága 390 mm, térfogata kb. 2000 cm³, amelyet az adag kb. 2/3 részben töltött ki. Az adagidőket a 120. és a 121. táblázatban adjuk meg.

Összesen 98 adagot öntöttünk, melyeknek felét kb. 1% Si-tartalomra terveztük (T-sorozat), felét pedig kereken 2%-ra (H-sorozat).



184. ábra. T kísérletsorozat Si-gyakorisági görbéje

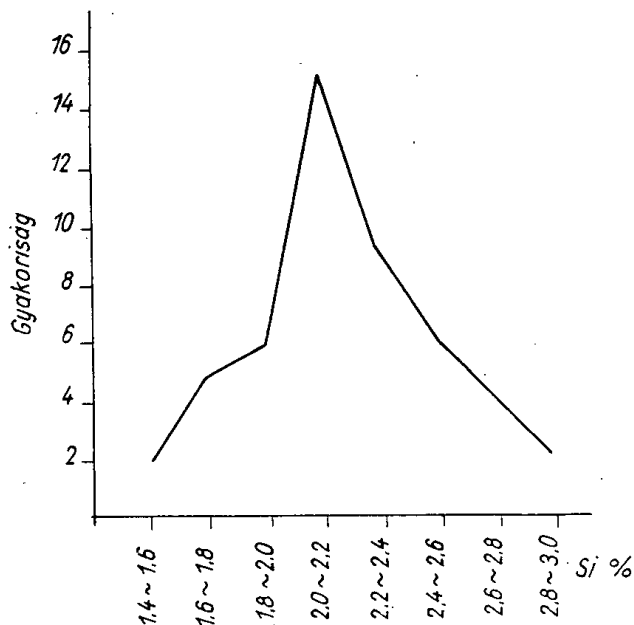
Mindegyik sorozatban az Mn és Al mennyiségét változtattuk. Az előbbiét 0—5%, az utóbbiét 0—4% között. Ezek szerint mindkét sorozat 49 adagjának a tervezett összetétele a 119. táblázat szerint alakult (a sorszámok egyben az adagszámot is jelentik T, illetve H előjellel).

A T-sorozat adagjainak elemzett összetételét a 120., a H-sorozatét a 121. táblázatban láthatjuk.

A Si-tartalmat a T-sorozat tagjaiban 1%-ra terveztük. A valóságban igen tág határok között (1—2,2%) változott (184. ábra). Valamivel meredekebb a H-sorozat Si-tartalmának a gyakorisági görbéje (185. ábra). A szövet kiértékelésekor ezt természetesen figyelembe kell venni. A táblázatban a töret minőségét is feltüntetjük olyképpen, hogy a teljes keresztmetszetében szürke töretű adagot 100%-kal jelöltük. Az ennél kisebb számok a feles szövetben a szürke mezők átlagos részesezési arányára adnak jellemző értéket.

Az Si-ban szegényebb T-sorozat Al-ot nem tartalmazó tagjai (T/1—7) csaknem kivétel nélkül fehéren kristályosodtak. A T/7 adagban ennek a megakadályozására (a nagy Mn-tartalom miatt) még a 2%-ot megközelítő Si sem volt elegendő.

A 0,5%-nyi Al-mal kezelt 2. csoport (T/8—T/14) Mn-ben szegényebb tagjai szürkén kristályosodtak, de a Mn-tartalom növekedésével mind jobban szaporodott a szövetben a ledeburit. Itt a T/11 adag ugrik ki a sorból, nyilván az aránylag magas Si-tartalom miatt.



185. ábra. H kísérletsorozat Si-gyakorisági görbéje

A legalább 1%-nyi és ennél több Al-mal ötvözött csoportokban (T/15—T/49) már fehér vagy feles adag egy sem akadt.

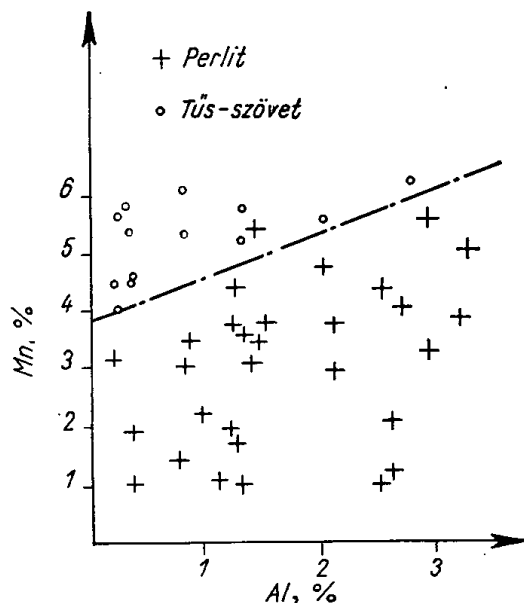
A szürke vagy feles adagok szürke szövetrésznének a fémes alapanyaga perlit. Ez csak a sok Mn-t tartalmazó adagokban változik meg. Az ehhez szükséges minimális Mn-tartalom az adagolt Al mennyiségétől sem független.

A 0,5% Al-mal ötvözött 1. csoport feles adagjaiban 4%-nál több Mn-ra volt szükség a tűs szövet megjelenéséhez (T/12—T/14), az 1%-kal kezelték közül már csak a legalább 5% Mn-tartalmúak lettek ilyen szövetűek (T/20—T/21). A 3. csoportban az 5%-ot meghaladó Mn-tartalmú T/27-es adag fémes alapanyaga csak egyes foltokban tűs. Sok perlit is van benne. Érdekes kép adódik a növekvő Al-tartalmú 3—7. csoport legnagyobb Mn-tartalmú tagjainak, illetve ezek szöveteikének az összehasonlításakor (122. táblázat).

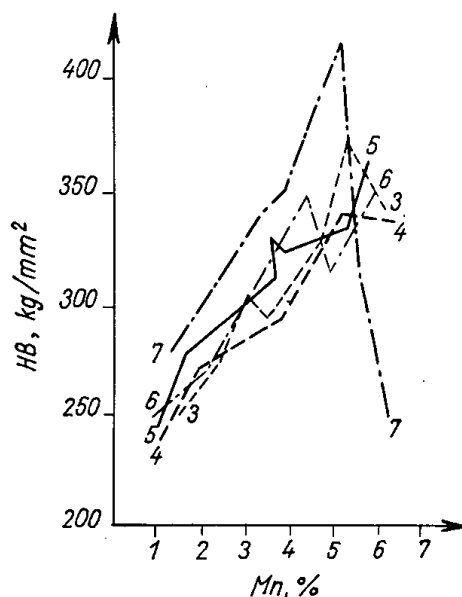
122. TÁBLÁZAT

Adag	Mn %	Al %	HB	Szövetkép
T/21	6,1	0,8	341	tűs + kevés perlit
T/28	5,6	0,5	338	perlit + tűs
T/35	5,8	1,3	363	perlites
T/42	5,6	1,9	341	perlites
T/49	6,2	2,8	255	javarészt austenitben dús, igen kevés átalakult

A három középső adagnak a többi ötvözőelemen kívül a Mn-tartalma is gyakorlatilag egyforma, csak Al-tartalmuk növekszik a sorszám szerint. Az Al-ban legszegényebb mutat némi tús foltot, a nagyobb Al-tartalmú szövetében azonban a grafiton kívül csak finom perlit található. A T/49 adag kevés átalakult részen kívül, javarészt austenit. Ez a Mn-tartalommal még a nagy Al-tartalom ellenére is összhangban van. A keménység jelentékeny csökkenése is ennek az austenites szövetnek a következménye.



186. ábra. A Mn- és Al-tól függő szövet a T sorozatban



187. ábra. A Mn hatása a keménységre a T sorozatban

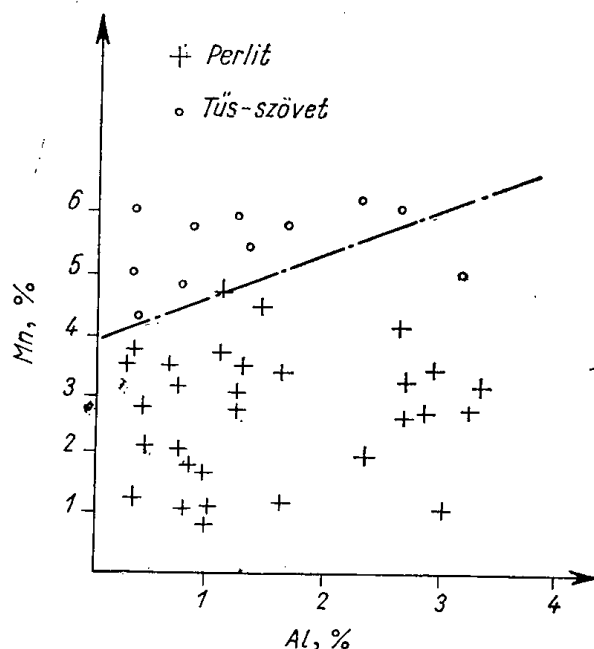
A T/21 adag szövetében kevesebb az át nem alakult austenit, a keménység is nagyobb. Csaknem teljes egészében martensites a T/48 adag fémes alapanyaga, amely kevesebb Mn-t, de több Al-ot tartalmaz. A Mn-ban szegényebbek közül a T/36 és a T/43 adag öntött szövege érdemel még említést a ferrit-tartalma miatt.

Ha a T-sorozat adagjainak Mn- és Al-tartalmából adódó jellemző pontokat úgy foglaljuk össze diagramba (186. ábra), hogy kereszttel jelöljük a perlitest, körrel a több-kevesebb tús szövetet tartalmazó adagokat, akkor a kettő stabilitás-területe között olyan enyhén lejtő határegyenes húzható, amelynek az értelme gyakorlatilag úgy egyszerűsíthető, hogy a homokba öntött 30 mm Ø-jű rúdban tús szövetű alapanyagra csak 5%-nál nagyobb Mn-tartalmú adagban számíthatunk. Az Al-tartalomnak erre az értékre gyakorlati hatása nincs, de a Si-tartalommal együtt a szürkén való kristályosodást biztosítani kell.

Ez a megállapítás megegyezik a soproni kísérletek eredményeiből levont következtetésekkel, de nem igazolja az Al-tartalom hatásával kapcsolatban a 20 Ø-jű rudakon tett megfigyeléseket.

A fémes alapanyag perlitjének finomodásával egyértelmű az egyes csoportokban a keménység növekedése is (187. ábra). A csoportok keménység-

vonalai elég szűk sávba esnek, egymásba fonódnak, ami arra utal, hogy az ötvözéshez használt Al mennyiségének a perlit finomodására és ezen keresztül a keménység növekedésére csak kevés hatása van. Ebben a vonatkozásban a 7. csoport emelhető ki, amelynek keménységvonala feltűnően felette fut a többi csoport keménységi sávjának. A T/48 adag 415 kg/mm^2 Brinell-keménysége már martensites szövetre vall. A keménységnek 5% Mn-tartalmon felüli csökkenése (T/45 és T/49) ugyancsak a szövet, illetve a fémes alapanyag módosulásában leli magyarázatát (az előbbi a nagy Mn-tartalma ellenére is perlites szövetű, az utóbbiban pedig sok az át nem alakult austenit).



188. ábra. A Mn- és Al-tól függő szövet a H sorozatban

Az általában nagyobb Si-tartalmú H-sorozat Al-tól mentes tagjai (8. csoport) között négy olyan adag akad, amely teljes tömegében szürkén kristályosodott (H/1, H/2, H/6, H/7).

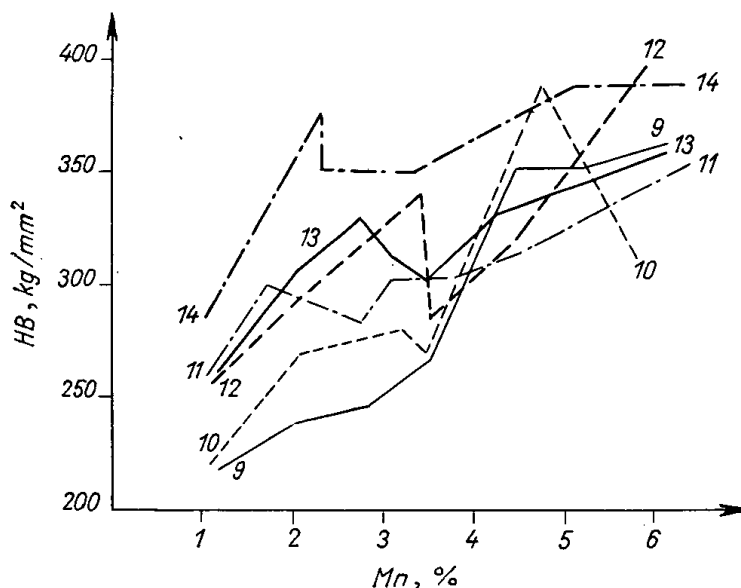
A H/4 (feles) adag szövetében kevés szürke rész van. A H/5 „szürkébben” való kristályosodását — a nagy Mn-tartalom ellenére is — a nagyobb Si-tartalom okozhatta (T/5—T/3). A szürke foltok mennyiségét a T/3 adagban a kisebb Mn-tartalom szaporította. Az Si-tartalom gyakorlatilag már alig tér el a H/5 adagétól.

A 9. csoportban és a 0,5%-nál több Al-mal kevert adagokban már alig van felesen kristályosodott szövet.

A H-sorozat 7, 14, 21, 28, 35, 41 és 49 adagjainak a Mn-tartalma egyaránt kerekén 6%, a Si-tartalma 2,8% körül ingadozik. A beléjük adagolt Al mennyisége ebben a sorrendben nő 0-ból 4%-ig. Valamennyi adag (az Al-t nem tartalmazó H/7 is) szürkén kristályosodott. Fémes alapanyaguk javarészt martensit. Ezenkívül csak a H/21 adag szövetében van jelentősebb mennyiségű maradék austenit. Itt a martensit csak néhány durva, elszórt tű alakjában

jelentkezik. Javarészt martensites a 4–5% Mn-tartalmú, Al-ban szegény H/12, H/13 és H/20 adagok szövete is.

Ha az adagok Mn- és Al-tartalmát jellemző pontokat diagramba visszük, és a perlites szövetet kereszttel, az ennél nemesebbet pedig körrel jelöljük, akkor a *T*-sorozatra már megszerkesztetthez (186. ábra) mindenben hasonló diagramot kapunk (188. ábra). A tús alapanyag megjelenése most is kb. 5% Mn-tartalomhoz van kötve, sőt még a határegyenes — gyakorlatilag alig jelentékeny — emelkedése is megegyezik a *T*-sorozatével. A különbség természetesen — a nagyobb Si-tartalom miatt — csak a szürkén való kristályosodáshoz szükséges Al mennyiségének a csökkenésében van.



189. ábra. A Mn hatása a keménységre a H sorozatban

A különböző mennyiségű Al-mal kezelt csoportok keménységét a Mn egyértelműen növeli. A kiugrások nyilvánvalóan a mérés pontatlanságának és egyéb zavaró körülménynek a következményei. Az Al-ban leggazdagabb 14. csoport keménységi vonala itt is magasan felette fut a többinek (189. ábra).

A *T*-sorozat adagjaiból az 1–7, valamint a 48–49. számúak fehéren kristályosodtak. Ezeknek a cementitjét megfelelő ideig tartó lágyítással kell elbontani.

A 19., 21., 28., 46. és 47. adagok szövete megfelelő lehűlési sebességgel tűssé, illetve martensitessé tehető. Ezek kristályosodtak szürkén, tehát nem kell bennük a cementitet elbontani, hanem elegendő — aránylag rövid idő alatt — austenites állapotúvá tenni és a fémes alapanyag kívánatos szövetét biztosító sebességgel hűteni.

A *H*-sorozatból hasonló hőkezelési kísérletet a 2., 12., 13., 14., 20., 21., 28., 35., 41. és 47. adagokkal célszerű végezni.

A 900 C° és 1000 C°-on való — egységesen — kétórás izzítás után a lehűlés levegőn, olajban és vízben történt.

Mindkét sorozat adagjának szövétvizsgálatából végeredményben az derült ki, hogy az 5%-on belüli Mn-tartalmú adagok fémes alapanyagában várhatunk a perlitől eltérő szövetelemet. Ha a 186. és a 188. diagramba rajzolt határegyenes ferdeségét is figyelembe vesszük, akkor tús szövetet a több-kevesebb Al-t tartalmazó 4–6% Mn-tartalmú, homokba öntött, 30 mm Ø-jű adagok között várhatunk. Az Al mennyisége a Si-tartalomtól függő, csak a szürkén való kristályosodást kell biztosítani.

A kupolóban készíthető adagok összeállítását részben ennek a figyelembevételével terveztük, de néhány, 4%-nál kisebb Mn-tartalmú adagot is öntöttünk. Az adagoknak egy kisebb (TK) és egy nagyobb (HK) Si-tartalmú csoportra való osztását most is megtartottuk. A T sorozatból a 11., 13., 19., 21., 27., 28., 35., 41., 47 és 49., a H-sorozatból pedig a 3., 5., 11., 13., 19., 21., 27., 35., 41. és 47. adagokat ismételtük meg.

Az adagokat a Vasipari Kutató Intézet 300 mm belső Ø-jű, savanyú belésű kupolójából öntöttük. A folyékony öntöttvas eredeti, kb. 0,6%-os Mn-tartalmát az üstbe adagolt Fe–Mn-nal növeltük a kívánt koncentrációra.

A szükséges Al-ot is az üstbe raktuk, és a folyékony öntöttvasat erre csapoltuk. Az öntési hőmérséklet 1400–1440 C° között mozgott.

A TK sorozat adagösszetétele a következő volt:

40% nyersvas,

30% acélhulladék.

A számított összetétel:

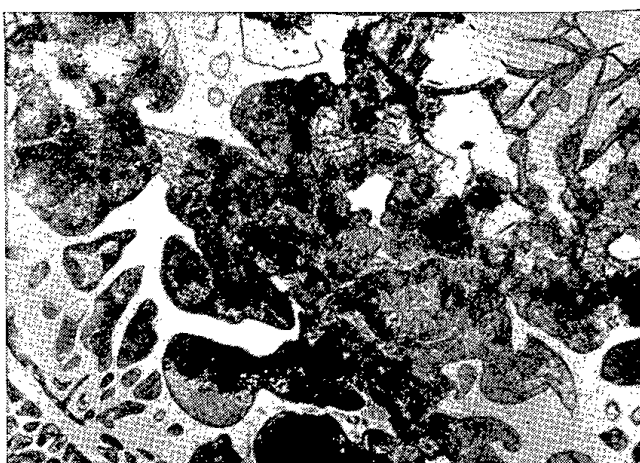
C: 3,26%; Si: 1,10%; Mn: 0,54%; P: 0,087%; S: 0,056%.

A TK sorozat összetételét a 123. táblázatban mutatjuk be.

123. TÁBLÁZAT

Adag	Adagolt, %		Elemzett, %						Töret	HB
	Mn	Al	C	Mn	Si	P	S	Al		
TK/11	2,5	0,5	3,09	1,94	1,18	0,15	0,130	0,03	feles	321
TK/13	4,0	0,5	3,34	4,90	1,17	0,13	0,070	0,24	feles	547
TK/19	3,0	1,0	3,35	5,18	1,08	0,13	0,045	0,85	feles	383
TK/21	5,0	1,0	3,47	7,04	1,05	0,13	0,040	0,85	feles	444
TK/27	4,0	1,5	3,38	5,32	1,01	0,12	0,055	1,28	feles	352
TK/28	5,0	1,5	3,28	5,24	0,94	0,11	0,057	0,48	feles	415
TK/35	5,0	2,0	3,23	4,58	0,96	0,12	0,037	0,51	feles	514
TK/41	4,0	3,0	3,44	6,32	0,99	0,11	0,033	1,41	feles	363
TK/47	3,0	4,0	3,35	4,88	0,96	0,12	0,055	1,57	feles	331
TK/49	5,0	4,0	3,36	4,98	1,14	0,11	0,035	0,81	feles	341

Valamennyi adagból a homokba öntött, 30 mm Ø-jű rúd több-kevesebb cementtellel felesen kristályosodott. Az átlagos keménységi értékeket döntően ennek a mennyisége határozza meg. A grafiton és a cementiten kívüli szövetelem a TK/11, TK/13 adagokban csak a perlit. Ezenkívül elvéve már tús foltok jelentkeznek a 35., 47. és 49. adagokban. A 190. ábra a TK/21 adag öntött szöveteképét mutatja.



190. ábra. TK/21 adag öntött szövete

A HK-sorozat adagösszetétele:

50% nyersvas,

50% saját hulladék.

A számított összetétel:

C: 3,67%; Si: 1,91%; Mn: 0,64%; P: 0,095%; S: 0,089%.

A nagyobb Si-tartalmú HK-sorozat homokba öntött, 30 mm Ø-jű rúd-
jai kivétel nélkül szürkén kristályosodtak. Összetételüket és mechanikai tulaj-
donságaikat a 124. táblázatban láthatjuk.

124. TÁBLÁZAT

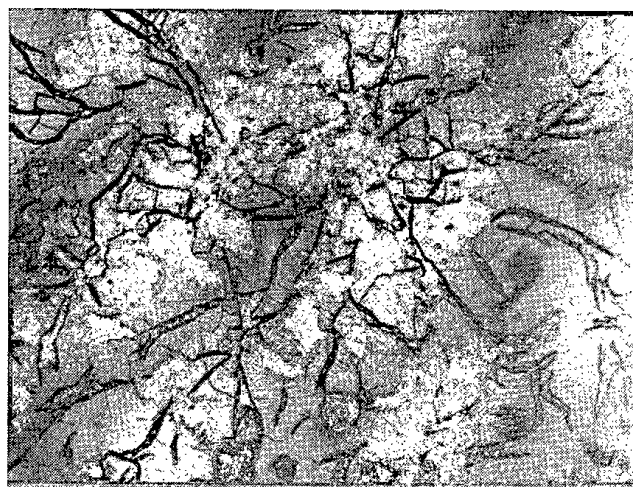
Adag	Adagolt, %		Elemzett, %						σ_H kg/mm ²	f, mm	HB, kg/mm ²
	Mn	Al	C	Mn	Si	P	S	Al			
HK/3	2,0	—	2,96	3,26	2,30	0,35	0,062	0,02	30,7	5,3	260
HK/5	3,0	—	2,86	4,70	2,93	0,43	0,048	0,04	33,4	5,6	285
HK/11	2,5	0,5	2,94	4,46	2,53	0,28	0,039	0,44	37,6	6,4	302
HK/13	4,0	0,5	2,74	5,70	3,09	0,22	0,034	0,52	39,9	8,6	388
HK/19	3,0	1,0	2,94	4,68	2,74	0,23	0,36	0,70	36,9	6,3	311
HK/21	5,0	1,0	2,74	3,44	1,58	0,14	0,086	0,77	40,0	6,0	315
HK/27	4,0	1,5	2,94	4,26	1,74	0,15	0,043	1,42	41,0	6,6	329
HK/35	5,0	2,0	2,89	3,88	1,64	0,15	0,044	1,81	39,0	6,4	321
HK/41	4,0	3,0	2,91	4,10	1,78	0,15	0,056	2,90	39,6	6,6	218
HK/47	3,0	4,0	2,91	4,18	1,69	0,16	0,038	3,05	35,2	7,1	204

A fémes alapanyaguk — két adag kivételével — finom perlites. A HK/13 adag grafitja durva tűs alapanyagba ágyazódott (191. ábra). Keménysége is elég nagy (388 kg/mm²). A HK/47 adag fémes alapanyaga Si-ben és Mn-ban dús ferrit némi perlittel (192. ábra). A sötét, elmosódott szélű foltok a kristályokon belüli dúsulás jelei.

Ennek a sorozatnak az eredményeit összevetve a Tamman-kemencéből öntöttékével, kétségtelenül megállapítható, hogy az ott levont tanulságok itt is érvényesülnek.



191. ábra. HK/13 adag öntött szövetképe



192. ábra. HK/47 adag öntött szövetképe

Az ötvözőelemeknek az üstbe való adagolása azonban azzal a hátránnyal jár, hogy a meglehetősen sok hideg anyag a ráöntött folyékony öntöttvasat nagyon lehűti és ezért az öntöttvas folyékonysága, tehát formakitöltő képessége romlik és az ötvözőanyag is tökéletlenül oldódik, tehát a „találati biztonság” is csökken.

Ezért a következő kísérletsorozatban a Mn-t Fe—Mn-brikett, illetve tükrös nyersvas alakjában a kúpolóba adagoltuk, és az így félig ötvözött öntöttvasat az üstbe előre beöntött folyékony Al-ra csapoltuk.

Összesen 9 adag készült. Ezeknek az öntött szövete teljesen azonos az előző sorozatok hasonló összetételű adagjaival, anélkül azonban, hogy a hideg ötvözőanyagok ott tapasztalt kellemetlen hűtőhatása érvényesülhetett volna.

A fémes alapanyag szövetének kialakítására irányuló kísérletek utolsó csoportjában a szürkén való kristályosodást az Al helyett Si-mal biztosítottuk.

Már a bevezetőben említettük, hogy a soproni kísérleteknek eredeti célja az volt, hogy egy olyan alkalmas segédötvözetet találjunk, amely a grafit gömbösítéséhez szükséges Mg gazdaságos bevitelén kívül a fémes alapanyag szövetét is megfelelően módosítja. Ebben a segédötvözetben az Al-nak feltétlenül helyet kellett kapnia, függetlenül attól, hogy az öntöttvas technológiai tulajdonságaira nem éppen kedvező hatású.

A Mg-mal való ötvözésnek azonban azóta már nálunk is sikerrel alkalmazott megoldása az a szovjet módszer, amely a Mg-ot harang alatt, színfém alakjában viszi az üstben nyugvó öntöttvasba. Ha a grafitot ezzel a módszerrel gömbösítjük, akkor Al-ra nincs szükség.

Ebben a sorozatban 9 adagot olvasztottunk kúpolóban (S-sorozat).

Az alapadagösszetétel: 50% nyersvas,
50% saját töredék,
1,5% Fe—Mn brikett (70% Mn).

A számított alapadag-összetétel (S 1 jelű):

C: 3,67%; Si: 1,90%; Mn: 2,1%; P: 0,093%; S: 0,057%.

A kívánt Mn-ot Fe—Mn 60-brikett, a Si-ot pedig Fe—Si 75-brikett adagolásával állítottuk be. A kísérletsorozat elemzett összetételét, valamint a mechanikai tulajdonságait a 125. táblázatban mutatjuk be.

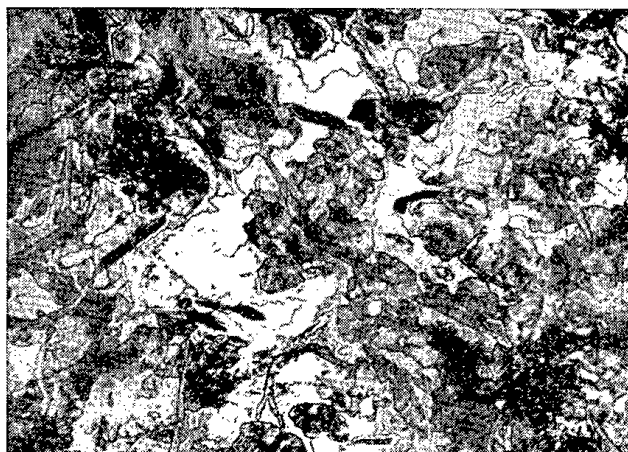
125. TÁBLÁZAT

Jel	Adagolt, %		Elemzett, %					Töret	σ_H kg/mm ²	f, mm	HB, kg/mm ²
	Si	Mn	C	Si	Mn	P	S				
S 1	2,0	2,0	3,27	1,94	2,10	0,15	0,045	szürke	47,5	8,2	256
S 2	2,0	3,5	3,44	2,16	3,96	0,15	0,030	szürke	35,0	5,3	293
S 3	2,0	5,0	3,34	2,15	4,64	0,15	0,030	szürke	37,3	5,7	319
S 4	3,0	2,0	3,42	3,20	5,42	0,14	0,028	szürke	36,9	10,9	333
S 5	3,0	3,5	3,39	3,57	4,46	0,15	0,038	szürke	27,0	6,7	282
S 6	3,0	5,0	3,42	3,40	6,74	0,12	0,026	szürke	35,2	15,4	311
S 7	4,0	2,0	3,20	4,63	2,33	0,15	0,046	szürke	24,3	6,8	213
S 8	4,5	3,5	3,23	4,55	5,16	0,15	0,030	szürke	30,8	9,9	277
S 9	4,0	5,0	3,33	4,66	7,04	0,14	0,038	szürke	33,8	17,0	385

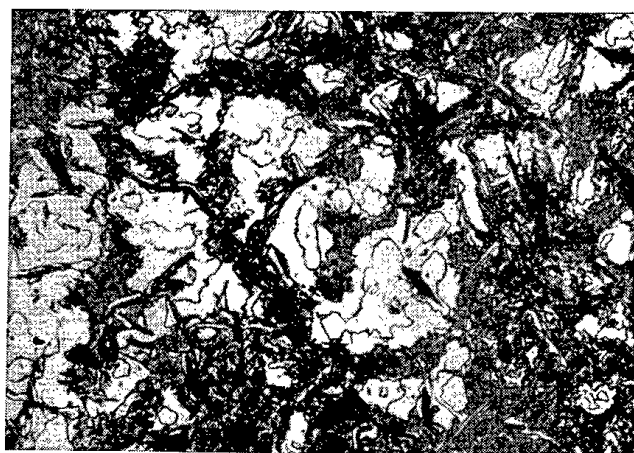
A legalább 2%-nyi Si hatására valamennyi adag grafitosan kristályosodott. A fémes alapanyag perlites szövete ebben a sorozatban is csak az 5%-nál nagyobb Mn-tartalmú adagokban módosult.

Az S/4 adag szövetképén néhol maradék austenit található, a fémes alapanyag java része azonban még perlit (193. ábra). Az S/6 adag fémes alapanyaga javarészt tűs, kevés perlittel és át nem alakult martensittel (194. ábra). Lényegében az S/8 adag fémes alapanyaga is hasonló szövetelemekből való (195. ábra), amíg az S/9 adag fémes alapanyaga úgyszólván teljes egészében martensit (196. ábra).

Az S/4—S/6 adagok Si-tartalma jóval több, mint amennyi a szürkén való kristályosodás biztosításához okvetlen szükséges. Ennek a túlvöztetésnek káros hatása a mechanikai tulajdonságok romlásában jelentkezik.



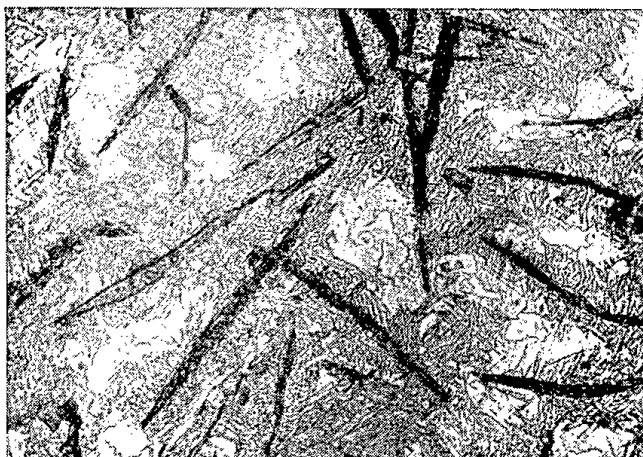
193. ábra. S/4 adag öntött szövethépe



194. ábra. S/6 adag öntött szövethépe



195. ábra. S/8 adag öntött szövethépe



196. ábra. S/9 adag öntött szövetképe

Az eddigi kísérleti eredményekből röviden az derül ki, hogy a fémes alapanyag szövetének számunkra kívánatos módosulását 4%-nál nagyobb Mn-tartalomtól várhatjuk, és ugyanakkor a Mn karbidképző hatásának ellensúlyozására a falvastagságtól — egyelőre ismeretlen mértékben — függő Si-t kell adagolni. Ezek alapján a 126. táblázatban összeállított kísérleti tervet dolgoztuk ki.

A 4%-nyi Mn valószínűleg még perlites szövetet vagy részben bainitot ad, az 5,5%-os — az eddigi tapasztalatok szerint — már biztosan bainites, sőt a kisebb falvastagságú, tehát gyorsabban hűlő öntvényekben martensites szövetű lesz. A 7% Mn-tartalmú öntöttvasnak, az eddigi kísérleti eredmények alapján, austenites alapanyagúnak kell lennie.

Az 1,5%-nyi Si — különösen a kisebb falvastagságú öntvényekben — minden bizonnyal kevés lesz ahhoz, hogy a Mn karbidképző hatását kiegyensúlyozza, és az öntöttvasat grafitos kristályosodásra bírja. Ezek az öntvények lesznek azok, amelyekben a cementitet hőkezeléssel, illetve megfelelő ideig alkalmazott hőntartással kell elbontani. A 3,5%-nyi Si nyilvánvalóan elegendő lesz arra, hogy még a kis falvastagságú öntvényekben is grafitos kristályosodást biztosítson, de talán sok is ahhoz, hogy az öntvénynek optimális mechanikai tulajdonságokat kölcsönözzön. A 2,5% körüli Si-tartalom feltehetőleg az a mennyiség, amely a legtöbb falvastagságban a kívánatos szövetet létrehozza.

A 126. táblázatban felsorolt 9 adagból az 5,5% és a 7% Mn-, de egyaránt 3,5% Si-tartalmúakat ezenkívül még 0,4—0,6—0,8%-nyi Mg-mal is célszerűnek látszott kezelni, hogy ezzel a megfelelően módosított fémes alapanyagú öntöttvas grafitját gömbös kristályosodásra bírjuk, és így az öntöttvas tulajdonságait tovább javítsuk, illetve a grafit alakjának kedvezőbbé tételével a fémes alapanyagban létrejövő módosulásnak a mechanikai tulajdonságokra gyakorolt jótékony hatása is jobban kidomborodjék. A Mg-os kezelés fehéren kristályosodást elősegítő hatásának kiegyensúlyozására a legnagyobb Si-tartalmú adagösszetételeket választottuk. Az így tervezett további 6 adag összetétele a 126. táblázatban látható.

126. TÁBLÁZAT

Sor- szám	Tervezett			Adag- szám	Elemzett					
	Mn%	Si%	Mg%		C%	Mn%	Si%	S%	P%	Mg%
1.	4,0			188/1	3,13	4,00	1,81	0,027	0,118	
2.	5,5	1,5		188/2	3,16	3,88	2,05	0,026	0,080	
				192/1	3,29	5,50	1,53	0,020	0,115	
3.	7,0			192/2	3,29	7,30	2,09	0,016	0,076	
				191/1	3,19	7,30	2,11	0,012	0,075	
4.	4,0									
5.	5,5	2,5		189/1	3,60	5,80	2,40	0,017	0,111	
6.	7,0			189/2	3,74	7,30	2,27	0,014	0,117	
				191/2	3,09	7,20	2,52	0,012	0,081	
7.	4,0									
8.	5,5	3,5		190/1	3,52	5,56	3,20	0,012	0,105	
9.	7,0			190/2	3,72	6,90	3,17	0,021	0,104	
10.			0,4	196/1	3,48	6,60	3,40	0,005	0,083	0,10
11.	5,5	3,5	0,6	196/2	3,21	6,49	3,33	0,003	0,080	0,12
12.			0,8	195/1	3,56	7,00	3,32	0,013	0,069	0,08
13.			0,4	193/1	3,33	7,80	3,65	0,012	0,085	0,07
14.	7,0	3,5	0,6	193/2	3,48	7,90	2,66	0,028	0,088	0,12
15.			0,8	195/2	3,26	7,40	2,46	0,005	0,085	0,12

Az adagokat az Intézet grafitrudas Junkers-kemencéjében készítettük úgy, hogy az egész 100 kg-os adagot valamelyik gyengébben ötvözött összetételre állítottuk be, de csak a felét használtuk fel. A másik felét — tovább ötvözve — egy következő összetételű adagként csapoltuk le (az összetartozó adagok azonos adagszámot, de különböző alszámot kaptak aszerint, hogy elsőként vagy tovább ötvözött, másodikként keletkeztek).

Minden adagból 10, 30, 60 és 90 mm Ø-jű rudakat öntöttünk, amelyek nedves homokban hűltek le. Az elkészült adagok összetételét a 126. táblázatban mutatjuk be. Az ötvözőelemek elemzett mennyisége néhol jelentősen eltér a tervezettől, ezért a táblázatban az egyes adagokat valóságos összetételük szerint csoportosítottuk. Három esetben két-két adag is megközelíti valamelyik tervezett összetételt, az 5. és a 7. számú tervezett adaghoz azonban nem akadt hasonló összetételű kész adag.

A kis Si-tartalmú adagok szövetvizsgálata:

Az 1. számú, legkevesebb Mn-t tartalmazó tervezett adagnak a 188/1. számú adag felel meg. A 30 mm Ø-jűben még jelentős mennyiségű cementit van, a nagyobb Ø-jű rudak már szürkén kristályosodtak. A 30 kg terheléssel mért Vickers-keménységi értékek változása is erre utal (127. táblázat). A fémes alapanyag perlit.

A közepes Mn-tartalmú csoportba kell sorolni a 188/2. és a 192/1. számú adagokat. Még a 2% Si-tartalom sem elegendő ahhoz, hogy a 10 és 30 mm Ø-ben a ledeburitos kristályosodást megakadályozza. A ledeburit austenitfázisa éppúgy igen finom perlitté alakult át, mint a szürkén kristályosodott nagyobb Ø-jű rudak fémes alapanyaga. A perlit finomságára a szokottnál jóval nagyobb keménységi értékek is utalnak (269—357 kg/mm²).

A nagy Mn-tartalmú csoportba ismét két adag tartozik. Összetételük gyakorlatilag megegyezik, szövetükben sem lehet jelentősebb eltérést találni.

127. TÁBLÁZAT

A kísérleti adagok Vickers-keménysége (kg/mm²)
a rúdátmérő függvényében

Adagszám	Rúdátmérő mm-ben			
	10	30	60	90
188/1		579	237	223
188/2	543	579	318	269
192/1	720	618	326	357
192/2		598	467	511
191/1	735	696	685	566
189/1	283	232	223	
189/2	823	232	323	232
191/2		473	343	441
190/1		301	223	275
190/2		247	385	366
196/1		481	481	459
196/2		496	446	434
195/1		454	459	389
193/1		446	446	481
195/2		511	487	385
193/2		511	496	487

A nagy Mn-tartalom a kis átmérőkben fehér kristályosodást okoz, de a fémes alapanyag még itt is felismerhetően martensites. A 90 mm Ø-jű rudak anyagának 500 kg/mm²-nél nagyobb keménysége is ezt igazolja. Pedig ezekben már nagyon kevés a cementit, a karbon java része grafit alakjában kristályosodott.

A közepes Si-tartalmú adagok szövetvizsgálata:

Kis Mn-tartalmú adagot ebben a csoportban nem sikerült előállítani.

Közepes Mn-tartalmúnak tekinthető a 189/1. számú adag. Érdekes rámutatni, hogy 2,4%-nyi Si-tartalma már a 10 mm Ø-jű rúdiban is szürke kristályosodást okozott. Ugyanakkor a kísérleti adagok Vickers-keménysége (kg/mm²) a rúdátmérő függvényében, amikor a hasonló Mn-tartalmú, alig néhány tized százalékkal kevesebb Si-t tartalmazó, 188/2. számú adag még 30 mm Ø-ben is ledeburitos. Fémes alapanyaga nagyon finom perlit.

A nagy Mn-tartalmú csoportba két adag sorolható. A 189/2. számú 7,3% Mn- és 2,3% Si-tartalommal, a 191/2. számú 7,2% Mn- és 2,5% Si-tartalommal gyakorlatilag egyező összetételűnek tekinthető. 10 mm Ø-ben még ledeburitosak, a 30 mm-es Ø-jű rudak szövetében már alig van cementit. Alapanyaguk minden keresztmetszetben martensites. A feltűnően nagy keménységi értékek is ezt igazolják.

A nagy Si-tartalmú adagok szövetvizsgálata:

Kis Mn-tartalmú adagot itt sem sikerült előállítani.

Közepesnek tekinthető a 190/1. számú adag, 5,6% Mn-tartalmával. A 30 mm Ø-jű és annál vastagabb rudak mind szürkén kristályosodottak, fémes alapanyaguk minden Ø-ben martensites. Érdekes, hogy a keménységi értékek nem sokkal nagyobbak, mint a jól sikerült perlites acélban. Meg kell azonban jegyeznünk, hogy ennek az adagnak a 90 mm Ø-jű rúdjaiból levágott 100 mm vastag tárcsát kb. 1/3 Ø-nél satuba fogva alig sikerült kalapáccsal

kettétörni. Valószínűleg ez az összetétel, amelytől kopásállóság és szívósság tekintetében sokkal többet várhatunk, mint amit a jelenlegi féktuskók produkálhatnak.

A nagy Mn-tartalmú csoportba a 190/2. adag tartozik. Si-tartalma azonos az előbbi adagéval, Mn-tartalma 1,5%-kal nagyobb. A szövete teljesen azonos az előbbiével. Mechanikai vizsgálat tudná csak kimutatni az 1,5%-kal nagyobb Mn-tartalom esetleges előnyeit. A nagyobb átmérők nagyobb keménységi értékei minden esetben módosított fémes alapanyag jelenlétére utalnak.

A Mg-mal kezelt adagok szövetvizsgálatai:

Ami ezeknek az alapösszetételét illeti, főleg a 195/2. és 196/2. számúak Si-tartalmában van nagyobb eltérés, kereken 1%-os hiány. A Mg-tartalmuk távolról sem mutatja azt a lépcsőzetes növekedést, amit az Mg-adagoláskor el akartunk érni. A Mg-elemzésekben mutatkozó különbség kétségkívül az adagok keveredésének következménye, ezért az elkészült adagokat ennek megfelelően csoportosítjuk. Az 5,5% Mn-tartalmúra tervezett adagok — az elemzések tanúsága szerint — általában 6,5%, sőt még ennél is nagyobb Mn-tartalmúra sikerültek. A 7% Mn-tartalmúak majdnem elérik a 8%-ot. Így kevés lehetőség van arra, hogy az azonos alapösszetétel szerint párhuzamot vonjunk a Mg-mal nem kezelt, lemezes és a Mg-mal kezelt, gömbgrafitos öntöttvasak kialakult alapanyaga között.

Eleve le kell szögezünk, hogy a Mg-mal kezelt valamennyi adag perlit-koncentráción túli karbontartalma, ha nem cementit, akkor minden esetben gömbgrafit alakjában kristályosodott, még akkor is, amikor csak 0,4% Mg-mal kezeltük. Hasonlóképpen valamennyi adag fémes alapanyaga kivétel nélkül martensites, több-kevesebb maradék austenittel.

Cementitet csak a 193/1. számú adag (aránylag nagy Mn-tartalma miatt) 30 mm-es Ø-ben és a 195/2. számú adag (feltűnően kis Si-tartalma miatt) mutat. A 60 és 90 mm-es Ø-ben ezek is szürkén, tehát gömbgrafitosan kristályosodtak, martensites alapanyaggal. Ezek után természetes, hogy a 193/2. számú adag sem lehet cementittől mentes (még a 90 mm-es Ø-jű rúdiban is feles szövetű!), hisz a túlzottan nagy Mn-tartalmán kívül még Si-ban is feltűnően szegény.

A lemezes grafit távollétében az ötvözőelemeknek, nevezetesen a Mn-nak a fémes alapanyagra gyakorolt fokozott hatását illetően már a keménység-vizsgálati eredményekből is kitűnik, hogy a jó minőségű perlites öntöttvas 220—250 kg/mm² keménységével szemben ezek az adagok közel 100%-kal nagyobb keménységet mutatnak, ami nyilvánvalóan a fémes alapanyag szövetének módosulásában leli magyarázatát.

Külön említést érdemel néhány összehasonlítás, amelyet a magnéziumos adagok szövete között tehetünk. Az elemzési eredmények szerint a 196/1. és 196/2. számú adagok között — a tervezett összetételnek megfelelően — gyakorlatilag csak a Mg-tartalomban van különbség. Az előbbit 0,4%, az utóbbit 0,6% Mg-mal is kezeltük. Az alapanyag szövetében nincs különbség, minden méretben tűs, illetve martensites (a keménység változásában nincs jelentős eltérés: 481—481—459, illetve 496—446—434), de a grafit gömbösödésének a tökéletessége szempontjából sem lehet a két adat között különbséget tenni. A 30 mm Ø-jű rudakban a gömbgrafiton kívül még cementit is akad, a nagyobb Ø-ben azonban mindkét adag tisztán gömbgrafitos.

A 195/2. és a 193/2. számú adagok Mn-tartalmában van 0,5%-nyi különbség, ez azonban a fémes alapanyag minőségén nem változtat (mindkét esetben tűs, martensites szövet keletkezik). A 195/2. számú adag a 0,5%-kal kisebb Mn-tartalma ellenére is hajlamosabb a fehéren kristályosodásra. 30 mm Ø-jű rúd szövetében még alig akad grafit, a 193/2. adagból készült ilyen rúd szövetében viszont csak nagyon kevés a cementit (60 mm-es Ø-ben már mindkettő szövetéből eltűnik). Ez a különbség a Si-tartalomban mutatkozó 0,2%-nyi eltérésen kívül nyilván azzal magyarázható, hogy a 193/2. számú adagot (a két adag egyező elemzett Mg-tartalma ellenére is) 0,6%, a 195/2. számú adagok pedig 0,8% Mg-mal kezeltük. Az utóbbiban tehát a Mg cementitképző hatása nagyobb szerepet kapott attól függetlenül, hogy a különbözetre — a már 0,6, sőt 0,4% Mg hatására is gömbös grafit alakjának további módosítása szempontjából — nem volt szükség. Ebből pedig az következik, hogy az aránylag nagy Mn-tartalmú öntöttvas grafitjának gömbös alakjában való kristályosításához 0,4% Mg-mal való kezelés is bőven elegendő.

Továbbá az is bizonyos, hogy a megfelelően szívós és kemény alapanyagú, lemezes grafitú öntöttvasba legalább 7% Mn-t kell ötvözni (gömbgrafitos öntöttvasban valamivel kevesebb is eredményre vezetett), ennek a sok Mn-nak a cementitképző hatása 60 mm Ø-jű és ennél vastagabb rúdiban már 3% Si-mal kiegyenlíthető, 30 mm Ø-ben azonban tanácsosabb 3,5%-ot ötvözni. A 10 mm Ø-ben még ez a Si-mennyiség sem elegendő ahhoz, hogy az öntöttvasat szürkén való kristályosodásra bírja (a megfelelő mennyiség megállapításához szükséges kísérleti adagok 100 mm Ø-jű rudakká való öntése ebben a kísérletsorozatban nem sikerült).

Nyilvánvaló tehát, hogy az első kísérleti öntéseket ilyen összetételű adagokból kell végeznünk, és lehetőleg vastagabb öntvényeket kell készíteni, hogy a nemkívánatos cementitképződés veszélyét elkerüljük.

A fentiekben ismertetett adagokkal tervezett hőkezelésnek kettős célja volt:

1. a szövetben jelenlevő cementit elbontása,
2. a homokban való hűlést gyorsabban (pl. levegőn, olajban) helyettesítve, az austenitet közelítő vagy azt elérő fémes alapanyag előállítására.

Az előbbi a cementitbomlás hőmérsékletén való hosszabb izzítást, az utóbbi csak az austenites állapotig való felmelegítést és ezután különböző sebességgel való lehűtést kíván.

A hőkezelésre alkalmas adagokat ezek alapján a következőképp válogattuk ki (128. és 129. táblázat):

A Si-ban szegény adagok — a Mn-tartalmuktól függetlenül — fehéren kristályosodtak. Közülük a 191/1. és a vele gyakorlatilag azonos összetételű

128. TÁBLÁZAT

Mn	Si	Kevés	Közepes	Sok
kevés		188/1	189/1	—
közepes		188/2	—	190/1
		192/1	—	
sok		192/2	189/2	
		191/1	191/2	190/2

129. TÁBLÁZAT

sok Mn	Cementites	Grafitos
	kevés Si	
193/1	195/2	196/1 196/2
	193/2	195/1

192/2. jelű adag látszik alkalmasnak arra, hogy cementitjük felbontásával kísérletezzünk. A nagyobb mennyiségben rendelkezésre álló 191/1. jelűt választottuk.

A közepes Si-tartalmúak közül a 189/1. perlites alapanyagút nem érdemes hőkezelní. A nagy Mn-tartalmú két adag összetétele között nem sok eltérés mutatkozik. Mindkettő martensites. A cementit elbontását a 189/2. jelűben kíséreltük meg.

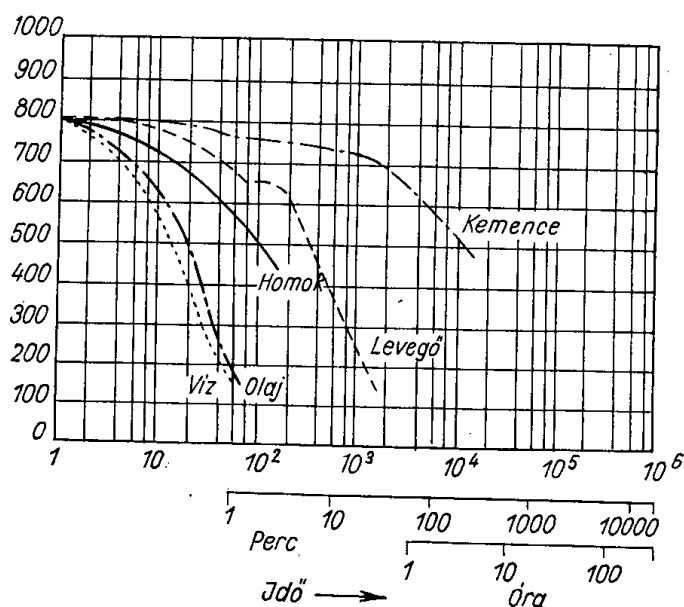
A Si-ban dús adagok mindegyike martensites alapanyaggal, szürkén kristályosodott. Szövetmódosító hőkezelésük austenites alapanyaghoz vezethet.

A Mg-os adagok — több kevesebb cementittel — mind felesen kristályosodtak. A grafit mindig gömbös, a fémes alapanyag martensit. A legtöbb cementit a 193/1. és a 195/2. számú adagban van. Az előbbiben a Mn sok, az utóbbiban a Si kevés. Ezekben a cementitet el kellett bontani.

A 196/1., 196/2. és 195/1. jelű adagokban alig van cementit. Szövetükben csak az alapanyagot módosító hőkezelés hozhat érdekes változást. A 195/1. jelű adaggal azért nem foglalkoztunk, mert összetétele a 196/2.-éhez nagyon hasonlít. Aligha viselkedne attól eltérően. Ugyanilyen hőkezelést kapott — kísérletképpen — a 193/2. jelű adag, amelyben ugyan a Mn is sok és a Si is kevés (tehát a cementit maradéktalan elbomlása a rövid hőtartási idő alatt nem várható), de a Mg-os öntöttvas közismerten kevésbé stabilis cementitjének viselkedéséről megfelelő képet adhat.

A hőkezelést mindig 30 mm Ø-jű és 50 mm hosszú rudakkal végeztük. Ez a hosszúság elegendő ahhoz, hogy a véglapok hűtőhatása középtávolságban a henger tengelyén (tehát az egész darab középpontjában) elhanyagolható legyen. A minimálisan szükséges hosszúság ugyanis az alap rádiusának a 2,5-szerese, tehát 37,5 mm. Ezzel ennek a „végtelen hosszú” hengeres testnek, illetve középpontjának a lehűlési sebességét ugyanarra a hűtőközegre vonatkoztatva rögzítettük.

A cementitet mindig 850C°-on, 2, 4 és — ha erre szükség volt — még 8 órás izzítással próbáltuk elbontani. A 850C° hőmérsékletű rudakat kemencében, levegőn, olajban hűtöttük le, hogy a lehűlési sebességnek az alapanyagot módosító hatását ezeken az adagokon is megfigyelhessük. Az ilyen nagyságú darabok lehűlési görbéit a különböző hűtőközegekben a 197. ábra mutatja. A szövetmódosító hőkezelésben szerepet játszó, vízben, sőt a homokban hűlés görbéjét is megtalálhatjuk rajta. Ez az utóbbi természetesen csak arra az esetre vonatkozik, amikor az öntöttvasat folyékony állapotban öntjük a nedves homokformába, és megmerevedés után az általa átadott hővel melegedő homokban hűl tovább. Minden görbét a 800C°-os ordinátrapontra transzponáltunk, hogy összehasonlításuk könnyebb legyen.



197. ábra. Lehülési görbék különböző hűtőközegekben

800—600 C° között tehát az átalakulás hőfokközében, ezek szerint az átlagos lehülési sebesség:

kemencében	2,4	C°/perc
levegőn	30,—	„
homokban	60,—	„
olajban	780,—	„
vízben	1200,—	„

A kemencében, levegőn, homokban való lehülésre vonatkozó görbék saját régi eredményeink, az olajban, vízben mért értékeket az Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle c. könyvből vettük át. Igaz, hogy az utóbbi adatok 28 mm Ø-re vonatkoznak, ez azonban a 30 mm Ø-jűhöz képest nagyságrendileg nem jelent változást.

A diagramból mindenképp ki, hogy a homokban dermedő rúd lehülési sebessége nagyobb az ugyanolyan méretű rúd levegőn vagy kemencében mérhető lehülési sebességénél. Ezekről a hűtési módokról „edzettebb” szövetű alapanyag kialakulását tehát nyilván nem várhatjuk. Az öntött állapotban pl. martensites alapanyag, legfeljebb olajban vagy vízben való hűtéssel tehető austenitessé, ha ennek a többi előfeltétele is megvan.

Az alapanyag módosulásának megfigyelését a ferromágnesesség relatív változásának a mérésével is igyekeztünk biztonságosabbá tenni. Erre a célra egy mérleget alakítottunk át, amelynek az egyik kiegyensúlyozott karjára erős mágnesdarabot kötöttünk. Ez a mágnes az alaplaphoz szilárdan hozzáerősített öntöttvas próbadarabra feküdt. Ezután a mérleg másik karjának fokozatos terhelésével megmértük (grammokban) azt az erőt, amely a mágnesdarabot a próbatest felületéről éppen leszakította. A kapott súlyértékeket — a mágnes önsúlyát minden adatból levonva — a 130. táblázat mutatja. A 191/1. jelű adagban nagyon kevés a Si. Öntés után fehéren kristályosodott. A cementitet

130. TÁBLÁZAT

Adag- szám	Izzítás időtartama óra	Hűtőközeg	RV. kg/mm ²	Szakító- súly, g
191/1	öntött állapot		752	230
	4	kemence levegő olaj	586 782 822	301 200 72
	8	kemence olaj	586 741	370 80
	24	kemence levegő olaj	610 639 487	257 135 32
	100	kemence	500	36
189/2	öntött állapot		429	330
	2	kemence levegő olaj	339 186 153	295 45 35
	4	kemence levegő olaj	241 225 251	260 62 34
	8	kemence levegő olaj	294 241 191	350 51 38
193/1	öntött állapot		381	100
	4	kemence levegő olaj	380 355 274	262 95 45
	öntött állapot		391	45
195/2	8	kemence levegő olaj víz	357 301 241 185	205 54 36 43
	öntött állapot		256	275
190/1	1	kemence levegő olaj víz	222 268 294 228	390 260 222 185
	öntött állapot			

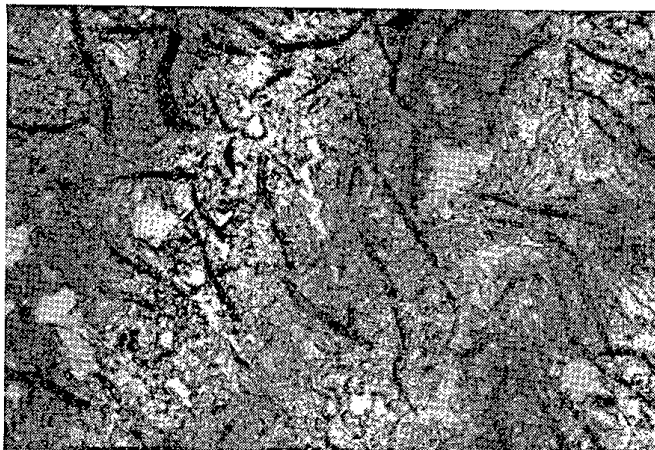
130. táblázat folytatása

	öntött állapot		280	95
190/2	1	kemence levegő olaj víz	210 222 188 198	372 75 74 79
	öntött állapot		454	193
196/1	1	kemence levegő olaj víz	482 413 375 282	255 147 91 63
	öntött állapot		428	230
196/2	1	kemence levegő olaj víz	457 383 366 348	429 145 106 122
	öntött állapot		626	115
193/2	1	levegő olaj	517 415	120 55

négyórás izzítással sem sikerült elbontani, sőt a további kísérletekben a 8 órás és a 24 órás izzítás is gyakorlatilag hatástalannak bizonyult.

A 24 óráig izzított adagok relatív ferromágnesessége — a rövidebb ideig hőkezeltkéhez képest — határozottan csökkent. Ez pedig nyilván a ferromágneses cementit fokozatos eltűnésének következménye. Különösen élesen jelentkezik ez a különbség az olajban hűtött darabokban, ahol a fémes alap ilyen gyors lehűtés után — a maradék cementiten kívül — aligha tartalmaz más ferromágneses fázist. Erre utal az anyag keménységének a változása is, amely a lehűlés gyorsulásakor általában nő, a cementitben szegényebb — 24 órás — adagokban azonban — a maradék austenit szaporodása és a cementit bomlása miatt — csökken. Egy próbát 100 óráig izzítottunk, lényeges változást azonban ennek a szövete sem mutatott. Ebben az adagban tehát a cementitet gazdaságosan nem lehet elbontani, ami nem is meglepő, ha meggondoljuk, hogy a 7,3% Mn-tartalmú öntöttvasban mindössze 2,1% Si van.

Közepes Si-tartalommal, túlnyomóan sok grafittal és némi cementittel kristályosodott a 189/2. számú adag. Mn-tartalma (7,3%) megegyezik az előbb vizsgált 191/1. számú adagéval, Si-tartalma csak 0,2%-kal nagyobb, a szürkén kristályosodásra való hajlama mégis szembetűnő (198. ábra). A 2 órás izzítás ugyan még nem sokat változtatott a cementit mennyiségén (199., 200. és 201. ábrák), amely néhol egész tekintélyes foltokban jelentkezik, 4 és 8 órás izzítás után azonban a szövetben számottevő cementitmennyiség alig található. Itt azonban meg kell jegyeznünk, hogy a 4 órás (202., 203. és 204. ábrák) és a 8 órás (205., 206. és 207. ábrák) izzításra vonatkozó képek — az alapanyag



198. ábra. 189/2. jelű próbatest öntött szövetképe ($300\times$)



199. ábra. 189/2. jelű próbatest öntött szövetképe, izzítás után ($300\times$)



200. ábra. 189/2. jelű próbatest szövetképe, 2 órás izzítás után levegőn hűlt ($300\times$, 3% alk. HNO_3)

jobb megfigyelhetősége miatt — általában az átlagosnál nagyobb cementit-tartalmú mezőkről készültek.

A fémes alapanyag izzítás után általában már levegőn hűlt állapotban is javarészt austenites (200., 203. és 206. ábrák), több-kevesebb átalakulási termékkel. Még inkább áll ez a megállapítás az olajban hűlt darabok szöve-



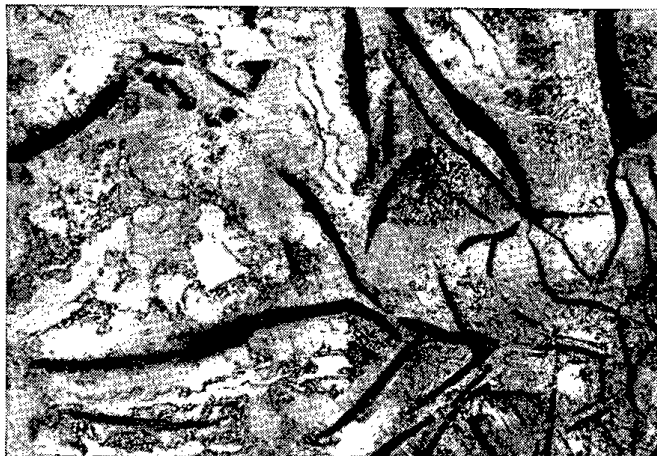
201. ábra. 189/2. jelű próbatest szövetképe 2 órás izzítás után, olajban hűlt



202. ábra. 189/2. jelű próbatest szövetképe (kemencében hűlt) 4 órás izzítás után
(300×, 3% alk. HNO₃)

tére (201., 204. és 207. ábrák). A szakítószilárdság a ferromágnesességre jellemző értéke is ennek megfelelően csökken, és az austenit fokozatos szaporodásának köszönhető a keménységnek a lehülési sebesség növekedésével együttjáró csökkenése is (130. táblázat).

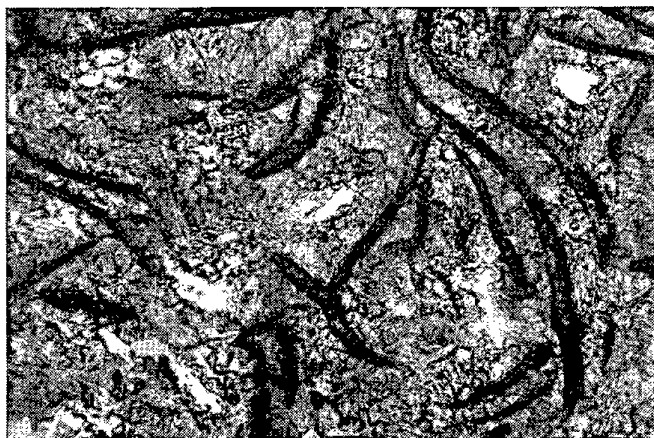
A 190/1. számú adagban az eddigieknél sokkal kevesebb Mn és több Si van. Szürkén kristályosodott, tehát nincsen benne elbontásra váró cementit (208. ábra). A szövetmódosító hőkezeléstől viszont nem sok eredményt várhatunk, mert az aránylag kis Mn-tartalom még gyors lehüléskor sem elegendő arra, hogy a fémes alapanyagot austenitessé tegye.



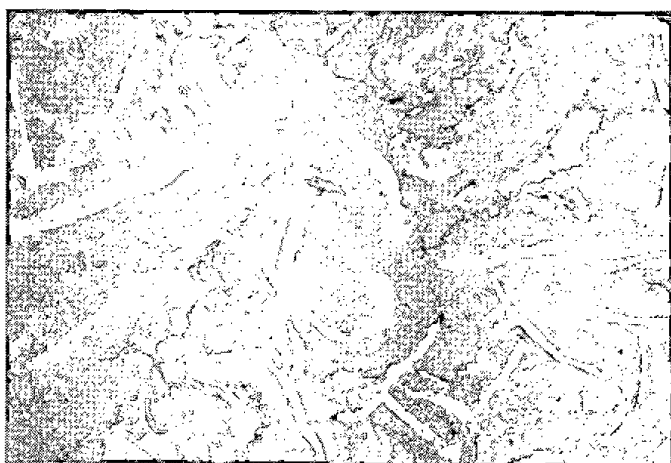
203. ábra. 189/2. jelű próbatest szövatképe, 4 órás izzítás után levegőn hűlt
(300×, 3% alk. HNO_3)



204. ábra. 189/2. jelű próbatest szövatképe, 4 órás izzítás után, olajban hűlt
(300×, 3% alk. HNO_3)



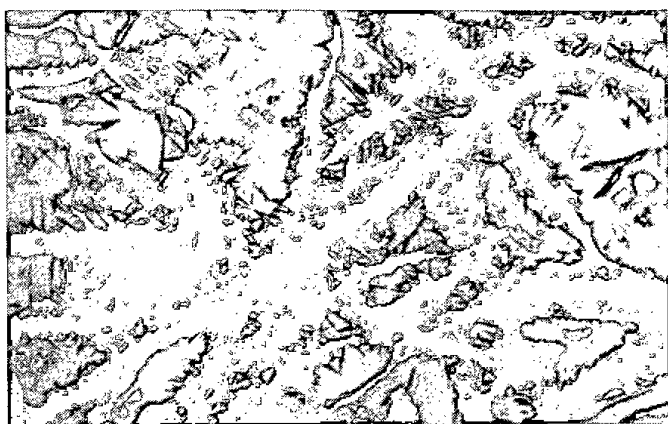
205. ábra. 189/2. jelű próbatest szövatképe, 8 órás izzítás után, kemencében hűlt
(300×, 3% alk. HNO_3)



206. ábra. 189/2. jelű próbatest szövetképe, 8 órás izzítás után, levegőn hűlt
(300×, 3% alk. HNO₃)

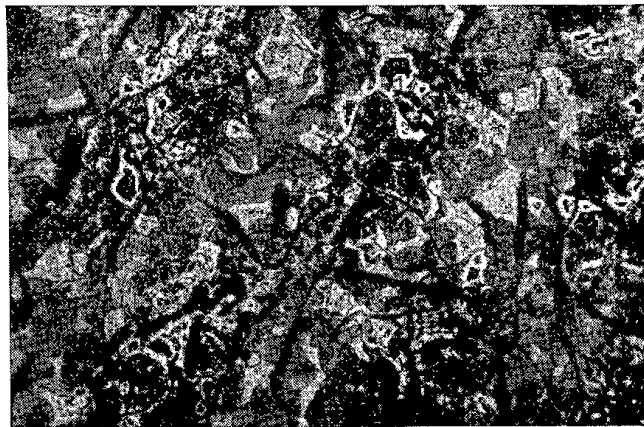


207. ábra. 189/2. jelű próbatest szövetképe, 8 órás izzítás után, olajban hűlt
(300×, 3% alk. HNO₃)



208. ábra. 190/1. jelű próbatest öntött szövetképe (300×, 3% alk. HNO₃)

Újabb izzítás után, kemencében hűtve perlites lett (209. ábra). Gyorsabb hűtésekor több-kevesebb martensit is jelentkezik (210. ábra), de jelentősebb mennyiségű austenitet még a vízben hűtés után sem találhatunk. A keménységre és a mágnesességre vonatkozó értékek is erre utalnak.



209. ábra. 190/1. jelű próbatest szövetképe, izzítás után kemencében hűlt
(300×, 3% alk. HNO_3)

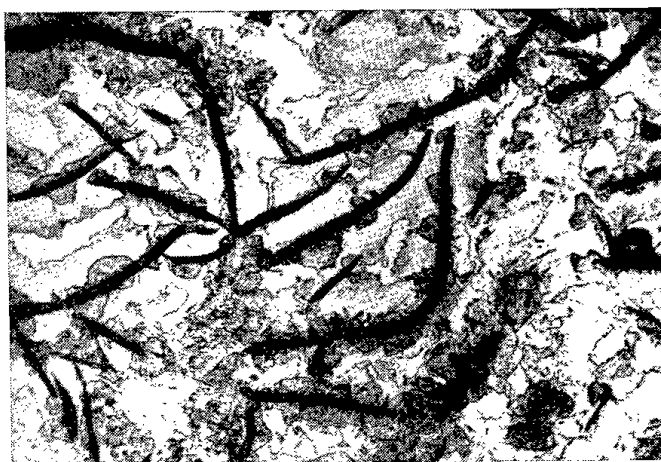


210. ábra. 190/1. jelű próbatest szövetképe, izzítás után olajban hűlt (300×, 3% alk. HNO_3)

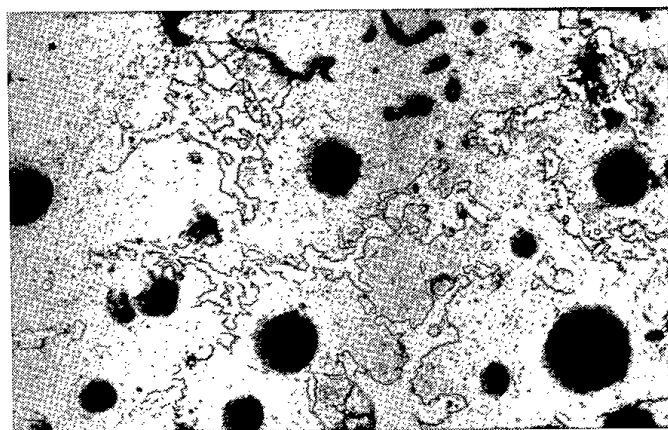
A 190/2. számú adagban az előbbihez képest csak a Mn szaporodott, Si-tartalma gyakorlatilag változatlan. Az öntött szövetben cementit alig van, és a fémes anyag jelentős része austenit, némi martensittel. A mágneses szakítóerő és az elég kis keménység egyaránt erre utal (211. ábra). Újra hevítés után ennél lassabban (kemencében) hűtve, a fémes alapanyag java része átalakul, perlitesse lesz, a ferromágnesesség jelentősen megnő, a keménység pedig csökken (212. ábra). A levegőn való hűtés eredménye már alig tér el az öntöttétől. Az olajban és a vízben hűlt darabok fémes anyagának pedig java része austenit (ezért csökken a keménység és a ferromágnesesség), némi martensittel.



211. ábra. 190/2. jelű próbatest szövete képe ($300\times$, 3% alk. HNO_3)

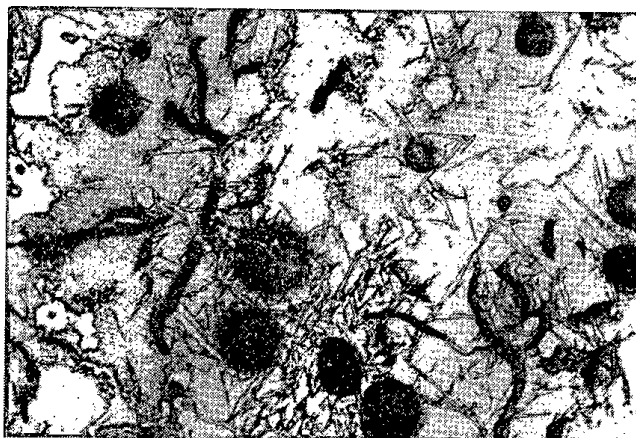


212. ábra. 190/2. jelű próbatest szövete képe, izgatás után kemencében hűlt ($300\times$, 3% alk. HNO_3)

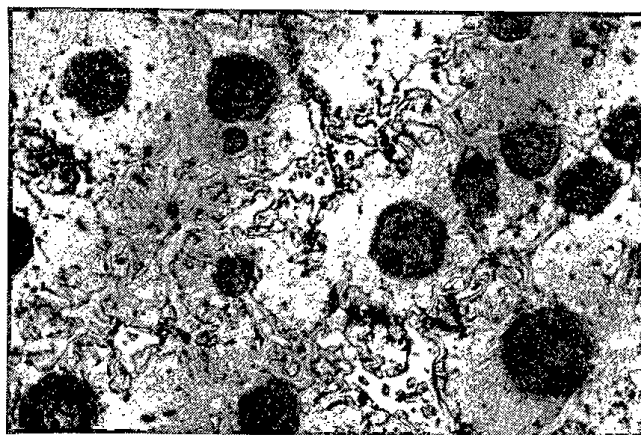


213. ábra. 193/1. jelű próbatest öntött szövete képe ($300\times$, 3% alk. HNO_3)

A Mg-mal kezelt, gömbgrafitos adagok közül a 191/3. számú adag öntött szövétében még elég sok a cementit. A grafit azonban túlnyomórészt gömb alakú (213. ábra). Fémes alapanyaga (ebbe számítva a cementitet is!) gyengén ferromágneses. A Mn- és Si-tartalma egyaránt nagy. A cementitet ár 4 órás izzítással sikerült maradéktalanul elbontani, de a kemencében hűlt darab



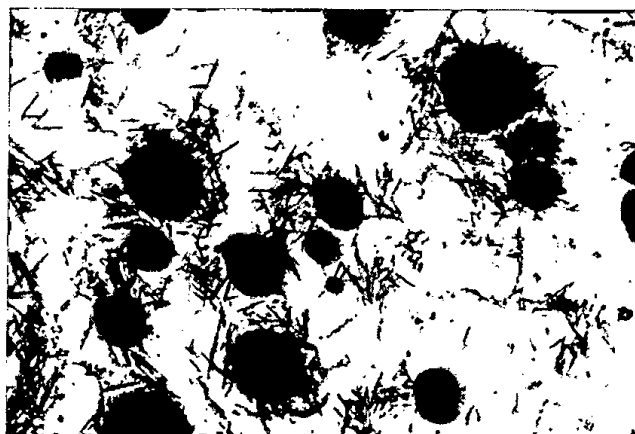
214. ábra. 193/1. jelű próbatest szövete képe, 4 órás izzítás után levegőn hűlt (300 \times , 3% alk. HNO₃)



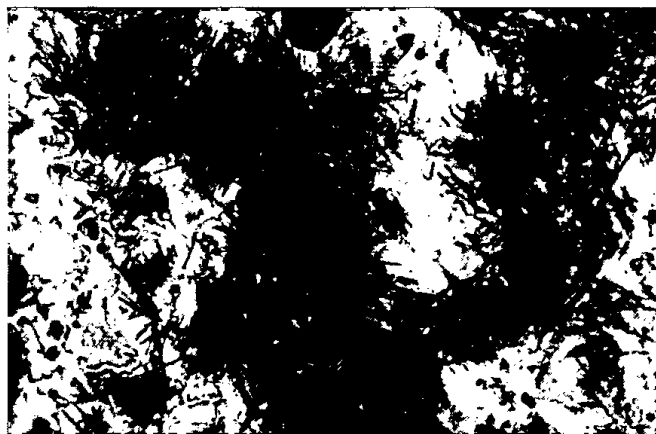
215. ábra. 196/1. jelű próbatest öntött szövete képe (300 \times , 3% alk. HNO₃)

fémes alapanyagának java része átalakult és ferromágnesesebb lett. Levegőn hűtve megint csak austenit a fémes alapanyag java része, amelyben elég sok martensit-tűt figyelhetünk meg (214. ábra). A keménység és a ferromágnesesség — a lassabban hűltéhez képest — ennek megfelelően csökken.

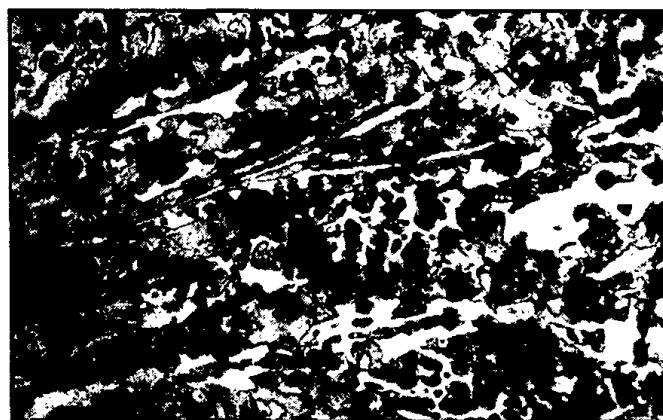
A 195/2. számú adagban kb. ugyanannyi a Mn, de több mint 1%-kal kevesebb a Si. Az öntött szövetben is több a cementit és ezt még 8 órás izzítással sem sikerült elbontani. Az öntött szövet fémes alapanyaga majdnem tisztán austenit. A 8 órás izzítás után kemencében hűlt darab fémes alapanyaga martensites, az olajban és a vízben hűlt darabok azonban austenitesek lettek.



216. ábra. 196/1. jelű próbatest szövetképe, 1 óras izzítás után vízben hűlt
(300×, 3% alk. HNO₃)

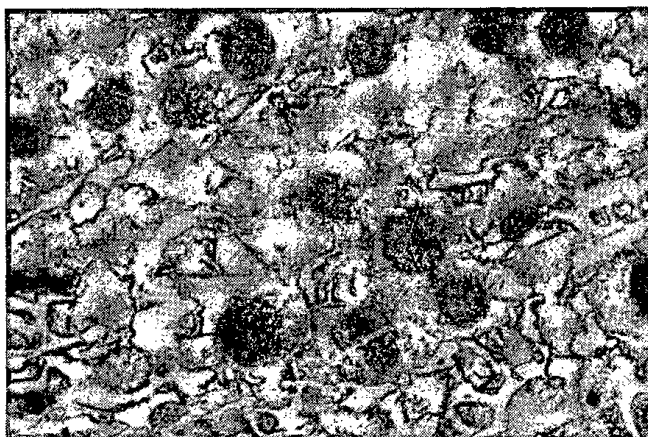


217. ábra. 196/2. jelű próbatest szövetképe, 1 óras izzítás után vízben hűlt
(300×, 3% alk. HNO₃)



218. ábra. 193/2. jelű próbatest öntött szövetképe (300×, 3% alk. HNO₃)

A 196/1. jelű adagban az előbbinél jóval kisebb a Mn és több a Si. Összetétele nagyjából megfelel a 190/2.-ének. Annak az öntött szövétében nem volt cementit, ebben — a Mg hatására? — elég sok akad (215. ábra). Ha a cementit jelenléte csak a Mg-os kezelésnek köszönhető, nyilván könnyen el is bomlik. Ezért az adag csak alapanyagot módosító hőkezelést kapott. Cementitje 1 órás izzítás alatt is majdnem teljesen eltűnt. Az öntött állapotban martensites alapanyag kemencében és levegőn hűlve nem sokat változott. Több austenit csak az olajban és a vízben hűlt (216. ábra) próbaszövetében volt megfigyelhető. A ferromágnesesség és a keménység is ennek megfelelően változott.



219. ábra. 193/2. jelű próbatest szövetképe, 4 órás izzítás után levegőn hűlt (300 \times , 3% alk. HNO₃)

A 196/2. számú adagban valamivel kevesebb Mn van. Szövete öntött állapotban hasonlít a 196/1. jelűéhez, sőt hőkezeléskor is hasonlóan viselkedik. Ennek a szövetében talán valamivel több a martensit, mint a hasonlóan hőkezelt előbbiében (217. ábra). Ez pedig kisebb Mn-tartalmával könnyen magyarázható.

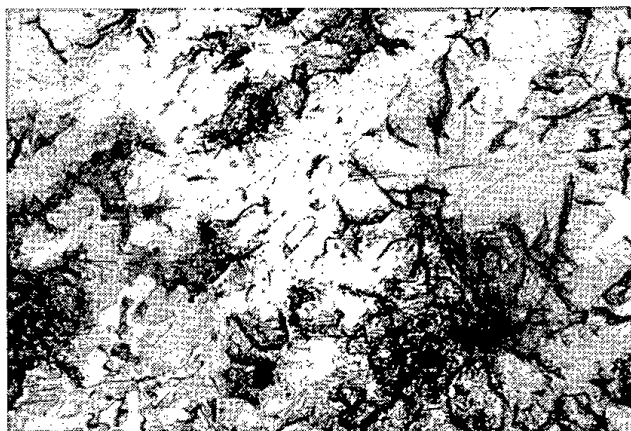
A 193/2. jelű adag — a vizsgáltak közül — Mn-ban a leggazdagabb, Si-tartalma ehhez képest roppant kicsi (2,6%). Természetes, hogy öntött szövete még felesnek is alig mondható. Fémes alapanyaga austenit és martensit (218. ábra). Keménységét és ferromágnesességét egyaránt a cementitnek köszönheti. Annál meglepőbb, hogy a cementit jelentős része már 4 óra alatt elbomlott, a gömbgrafit mennyisége — főleg azonban szemnagysága — nőtt (219. ábra). Az olajban való hűtés csak az austenit mennyiségét szaporította, annak minden — a 130. táblázatból kiolvasható — következményével együtt.

A hőkezelési kísérletek eredményeinek a tanulságaként megállapíthatjuk, hogy a homokba öntött folyékony öntöttvas dermedés utáni sebességénél nagyobbat csak az olajban vagy a vízben való lehűléstől várhatunk. Austenites alapanyagú az öntöttvas — még ilyen hűtés után is — csak akkor lesz, ha legalább 6% Mn van benne.

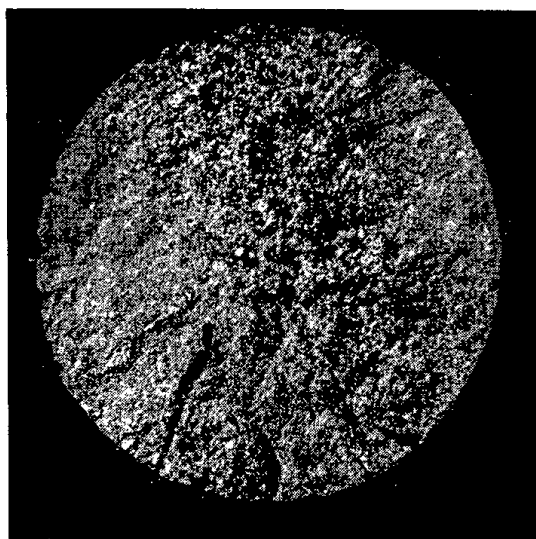
A Si-tartalom szokásos változásának a fémes alapanyag kialakulása szempontjából nincs említésre méltó jelentősége. Olajban hűtve a kb. 4,5–5,0% Mn-tartalmú öntöttvas még 30 mm \varnothing -ben átedződik, az ilyen méretű rúd

közepén a Mn-tartalom csökkenésével azonban mind vastagabb edzetlen mag figyelhető meg.

A fenti adagokból még rendelkezésre álló 30 mm \varnothing rudakból hőkezelés után szakítópálcát készítettünk. Ezeknek teherbíró keresztmetszete azon-



220. ábra. Lemezes grafitú öntöttvas szövete képe 72 órás izzítás után ($300\times$, 3% alk. HNO_3)



221. ábra. A fenti öntöttvas törete

ban az öntött rudaknak éppen a legkevésbé kívánatos, középső harmadába esett. A pálcák java része már forgácsolás közben eltört, elfogadható eredményt azonban a többin sem kaptunk.

Célszerűnek látszott egy újabb adag készítése, amelyből közvetlenül öntöttvas, illetve temper pálcák öntését terveztük 9, 12 és 15 mm \varnothing -vel. Az adag tervezett összetétele 3,2% C, 7% Mn és 3,5% Si volt, lemezes és gömbgrafitos változatban.

Az újabb adagot ugyancsak az Intézet korundbélésű, grafitrudas kemencéjéből öntöttük. A 100 kg-os betétet a következőképpen állítottuk össze:

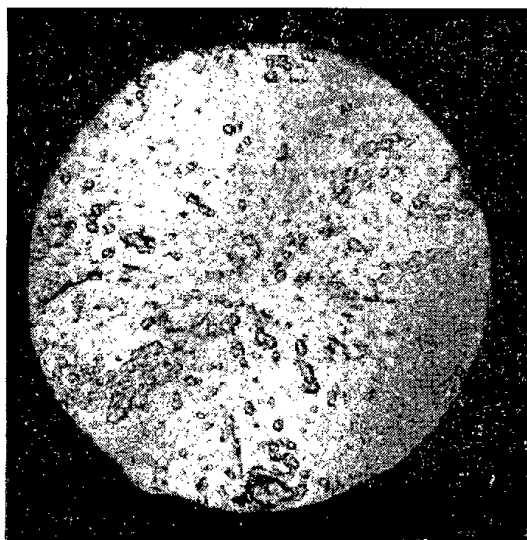
50,— kg nyersvas,
50,— kg géptöredék,
10,3 kg ferromangán (60%-os),
1,2 kg ferroszilícium (75%-os).

A nyersvas összetételét 3,8% C-, 2,6% Si- és 0,7% Mn-tartalommal, a géptöredékét 3,2—2,2—1,0%-kal vettük számításba.

4 órás olvasztás után az adag felét a már említett nedves homokformákba öntöttük, másik felét pedig öntés előtt elektronnal kezeltük.



222. ábra. Gömbgrafitos öntöttvas szövetképe 24 órás izzítás után ($300\times$, 3% alk. HNO_3)



223. ábra. A fenti öntöttvas törete

Az elemzési eredmények a tervezettől elég nagy eltéréseket mutattak:

grafit	C	Si	Mn	P	S	Mg
lemezes	3,63	2,23	6,80	0,026	0,30	—
gömbös	3,65	2,40	6,60	0,012	0,36	0,09

A túlságosan nagy C-tartalom annak következménye, hogy a grafitrúd olvasztás közben eltörött és a fürdőbe esett darabja hosszabb ideig úszott a folyékony öntöttvasban. A Mn-tartalom kielégítően pontos, a Si-tartalom azonban olyan kicsi, hogy az adagoktól számunkra kedvező viselkedést nem várhatunk.

A lemezes grafitú adag öntött szövete tipikusan feles, javarészt martensites alapanyag. 850°-on 24 óráig izzítva a szövet valamivel „szürkébb” lett, anélkül azonban, hogy feles jellegét (és viselkedését) elvesztette volna. 72 órás izzítás után a cementit erősen felszakadozott (220. és 221. ábrák) és a töret is láthatóan szürkébbé vált (221. ábra).

A Mg-os adag még fehérebben kristályosodott (éppen a Mg-os kezelés miatt). A fémes alapanyag itt is austenit és martensit, amely a hőkezelést követő lehűlés (levegőn) közben sem változott. A 24 órás hőntartás (850° C-on) a cementit jelentős részét elbontotta (222. ábra), a 72 órás izzítás után pedig a grafitgömbök száma tovább szaporodott. A töret képe mégis sokkal „fehérebb”, mint a lemezes grafitú adagé (223. ábra).

Véleményünk szerint a fentiekből már könnyen kialakíthatók olyan összetételű lemezes vagy gömbgrafitos takarékos öntöttvasak, amelyekből üzemben felhasználható kísérleti darabokat önthetünk. A tús alapanyagú öntöttvas nagy kopásnak kitett alkatrészekhez, az austenites különböző mágneses célokra alkalmazható.

A most már befejezettnek tekinthető laboratóriumi kísérletek folytatása ezen az úton lehetséges.

ÖSSZEFOGLALÁS

A laboratóriumi és félüzemi kísérletekkel vizsgálják az alumínium-, a mangán- és a szilíciumtartalom hatását az öntöttvas szövetére magnéziumadagolás nélkül és magnéziumadagolással. Megállapítják azokat az összetételi határokat, amelyeken belül tús és austenites alapszövet jelentkezik. A fehéren dermedő adagok cementitjének elbontására hőkezelési kísérleteket végeznek.

A FOLYÉKONY ÖNTÖTT VAS FELÜLETI OXIDÁCIÓJA

DR. NÁNDORI GYULA
a műszaki tudományok kandidátusa

DK 669.162.275.1: 669.13

A legutóbbi évek kutatásai exakt módszerekkel vizsgálja azokat a jelenségeket, amelyek gyakorlati megfigyeléseken, tapasztalatokon alapultak, és a jelenségek okát igyekeznek megmagyarázni. Így alakultak ki a nyers- és öntött vasakban levő gázok és nem fémes zárványok vizsgálatainak módszerei. Az oldott gázok jelentős része O, H, N. Ezek mindegyike szilárd vegyületet is alkothat, oxidokat, hidrideket és nitrídeket. Ha ezeknek az elemeknek mennyiségét a gázelemzés, vákuum-extrahálás módszerével állapítjuk meg, akkor összes gáztartalomról beszélünk. Ilyen vizsgálatnál nem kapunk felvilágosítást, hogy az egyes elemek milyen vegyületek alakjában vannak az öntött vasban. Ezen a fogyatékonyságon segít a zárványok meghatározásának különféle módszere. Ebben az esetben azonban az egyes elemek mennyiségének meghatározását bizonyos nehezen elkerülhető pontatlanság kíséri. A két módszer alkalmazása az öntött vas mikroszerkezetének kutatásánál szorosan összetartozik, egymásnak nélkülözhetetlen kiegészítő része.

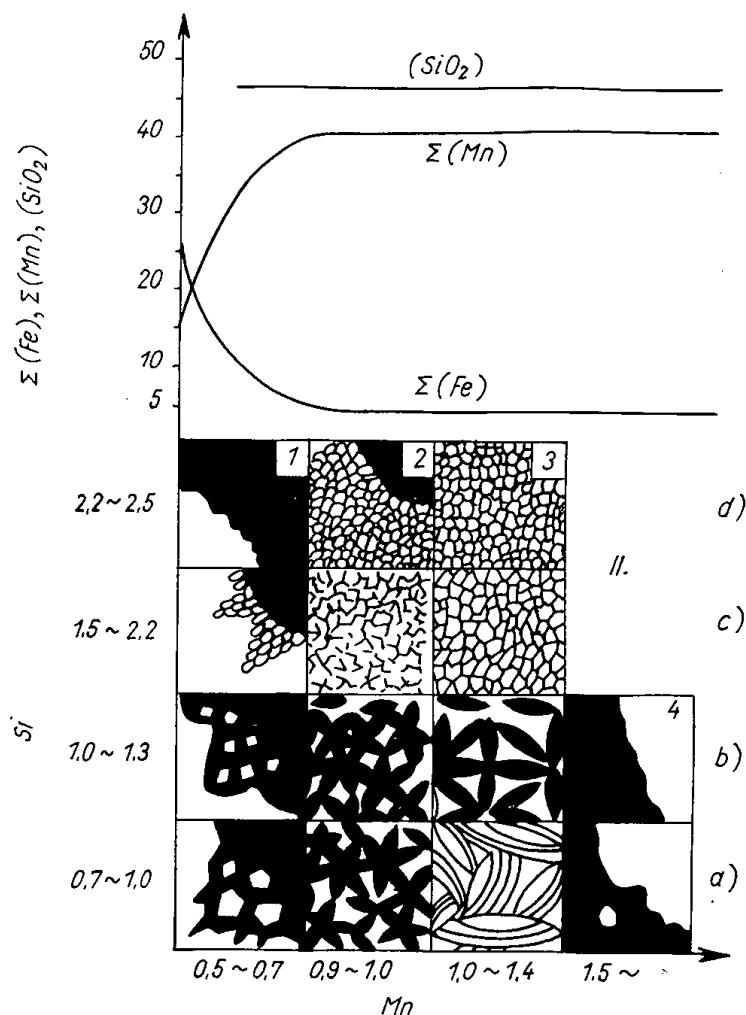
A betétanyagok tulajdonságainak megítéléséhez elengedhetetlenül szükséges a szokásos öt elem mellett kimutatható nyomelemek hatásának vizsgálata. Ezek a nyomelemek olyan jelenségeknek lehetnek okozói, amelyek károsan befolyásolják az öntött vas szövetszerkezetét és mechanikai tulajdonságait.

Ha hazai körülményeink között a betétanyagok hatását kívánjuk vizsgálni a folyékony öntött vas minőségére, úgy kísérleteinkben alkalmazni kell a gáz- és zárványmeghatározás eddig kialakult berendezéseit és módszereit, és kísérleteinket a nyomelemek hatásának vizsgálatára is ki kell terjeszteni. Ez teszi lehetővé, hogy egyes kérdésekben megbízható feleletet kapjunk az öntött vas minőségének romlásáról, amely néha katasztrofális selejtmennyiséggel terheli meg iparunkat. [1]

A folyékony öntött vas felületén végbemenő oxidációs folyamatok vizsgálata.

A folyékony öntött vas felületén a levegő oxidáló hatására egy képlekeny, SiO_2 -vel telített oxidszilikát hártya keletkezik, amelynek összetétele a folyékony vas hőmérsékletétől és összetételétől függ. [2]

Kis mangántartalmú (0,8% alatt), nagy FeO-tartalmú, nagy Mn-tartalmú (0,8% felett) öntöttvas fürdő felületén, nagy MnO-tartalmú szilikátok keletkeznek. A szilikátsalakokban az SiO_2 mennyisége a fürdő szilíciumtartalmától függetlenül kb 45% körül ingadozott. Az öntöttvas fürdő felületén SiO_2 -ben telített szilikátsalak keletkezik, amelynek összetételét legjobban



224. ábra. Az öntöttvas fürdő felületi játéka

a fürdő mangántartalma változtatja meg. A fürdő Si/Mn viszonyától függően jelenik meg az öntöttvas fürdőn az úgynevezett felületi játék. A 224. ábrán a fürdő felületén képződött oxid-szilikátsalak, a fürdő összetétele és a felületi játék alakja közötti összefüggést láthatjuk.

Az ábrán feltüntetett összefüggések csak olyan esetben érvényesek, ha az oxid-szilikátsalakok 5%-nál nem tartalmaznak több Al_2O_3 -at.

Az öntött vas alumíniumtartalma erősen befolyásolja a felületi képek, alakját. Ha a fürdőt alumíniummal vagy Al-tartalmú oltóanyagokkal (AlSi , FeSi , CaSi) kezeljük, a szilikátsalakokban az Al_2O_3 15–20%-ra megnöve-

kedhet. Ennek következtében megváltozik a felületi képek alakja, és rendkívül finom, világos, leggyakrabban hálós felületi képek jelennek meg. Ezek jelzik, hogy az öntött vas könnyen oxidálódó elemei között alumínium is van. Hasonló eredményt érhetünk el, ha az alumíniumot közvetlenül a kupolókemencében adagoljuk. A 131. táblázat a kupolókemencében adagolt Al-nak a fürdő felületén keletkezett szilikátsalakok összetételére gyakorolt hatását tünteti fel. [3]

131. TÁBLÁZAT

Kupolókemencében adagolt Al hatása
folyékony öntöttvas-fürdő felületén keletkezett oxidszilikátsalak összetételére

Sor- szám	Öntöttvas összetétele					Szilikátsalak összetétele					Adagolt Al% adag
	C%	Si%	Mn%	S%	Al%	SiO ₂ , %	Fe, %	Mn, %	Al ₂ O ₃ , %	S, %	
1	3,34	1,16	0,90	0,10	—	43,52	4,76	32,4	3,67	0,18	—
2	3,53	1,08	1,07	0,13	—	47,30	5,42	34,4	4,50	0,46	—
3	3,63	0,92	0,90	0,14	0,022	48,35	2,75	18,4	15,86	0,060	0,3
4	3,66	0,90	0,88	0,13	0,018	43,91	3,13	17,2	13,26	0,060	0,3
5	3,57	1,17	0,80	0,13	0,018	48,70	4,93	18,4	14,82	0,050	0,3

A kísérletek eredményeit a következőkben foglalhatjuk össze. Az öntöttvas fürdők felületén felismerhető játék alapján megközelítően szabad szemmel megállapíthatjuk az öntött vas Si- és Mn-tartalmát, az oxidszilikátsalak összetételét, és a fürdőben az Al jelenlétét.

A módosító anyagok öntöttvas-nemesítő hatása szoros összefüggésben van Al-tartalmukkal, ezt a megállapítást Dawson [4] kísérleti eredményei is megerősítik.

A kupolóba adagolt alumínium ötvöződik az olvadó öntött vassal, ezért nagy hőmérsékleten hatásos dezoxidálást érhetünk el. Ez irányú vizsgálataink csupán a tempervasak területére terjedtek ki. Egy kísérlet folyamán megállapítottuk, hogy normális temperöntvények 3—4%-os nyúlása 0,2% adaggal adagolt alumínium hatására 7—8%-ra növekedett. [5] Egyes megfigyelések szerint a szürkevasöntödékben is átmeneti segítséget nyújthat az alumínium adagolása a rozsdás oxidos betétanyagok káros hatásának ellensúlyozására.

A légköri levegő oxidáló hatására elsősorban az öntött vas fő tömegét képező vas oxidálódik. A kis mangántartalmú fürdők felületén nagy vas-oxidtartalmú szilikátok képződnek. A vasoxidtartalom wüstitből és fayalitból áll. Az ilyen szilikátok mágneses tulajdonságuk révén számottevő Fe₃O₄ jelenlétére hívják fel a figyelmet. Az Fe₃O₄-et a Co és a H₂ könnyen redukálja, ez a körülmény nagyon megkönnyíti a lehűlés folyamán a felületi egyenetlenségek és gázhólyagok keletkezését. Az öntöttvasban a szokásos szilíciumtartalmak mellett már 0,8% és ennél több megakadályozza a nagy Fe₃O₄-tartalmú szilikátok keletkezését, mert nehezen redukálódó mangánszilikát képződik.

A folyékony öntött vas felületén végbemenő oxidációs folyamatok üzemi kísérletei

A Láng Gépgyár Vasöntödéjének Műszaki Osztálya felkérésére kutatómunkát végeztünk a vasöntvények felületi lyukacsosságát előidéző okok megállapítására. A Műszaki Osztály jelentése szerint az öntvények felületi lyukacsossága időközönként nagymértékben jelentkezik, és ez összefüggésbe hozható a folyékony öntött vas felületén képződő salakkal. Az üzemi kutatómunka folyamán a gyakorlatban felhasználtuk a folyékony öntött vas felületi oxidációs folyamatainál szerzett kutatási eredményeket.

Az öntöde területén több öntvényen fellelhető hibákról felvételek készültek. Ezek közül az egyiket a 225. ábrán mutatjuk be.



225. ábra. Gázlyukacsos öntvényfelület

A kérdéses öntvény felső részét a folyékony vas legutoljára tölti meg, gázlyukacsosság mutatkozik, ezt az a salak okozta, amely öntés közben már a forma üregében képződött.

A folyékony öntött vas felületén képződött salak és a fürdő összetétele közötti összefüggést az első fejezetben ismertettük. Ebből kitűnik, hogy az öntöttvas fürdő felületén képződött salak összetétele a fürdő hőmérsékletétől és mangántartalmától függ. A felületi salak jellegére hatást gyakorolt az öntött vasban nyomelemnek számító, kis mennyiségű 0,01—0,03% alumínium. A kis mennyiségű alumínium jelentősen csökkenti a salak olvadáspontját. A folyékony öntött vas felületén képződött salak SiO_2 -vel telített vas-mangánszilikát. A 0,8—1,0%-nál kisebb Mn-tartalmú fürdők felületén, a Mn-tartalom csökkenésével párhuzamosan a szilikátsalak Fe-tartalma növekszik, Mn-tartalma csökken. A nagy Fe-tartalmú szilikátsalakok jellegzetessége, hogy a Fe-t fayalit alakjában kötik meg, a fayalitban a Fe jelentős része Fe_3O_4 alakban van. Az ilyen salakok reakcióképessége, illetve gázfejlesztőképessége csekély hidrogént és CO-t tartalmazó atmoszférában rendkívül nagy.

A Láng Gépgyár öntödéjében a különféle szabványminőségű öntöttvas fürdők felületén képződött salakok reakcióképességét vizsgáltuk, hogy az öntvény felületi épségét milyen mértékben veszélyeztetik.

Salakok vizsgálatára külön nem volt szükség, mivel az öntött vas összetételéből korábban végzett intézeti kutatómunka alapján meg tudtuk állapítani a keletkező salak összetételét.

A vizsgálatok céljára $120 \times 80 \times 30$ mm hasábokat öntöttünk nedves homokformában, amelynek 120×80 mm-es felülete a szabad levegővel érintkezve hűlt le. A lehűlő próbatest felületén még folyékony állapotban salak képződik, amelynek reakcióképességétől függően a dermedés szakaszában a próbatest felületén gázlyukak keletkeznek. A próbák felületét lehűlés



226. ábra. Próbatestek a felületi gázlyukacsosság vizsgálatára

után drótkéfével a salaktól megtisztítottuk, s így a keletkezett gázlyukak láthatóvá váltak. A próbatestek felületén képződött különböző összetételű salakok különböző reakcióképességét szemlélteti a 226. ábra. Szubjektív megítélés szerint a próbatestek felületi gázlyukacsosságának négy fokozatát különböztettük meg:

1. egyenletes sima felület,
2. kevés gázlyukat tartalmazó felület,
3. sok gázlyukat tartalmazó felület,
4. nagyon sok gázlyukat tartalmazó felület, egyenlőtlen bemélyedésekkel.

A 226. ábrán a szubjektív meghatározással megállapított 1. és 4. fokozatot kívántuk bemutatni. A kísérletek célja a továbbiakban az volt, hogy milyen öntött vas összetételeknél keletkezik az 1–4 minőségű felület, és milyen olvasztási vagy egyéb metallurgiai felületeket kell biztosítani az 1. pontban jellemzett felületi minőség elérésének érdekében.

Az elvégzett kísérletekhez három különféle szabványos minőségű vasból (ö. v. 26, ö. v. 18, ö. v. 00) öntöttünk 4–4 próbatestet. A három minőségi csoportot az öntődei gyakorlat szerint különböző szilíciumtartalom jellemzi (1,0–1,3% Si; 1,3–1,6% Si; falyastagságtól függően 1,8–2,5% Si). Egy-egy azonos szilíciumot tartalmazó sorozatban az egymás után következő próbákban

üstadagolással növeltük a mangántartalmat. Az ö. v. 26-os minőséget FeSi-, illetve CaSi-módosítással és anélkül öntöttük. Az ö. v. 00 minőséghez a kupolókemencébe 0,2% fémalumíniumot adagoltunk a betétanyaggal. A próbatesteket közvetlenül a kupoló előterében a csatornából vett folyékony vasból öntöttük. Így az öntési hőmérséklet optikai pirométerrel mérve egyenletesen 1300 C°-nak felel meg. A kísérletek folyamán 69 próbatestet öntöttünk. A kísérletek eredményeit az alábbiakban közöljük:

1. Az elvégzett vizsgálatok alapján megállapítottuk, hogy az öntöttvas fürdő felületén keletkező oxidhártya reakcióképessége csökken, ha az öntött vasban a Mn-, illetve a Mn/Si-viszony növekszik. Ilyen esetben ugyanis a folyékony öntött vas felületén a reakcióképesebb vasszilikátsalak helyett kevésbé reakcióképes mangánszilikátsalak képződik. A 132. táblázat egy

132. TÁBLÁZAT

Próba jele	C, %	Si, %	Mn, %	P, %	S, %	Mn/Si	Felületi minőség jele	Megjegyzés
38	3,50	1,56	0,64	0,117	0,091	0,41	4	
39	3,59	1,60	0,70	0,108	0,112	0,43	4	
40	3,63	1,54	1,00	0,117	0,097	0,63	2	
41	3,40	1,67	1,16	0,114	0,103	0,70	2	
30	3,00	1,44	0,36	0,160	—	0,25	2	CaSi-vel oltva
31	2,98	1,29	0,54	0,162	—	0,42	1	CaSi-vel oltva
32	2,96	1,31	1,01	0,164	—	0,77	1	CaSi-vel oltva
33	3,15	1,48	1,13	0,160	—	0,77	1	CaSi-vel oltva

ö. v. 18 minőségű próbasorozatot mutat. A 38—41. próbákban mangán adagolásával növeltük a mangántartalmat, a 30—33. próbákat CaSi-mal beoltottuk a Mn-tartalom egyidejű növelésével.

A próbák felületének minőségét és a beoltás hatását a felületi salak reakcióképességének csökkenésére a 227. ábra mutatja.

A 227. ábrán bemutatott 38. és 41. próbatest felülete közötti minőséget a 226. ábra szembevetően tárja elénk. A nagy szilárdságú öntött vasakban (ö. v. 26, ö. v. 22, ö. v. 18) a CaSi, illetve FeSi-beoltásnak nemcsak abban van szerepe, hogy az egyenletes A-típusú (ASTM előírás) grafit képződését segíti elő, hanem a folyékony vas felületén képződött salak reakcióképességét is csökkenti, elősegíti az öntvények felületi minőségének javulását. A kis mangántartalmú öntvények felületi hibáit is kedvezően befolyásolja a CaSi-vel, illetve FeSi-vel való beoltás.

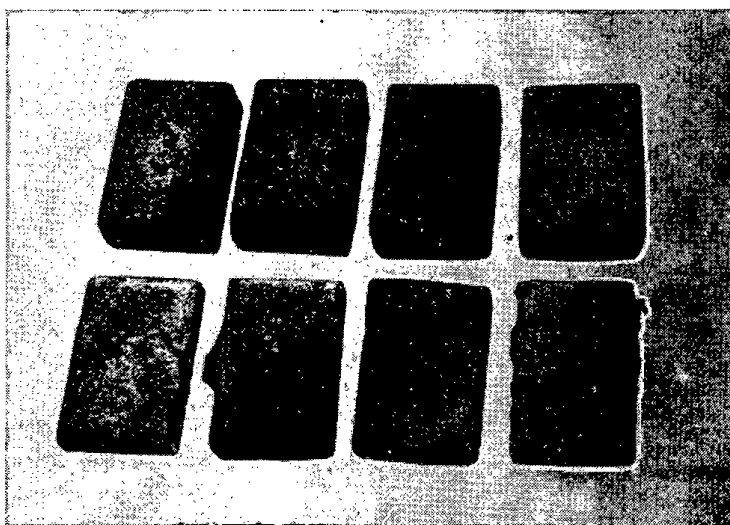
2. Az elvégzett kísérletek közül az ö. v. 00 csoportba tartozó öntött vasakkal végzett kísérletek egyikét ismerteti a 133. táblázat.

Az 58—61-es próbákban csupán a Mn-tartalmat növeltük, a nagy Mn-, illetve nagy Mn/Si-viszony esetén a folyékony vas felületén képződött mangánszilikátsalak kisebb reakcióképessége itt is megfigyelhető.

133. TÁBLÁZAT

Próba- szám	C, %	Si, %	Mn, %	P, %	S, %	Mn/Si	Felületi minőség jele	Megjegyzés
58	3,03	2,04	0,94	0,129	—	0,46	4	
59	3,27	2,08	1,08	0,140	—	0,52	4	
60	3,31	2,03	1,22	0,137	—	0,60	4	
61	3,28	2,04	1,74	0,136	—	0,85	1	
66	3,30	2,07	0,89	0,118	—	0,43	1	} 0,2% adag a kupolóba adagolva
67	3,32	2,42	1,24	0,114	—	0,51	1	
68	3,30	2,19	1,42	0,127	—	0,65	1	
69	3,34	2,21	2,63	0,122	—	1,19	2	

A 66, 69 sz. próbák csekély mennyiségű 0,01—0,03% alumíniumot tartalmaznak. Ezt az alumíniumot a kupolóba való adagolás révén juttattuk a próbákba. Az előzőekben ismertetett kutatási eredmények alapján ismeretes, hogy a kupolókemencébe a betétanyaggal együtt adagolt 0,2% Al egyenletesen



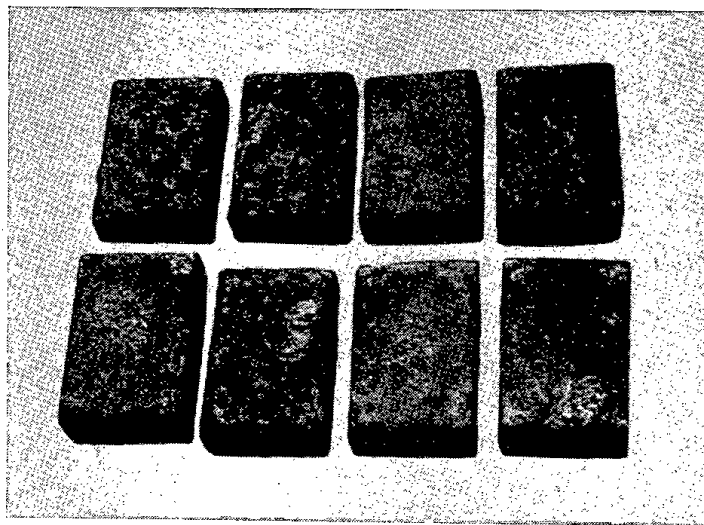
227. ábra. Próbatetek az öntvény felületi minőségének vizsgálatára

átmegy a megolvasztott öntött vasba, ahol 0,01—0,03% Al jelenléte a szokásos analitikai módszerekkel kimutatható. A folyékony vas felületén képződött salak Al_2O_3 -tartalma ilyen esetben 10—20% körüli értékre növekszik.

A 228. ábrán a 133. táblázatban ismertetett két sorozat próbáinak felületi minőségét láthatjuk. Szembetűnő az öntöttvasban levő csekély mennyiségű alumínium hatása. Határozottan lecsökkent a folyékony vas felületén képződött salak reakcióképessége, és ez kedvezően befolyásolja az öntött vasak felületi minőségét.

A nagy mangántartalmú próbákban a kis mennyiségű Al jelenléte belső gázlyukacsosságot idéz elő. Ezt jól megfigyeltük a 68, illetve a 69-es és az ehhez hasonló összetételű próbák töretében.

Az elvégzett kísérletekből kitűnik, hogy szürke öntvények felületi minőségét nagymértékben befolyásolja a levegő oxidáló hatása következtében a folyékony öntött vas felületén képződött szilikátsalak minősége, helyesebben összetétele. A salak reakcióképességét nagymértékben csökkenti a vas növekvő mangántartalma, valamint a csekély mennyiségű alumínium jelenléte. Az öntött vasban nem lehet a mangán tartalmát korlátlanul növelni. 0,8–1,0% Mn-tartalom felett növekszik az öntöttvas perlitpont előtti zsugorodása, amíg a szilárdság és a mechanikai tulajdonságok növekedése jelentéktelen. Ilyen esetben kedvezőbb, ha kisebb reakcióképességű felületi salak képződik, különösen az ö. v. 26, ö. v. 22, ö. v. 18 szabványminőségű csoportokban, amit a CaSi-vel, illetve



228. ábra. Próbatetek az öntvény felületi minőségének vizsgálatára

FeSi-vel való beoltás biztosít. Ez a megfigyelés a beoltás hatásának jelentőségét új szempontból világítja meg.

Az ipari öntött vasak legnagyobb részét képezi az ö. v. 00 minőségű csoport. Ezekben a Mn/Si-viszony a legkisebb, ilyen összetételű öntöttvasfördők felületén képződik a legreakcióképesebb vasszilikátsalak, amely a felületi hibák leghatékonyabb előidézője. Az ilyen öntöttvasfördőkben nem célszerű a mangántartalomnak minden határon túl történő növelése.

Egyszerűbb, gazdaságosabb és könnyen megoldható a betétanyaggal történő 0,1–0,2% alumíniumadagolás. Az elvégzett kísérletekben a beoltás és az alumíniumadagolás hatása azonos eredményeket mutat. Ez azzal függ össze, hogy mindkét módszerrel a folyékony vas felületén képződő salak reakcióképességének csökkentését a fürdőbe juttatott csekély mennyiségű alumínium hatásával érjük el.

A FeSi és CaSi révén mindig tartalmaznak 0,5–3,0% Al-t. Ennek az alumíniumnak egy része a fürdőbe kerül. A levegő oxidáló hatására képződött szilikátsalakban ennek következtében növekszik az Al_2O_3 -tartalom. Egyes szerzők szerint hatásos beoltást nem lehet olyan oltóanyaggal végezni, amely Al-t nem tartalmaz [6].

A kutatási eredmények összefoglalása

Az elvégzett kutatások új adatokat nyújtanak az öntöttvas olvasztása és öntése folyamán keletkező jelenségek magyarázatára. Ezek az ipar számára is hasznos útmutatást jelentenek. A kutatómunka eredményeit röviden az alábbiakban foglaljuk össze:

1. A folyékony öntött vas és a felületén képződött szilikátsalak-összetétel között szoros összefüggés van. A szilikátsalak összetételére a legnagyobb hatást a fürdő Mn- és Al-tartalma gyakorolja.

2. Az öntöttvasfürdőben a Mn-tartalom csökkenése a fürdő felületén nagy Fe-tartalmú, reakcióképes szilikátsalak képződéséhez vezet, amely nagymértékben az öntvények felületi lyukacsosságának okozója.

3. Az öntöttvasba juttatott 0,01—0,03% Al nagymértékben csökkenti a szilikátsalakok reakcióképességét. A vasöntődékben az Al-t a betétanyaggal együtt a kupolókemencébe kell adagolni, mert csupán így biztosítható az egyenletes ötvözés. Kerülni kell az Al túladagolását, mert a folyékony vasban levő nagy mennyiségű Al (0,10%) a nedves formákba öntött öntvényekben gázlyukacsosságot okoz.

4. Az Al adagolása elsősorban az ö. v. 18 és ö. v. 00 minőségű vasakba ajánlatos, mivel a Mn/Si-viszony itt a legkisebb, a lyukacsos felületű öntvények képződésére itt nyílik a legnagyobb alkalom.

Az ö. v. 26. és ö. v. 22 minőségű öntöttvasokban a kis Al-tartalmú oltóanyagokkal (FeSi, CaSi) csökkenthetjük a szilikátsalakok reakcióképességét. Ez a körülmény a beoltás előnyeit új jelenség felismerésével is gazdagítja.

5. A folyékony öntöttvasfürdők felületén képződő szilikátsalak alakzatai alapján az öntöttvasfürdő Si- és Mn-tartalmát szabad szemmel megállapíthatjuk.

I R O D A L O M

1. Nándori Gyula: KL. Öntöde, 7. (1953). 155. o.
2. Nándori Gyula: KL. Öntöde, 6. (1955). 249. o.
Nándori Gyula: KL. Öntöde, 8. (1957). 49. o.
3. Nándori Gyula: KL. Öntöde. 10 (1959). 70. o. Freiburger Forschungshefte, 1958. 3. 25, 71. o.
4. Dawson, J. W.: Journal of Res. BCIRA 1957. aug. Öntöde, 9. 1958. 58. o.
5. Nándori Gyula—Cseh M.—Rácz Ottó: A Csepeli Vas- és Fémművek Öntödei Kutató Csoport támogatásával végzett, nem közölt kísérlet. 1955.
6. Diepschlag, E.: Die Giesserei. 1938. 345. o.

KÜLÖNLEGES ANYAGOK OSZTÁLYA

Eredetileg Porkohászati osztály megnevezéssel azzal a céllal alakult, hogy elősegítse a hazai porkohászati és finomkohászati gyártás fejlesztését, kidolgozza a különféle jellegzetes tulajdonságú anyagok előállítási eljárásait, ezeket vezesse be az ipari gyártásba, tartsa korszerű színvonalon a már gyártott anyagok minőségét és gyártási technológiáját, kísérje figyelemmel a porkohászat és a finomkohászat külföldi fejlődését.

Az osztály 1959. végéig az alábbi fontosabb témákkal foglalkozott:

Vas és bronz alapú önkendő csapágyak, grafitbronz áramszedő kefék, porkohászati fémporok előállítása elektrolitikus és kémiai úton, porkohászati „Alni” mágnesek, Al-Fe alapú hőálló huzalok, Permalloy-B és Permalloy-C anyagok előállítása híradástechnikai célokra, permanens mágnesek előállítása finom elosztású vasporból, Cr-Al-Co-Fe alapú hőálló huzalok gyártásának kikísérletezése, nagy permeabilitású Ni-Fe-ötvözetek kezdeti permeabilitásának növelése vákuumban történő hőkezelés útján, W-Cu, W-Ag alapú kontaktusfémek, „Alsifer” porvasmagok, Co-Ni-Fe alapú keményüvegbe forrasztható fémek, Cr-Ni-Fe alapú lágyüvegbe forrasztható fémek, porkohászati célokra alkalmas Ag-por előállításának kikísérletezése, vasporkohászati úton előállított gépalkatrészek, alacsony hőfoktényezőjű ellenállásanyag kidolgozása az erősáramú ipar számára (Si-Cr), „Invar” kis hőtágulási tényezőjű anyag előállítási és hőkezelési kísérletei. Vákuumtechnikai célokra alkalmas vasszalag kikísérletezése nikkelszalag helyettesítésére, Ni-Zn alapú lágy mágneses ferritek, Mn-Zn alapú lágy mágneses ferritek, izotrop és anizotrop bárium-ferrit mágnesek, kerámikai forgácsolólapkák alkalmassági vizsgálata.

Az osztállynak jelenleg egy nagyobb méretű csarnoka, három laboratóriuma, valamint egy elektromos mérőszobája van kutatásainak kielégítésére, ezekben különféle nagyságú hidraulikus és mechanikus prések, zsugorító kemencék, keverők, szárítók állnak rendelkezésre, kisebb méretű számos felszerelési tárgyon felül. Az elektromos mérőszobában mágnesezési görbék, hisztérezis görbék, induktivitás, permeabilitás és egyéb elektromos mérések végezhetők.

Az osztály személyi és tárgyi felszerelésével a híradástechnika, a műszeripar és a gépipar számos távlati és rövidlejárátú ipari igényét elégíti ki, és szolgálja ezeknek a kiemelt iparágaknak a műszaki fejlődését. Sz. M.

NAGY PERMEABILITÁSÚ VAS—NIKKEL ÖTVÖZETEK FEJLESZTÉSI IRÁNYAI

DR. PAPP JÁNOS

DK 669.15: 669.24.001.6

A nagy permeabilitású anyagok fejlődése három szakaszra bontható:

1. Az *Arnold* és *Elmen* (1923) által felfedezett biner permalloy ötvözetek, majd továbbfejlesztése többalkotós ötvözetekké, amelyeket kereskedelmi nevükön permalloy C-nek, Mumetallnak stb. neveztek el.

2. Ezután következett *Neumann* felfedezése 1934-ben, amely a Mo-nel és Mo-nélküli Fe-Ni-Cu-alapú ötvözetek rendszeres vizsgálatának volt az eredménye. Ezek közül hosszú ideig az 1040-es ötvözet volt a mágnesen leglágyabb anyag.

3. Végül következett a *Boothby* és *Bozorth* által felfedezett szupermalloy (1947).

A 229. ábra a már említett, kereskedelemben levő ötvözetek és a szupermalloy permeabilitását mutatja.

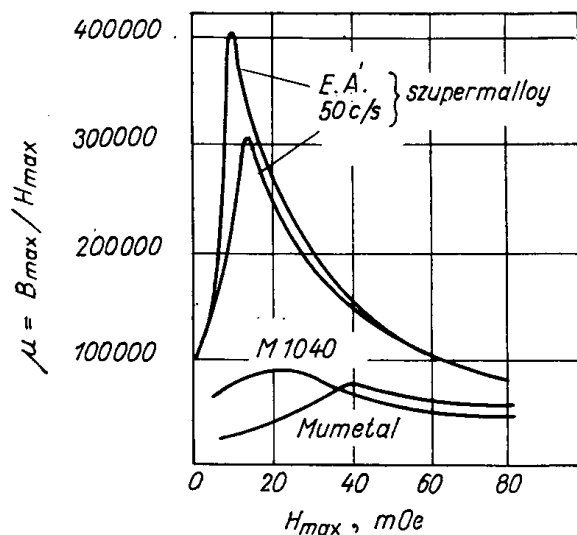
A permeabilitás növekedésével párhuzamosan csökkent a koercitív erő, mégpedig a három fázisra vonatkozóan: 0,05, 0,02 és 0,003 Oe.

Boothby és *Bozorth* rendkívül magas permeabilitás értékeit — mint ismeretes — kizárólag egy terner Fe-Ni-Mo-alapú ötvözzel kapták, amely kb. 79% Ni-t, 5% Mo-t és 0,5% Mn-t tartalmazott, és amelyben a szokásos szennyezők csak nyomokban voltak.

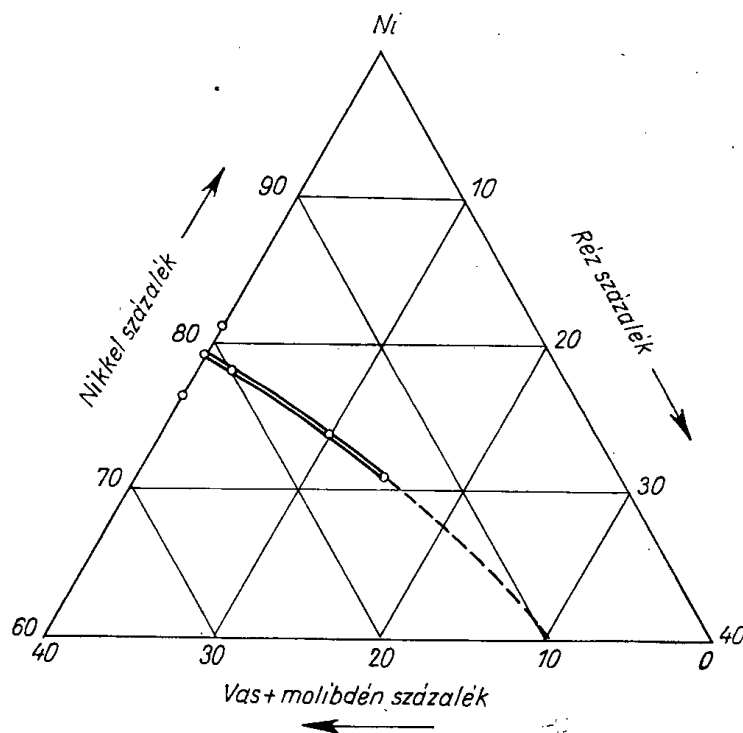
Hasonló szabadalmi leírások szűk határon belül a fenti összetételt adják meg, amiből azt a következtetést lehet levonni, hogy ilyen nagy permeabilitási értékeket más ötvözetekkel nem lehet elérni.

A jelenlegi nézet szerint ezek a nagy permeabilitások bizonyos mágneses kristályos konstansokkal szemben — mint amilyenek az anizotrópia-állandó és a magnetostrikció — különösen kedvező kombinációt kívánnak meg. Továbbá feltétel, hogy olyan zavaró jelenségeknek, mint pl. a belső feszültségek és a zárványok, eléggé kicsinyeknek kell lenniük. Ezért az első pillanatban úgy látszik, hogy csupán a szupermalloynak megfelelő összetétellel lehetséges mindazokat a feltételeket biztosítani, amelyek szükségesek és elégségesek ahhoz, hogy 100 000-es nagyságrendű kezdeti permeabilitást lehessen kapni.

Meglepő módon azonban azt találták, hogy még több ötvözet is alkalmas magas hőfokú lágyítás utáni megeresztésre, és ezzel olyan permeabilitásokat lehet elérni, amelyek egyenlők vagy legalábbis megközelítik a szuper-



229. ábra. A nagy permeabilitású vas-nikkel ötvözetek fejlesztési fázisainak jellemző képviselői



230. ábra. Szupermalloy-jellegű ötvözetek zónája a Ni-Cu-(Fe-Mo) rendszerben

malloy permeabilitás-értékeit. Ezek közül az ötvözetek közül különösen ki kell emelni a Cu-mal ötvözöttet. A Fe-Ni-Cu-Mo-rendszer ötvözeitre vonatkozó kísérletek (*Assmus és Pfeifer, 1953*) azt mutatták, hogy a szupermalloy-hoz hasonló permeabilitású ötvözetek a Ni-Cu- (Fe + Mo) hármas rendszer szűk zónáján belül fekszenek, amely a szupermalloyjal indul és a rendszer belseje felé hatol (230. ábra).

Megemlítendő, hogy az ötvözetek között ebben a zónában néhány olyan is található, amelyek már hosszabb idő óta ismereteseek, és jelentős mértékben a gyakorlatban is alkalmazzák. Ilyenek pl. a mumetall és az M 1040-es ötvözet. Ezek az első két fejlesztési fázis képviselői, mint amelyekről már szóltunk.

Ha azonban ezeket olyan tulajdonságokkal tudjuk előállítani, amelyek a fejlesztés harmadik fázisához tartoznak, akkor ugyanolyan permeabilitás érhető el, mint a szupermalloynál, és ezzel arra a megállapításra jutunk, hogy a javulás ebben a harmadik fázisban elsősorban nem a különleges összetétel miatt következik be, hanem a speciális hőkezelés eredménye. Meg kell hagyni, hogy ez a hőkezelés az ötvözeteknek csupán egy szűk területén belül képes ilyen rendkívül nagy permeabilitásokat biztosítani.

A fent elmondottakból világos, hogy a szupermalloy és a vele azonos nagyságrendű permeabilitású lágy mágneses anyagok nem egyszerűen összetételüknek, hanem elsősorban bizonyos fizikai állandók megfelelő értéken való tartásának és a megfelelő struktúra elérését biztosító hőkezelésnek köszönhetik kiváló tulajdonságaikat. Hiszen, ha csupán az összetételt tekintjük, akkor azt látjuk, hogy a permalloy-C és a szupermalloy között csupán a Mo-tartalomban van 1%-os eltérés. Nyilvánvaló, hogy a kezdeti permeabilitásnak 20 000-ről 100 000-re való emelkedését nem csupán az 1%-os Mo-növekedés okozza. Az M 1040-es ötvözet és a szupermalloy ötvöztésénél, és végső ún. mágneses hőkezelésnél a szükséges feltételekre majd részletesen ki fogunk térni, most azonban annyit mindenesetre leszögezzünk, hogy a korábban ismert permalloy-C és a Mumetall-összetétellel megfelelő körülmények között a szupermalloy permeabilitás-értékei elérhetők.

A szupermalloy tehát nem foglal el különleges helyzetet a nagy permeabilitású ötvözetek között, hanem a legnagyobb permeabilitású egész ötvözet-csoport egyik képviselőjének tekinthető.

A permalloy-C hazai kísérleteit a Vasipari Kutató Intézetben éppen tíz évvel ezelőtt 1951-ben kezdtük meg a Kőbányai Vas- és Acélöntödével, valamint a Csepel Fémművel karöltve. Az ipari megvalósítást, valamint a gyártás irányítását a Vasipari Kutató Intézet végezte öt éven keresztül. Az elmúlt év eleje óta a gyártás teljes egészében a Csepel Fémműben folyik.

Már a kísérletek alatt is és még inkább a tömeggyártás során számtalanszor tapasztaltuk, hogy a végső, ún. mágneses hőkezelés és ezen belül is bizonyos hőfokról történő gyors hűtés milyen nagy jelentőségű a permeabilitás-értékek alakulásában. Korábban a permalloy-C-t általában kétféle módon hőkezeltük: zárt dobozban, vasforgács közé ágyazva, valamint H_2 -atmoszférában. De egyik esetben sem valósítható meg tökéletesen, különösen nagyobb tömegű, vagy nagyobb méretű munkadaraboknál, pl. az Irodagép-ipari Vállalat precíziós áramváltóihoz használt 2 kg-os toroidgyűrűinek kb. $500^\circ C$ -ról történő nagyon gyors hűtésekor, amely művelet a szuperstruktúra keletkezését hivatott megakadályozni.

A zárt dobozt ugyanis a kritikus hőfokon, a doboz fedelének betapasztása, valamint a belső részeknek vasforgáccsal vagy vasporral történő kitöltése miatt, amelyek a beáramló levegő és a dobozban levő levegő ellen védik a hőkezelendő anyagot, nem lehet kinyitni, és így az anyag még akkor is a szükségesnél lassabban hűl le, ha a dobozt — mint ahogy ezt tesszük is — $7-800^{\circ}\text{C}$ -on kivesszük a kemencéből.

A H_2 -atmoszférában végzett hőkezelésnél a gyors hűtés csak csökkenéssel oldható meg, amelyeknek mérete viszont elég szűk határt szab a hőkezelendő anyagok méretének. Ezért a nagyobb méretű és tömegű anyagok H_2 -es hőkezelése a lassú lehűtés miatt nem mutat lényeges javulást a zárt dobozban hőkezelt anyagokkal szemben, sőt nemritkán annál gyengébb permeabilitás-értékeket ad.

Ezért látszott kézenfekvőnek az a gondolat, hogy a hőkezelést valamilyen semleges atmoszférában végezzük, pl. N_2 alatt, olyan kemencemegoldás mellett, ahol a levegőn való gyors hűtés a kívánt hőmérsékletnél könnyen elvégezhető. Erre a célra harangkemencét szerkesztettünk, és a hőkezelést közönséges palacknitrogénnel végeztük. Ezzel az eljárással megoldhatóvá vált az eddigi legnehezebb feladat: 700°C -on a burát gyorsan leemeljük, és vastag gumicsővön keresztül N_2 -t fújunk az anyagra, hogy az lehetőleg első sorban N_2 -vel és ne levegővel érintkezzék.

Már az első kísérlet nem remélt jó eredményeket hozott. A kezdeti permeabilitás a hőkezelt 5 db 2 kg-os gyűrűnél $20-25\,000$ volt. Ezt a kísérletet azóta legalább 50-szer megismételtük és $20\,000$ alatti kezdő permeabilitást alig találtunk. Ezeknek a kísérleti eredményeknek nagyon nagy jelentőséget tulajdonítunk, mert a tömegben gyártott anyagoknál csupán ezzel a hőkezeléssel, tehát egyéb költségnövekedés nélkül, jobb minőségű munkadarabokat lehet kapni, és ugyanakkor lehetségesnek látszik a drága és veszélyes hidrogénes hőkezelés kiküszöbölése. De az eljárás azért is nagyjelentőségű mert a H_2 -es hőkezeléssel szemben a hőkezelést nem kell olyan magas hőfokon végezni, tehát gyakorlatilag megszűnik a főleg vékonyabb anyagoknál gyakran tapasztalt összesülés. Ezzel jelentős anyagmegtakarítás érhető el.

A fent elmondott fejlesztési munka világosan mutatja, hogy milyen nagy jelentőségű a szuperstruktúra elkerülése. Ezzel az egyszerű hőkezelő berendezéssel egyelőre még 1000°C -ra sem megyünk fel, és ugyanakkor bizonyos fokú N_2 -szennyeződés is bekövetkezik. Ennek ellenére tömegben olyan jó eredményeket kaptunk, amelyekhez hasonlókat csak kisméretű darabokkal, hosszantartó hidrogénes hőkezeléssel, csökkenecében tudtunk elérni.

A nagy permeabilitású vas-nikkel alapú ötvözetek fejlesztése terén a Vasipari Kutató Intézetben mi is először a Fe-Ni-Cu-Mo-alapú ötvözzettel (M 1040), majd pedig az általánosan supermalloynak nevezett, tehát a 79% Ni- és 5% Mo-tartalmú ötvözzettel indultunk el.

Nagyon nagy permeabilitások eléréséhez különösen az alábbi pontokba foglaltak döntőek:

1. Rendkívül tiszta alapanyagok.
2. Megfelelő ötvözési eljárás (vákuum alatti olvasztás és öntés).
3. Alkalmas hengerlési eljárás és az egyes hengerlési fázisok közötti lágyítás.

4. A munkadarabok magas hőmérsékleten történő hőkezelése tisztított H_2 -ben, majd az ezt követő megeresztés.

Vegyük sorba ezeket a pontokat:

1. Rendkívül tiszta alapanyagok

Itt újra vissza szeretnék térni a bevezetőben mondottakra, ahol azt mondtam, hogy a legkorszerűbb lágy mágneses anyagok kiváló tulajdonságai csak részben alapulnak összetételükön és még fontosabb az előállítási technológiájuk, amelynek első állomása éppen a megfelelő alapanyagok megválasztása

Minthogy lágy mágneses anyagoknál az alapfém által szilárd fázisban nem oldott szennyezések növelik a koercitív erőt és csökkentik a permeabilitást, különös gondot kell fordítanunk arra, hogy az egyes ötvöző elemek a lehető legkisebb mennyiségben tartalmazzanak szennyezőket. Így elsősorban a szén, a kén, a foszfor, valamint a gáznemű szennyezések, az oxigén, a hidrogén, a nitrogén károsak. Ezek részben a kristályrácsban mint helyettesítő atomok ékelődnek be, így a kén és az oxigén, részben pedig kis méretüknél fogva (kisebb, mint 1 \AA) az eredeti kristályrácsok közeiben helyezkednek el (hidrogén, nitrogén). Kristálytorzulást idéznek elő, amelynek következménye a permeabilitás csökkenése és a koercitív erő növekedése.

Minthogy az ötvözetek 72-, illetve 79%-át nikkel alkotja, csak többszörösen raffinált katódnikkel vagy Mond-nikkel jöhet számításba.

Rézötvözőként ugyancsak többszörösen raffinált rézet szabad használni.

A Mo-t fémmolibdén alakjában ötvözzük. 99,99%-os molibdénporból pálcákat préselünk, zsugorítjuk és ezeket a zsugorított pálcákat adagoljuk a fürdőbe.

Legnehezebb a megfelelően tiszta vas biztosítása. A vas széntartalmának feltétlenül 0,01% alatt kell lennie, ami csak az ún. jó minőségű svéd nyerssínnel biztosítható. Ennél tisztább vasat karbonil vasporból lehet nyerni. A karbonil vaspor szénen és oxigénen kívül más szennyezőt csak nyomokban tartalmaz. Ezek eltávolítása és a vaspornak ötvözésre alkalmassá tétele úgy történik, hogy a karbonil vasport csónakokba ömlesztve hidrogén alatt $800-900^\circ \text{C}$ -on 5-6 órán át izzítjuk. Ezzel az eljárással a szén- és az oxigéntartalom minimálisra (néhány ezredszázalék) csökkenthető, ugyanakkor a karbonil vaspor — kitűnő zsugorodási képessége miatt — olyan erősen összeáll, hogy ilyen állapotban könnyen beadagolható a fürdőbe.

2. Megfelelő ötvözési eljárás

A nagy permeabilitású lágy mágneses anyagok ötvözése és öntése a szokásos öntésektől a nagyfokú szennyezésmentességre való törekvésben különbözik. A szokványos öntési módszer sok olyan veszélylehetőséget rejt, amely a kész anyagok mágneses értékeit rontják. Az oxidációtól való védelem a levegőn történő olvasztásnál még gondos salaktakaróval is elégtelen, sok szennyezés és gáz maradhat az anyagban, gázhólyagok, salakzárványok az adagot mind megmunkálás, mind pedig mágneses szempontból teljesen tönkreteszhetik.

Ezért az M 1040-es ötvözetnél és a szupermalloynál vákuum alatti ötvöztést és öntést végeztünk. Ügyelni kell a tégely anyagára, amelynek tiszta alumíniumoxidnak vagy magnéziumoxidnak kell lennie, hogy a fürdő ebből ne vehessen fel káros szennyezőket. A vákuumolvasztásnál az anyag gáztartalma minimálisra csökkenthető, ami annak a következménye, hogy lehűléskor a megolvadáskor felszabaduló gázok nem tudnak újra elnyelődni, hanem az állandó szívás hatására eltávoznak.

Hogy milyen nagy befolyással van pl. az oxigéntartalom az anyagok permeabilitására, annak bizonyítékául nézzük meg az 134. táblázatot:

134. TÁBLÁZAT

Az oxigéntartalom hatása a permeabilitásra

Oxigén %	Max. perm.	Hiszt. veszt. erg. cm/ciklus	Koercitív erő Hc (oersted)
0,01	200 000	40	0,012
0,02	125 000	150	0,050
0,03	100 000	160	0,053
0,04	80 000	165	0,055

Salak hiányában a vákuum alatti olvasztásnál a salakzárvány lehetősége is kiküszöbölődik.

3. Alkalmas hengerlési eljárás és az egyes hengerlési fázisok közötti lágyítás

A vákuum alatt öntött és ezzel nagymértékben gáztalanított adagok megmunkálása: kovácsolása és hengerlése, az anyagok nagyobb alakíthatósága következtében lényegesen könnyebb.

A nagy permeabilitások — amelyek nagyrészt a nagyfokú mágneses szemcseirányítottság eredményei — elérése céljából nagymértékű hidegalakítást kell végezni. A teljes hideghengerlésnek 98—99%-osnak kell lennie. Elérendő cél, hogy ezt a nagymértékű hidegalakítást, minél kevesebb közbeeső lágyítással valósítsuk meg, és az egyes lágyítások között a következő vastagságú méretet minél kevesebb szúrással érjük el. Ez — sajnos — nálunk egyelőre nem valósítható meg, mert az ehhez szükséges 12, illetve 20 hengeres hengerek még nem állnak rendelkezésre.

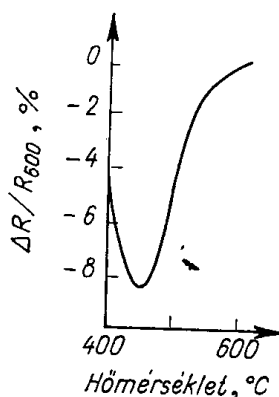
A gázszennyeződések elkerülése érdekében az egyes hengerlési fázisok közötti hőkezelést is hidrogénatmoszférában végezzük 900—920° C-on.

Ezzel a hőkezelési eljárással a még meglevő szennyezők is lépésről lépésre csökkennek, amilyen mértékben csökken az anyag vastagsága.

4. A munkadarabok magas hőmérsékleten történő hőkezelése tisztított H₂-ben, majd az ezt követő megeresztés

A mágneses paraméterek egy része — mint pl. a telítés, a Curie-pont, a magnetostrikció, a kristályanizotrópia-energia — a struktúrától függetlenek, és ha csak ezek a számértékek döntenék el valamely mágneses anyagminő-

ségét, nem volna szükség az egyes munkadarabok ún. mágneses hőkezelésére. A doménszerkezettel összefüggő mágneses tulajdonságok: a permeabilitás, a koercitív erő, a remanencia, vagyis éppen a legfontosabb értékek azonban a struktúrától függnének, és a doménszerkezetet megváltoztató lépések ezeket az értékeket tág határok között befolyásolhatják. A doménszerkezet kialakulását lényegében atomi erők, a kicserélődési energia, a mágneses anizotrópia-energia, a feszültségi állapot szabja meg. Ha tehát valamilyen fizikai kezeléssel az ezt az állapotot kialakító energiafajták bármelyikét megváltoztatjuk, ezzel a doménszerkezet és a mágneses paraméterek egy csoportja is megváltozik. Ilyen változásokat idézhetünk elő a szuperstruktúra kialakulásának



231. ábra. Vas-nikkel ötvözetek ellenállása a különböző módon végzett lehűtés függvényében

megakadályozásával, a feszültségi állapot megszüntetésével, valamint az idegen nemkívánatos szennyezők eltávolításával.

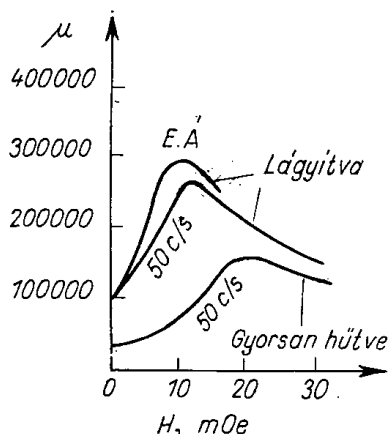
A nagy permeabilitások elérése céljából ezeket a változásokat hőkezeléssel, mégpedig egy egymást követő kettős hőkezeléssel valósíthatjuk meg leginkább. A megmunkálásokból adódó belső feszültségek megszüntetésére és a már részletesen felsorolt káros szennyezők eltávolítására magas hőfokú, ún. tisztító hőkezelést alkalmazunk. Ezt a hőkezelést tisztított hidrogénben végezzük 1260–1300° C között 1–4 órás hőntartással, a hőkezelendő anyag vastagsági méretétől és mennyiségétől függően.

Ez a magas hőfokú hidrogénes hőkezelés az összes nem fémes szennyező nagy részének eltávolítását lehetővé teszi, még a kénét is, amely jelentős mértékben csak 1200° C-fölött távolítható el. Ezzel a hőkezeléssel a szén metán, a kén kénhidrogén, az oxigén vízgőz és a nitrogén ammónia alakjában távozik. Természetesen ez alatt a művelet alatt bizonyos mennyiségű hidrogénelnyelés is bekövetkezik, ami még jobb eredmények elérése érdekében utólagos vákuumizzítással távolítható el. Mivel a szennyezést eltávolító hidrogénes hőkezelés folyamán az anyag magnetoelasztikus állandója a kristályanizotrópia energiája alig változik, a permeabilitás és a koercitív erő nagyfokú javulása kizárólag a szennyezések eltávolításának tudható be.

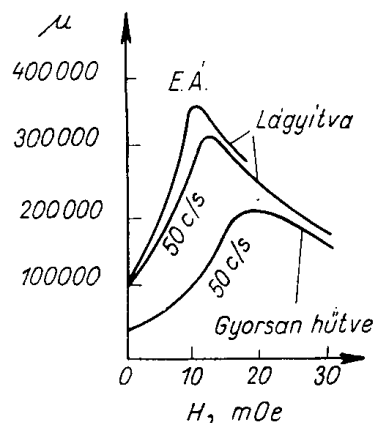
A szuperstruktúra rendszerint lassú lehűléskor, bizonyos kritikus hőfok alatt alakul ki. Szilárd oldatokban az egyes összetevők atomjai általában rendezetlenül helyezkednek el az egyes rácspontokban. Egyes esetekben azon-

ban az tapasztalható, hogy az összetevők atomjai rendezett kristálytani helyzetet vesznek fel. Ennek oka abban található, hogy meghatározott hőmérséklet alatt a rendezett állapot kisebb szabad energiát képvisel, mint a rendezetlen. A rendezett és rendezetlen állapot közötti átmenet tehát bizonyos energiámenyiség, a gyakorlatban hőenergia felvételét vagy leadását jelenti. A szuperstruktúra a villamos ellenállás megváltozásával is kimutatható, amint ez a 231. ábrán látható. A rendezetlen állapot nagyobb villamos ellenállást mutat, mint a rendezett.

A szuperstruktúrának a mágneses tulajdonságokra gyakorolt nagy befolyását először a bináris permalloyokkal kapcsolatban ismerték fel, és az



232. ábra. A kettős hidrogén hőkezelés (1300 és 480° C) hatása a Mumetall permeabilitásértékeire



233. ábra. A kettős hidrogén hőkezelés (1300 és 480° C) hatása a M 1040 ötvözet permeabilitásértékeire

elmélet alkalmazása az ún. permalloy-kezeléssel jutott kifejezésre. Megállapították, hogy a szuperstruktúrájú ötvözet mágneses anizotrópia-energiája és magnetosztatikus energiája is nagyobb mint a rendezetlen állapotú ötvözeté. Az elméletből ennek alapján egyszerűen következik, hogy a rendezetlen állapotú ötvözet kezdeti permeabilitása — amely ezekkel az értékekkel fordítva arányos — nagyobb lesz, mint a rendezett ötvözeté.

A Ni_3Fe szuperstruktúra kialakulásának megakadályozására ötvözték a biner permalloyhoz a molibdént, a krómot és a rezt. A teljes megszüntetéshez — azaz a még magasabb permeabilitások eléréséhez — még egy járulékos alacsony hőfokú hőkezelést (megeresztést) is alkalmazni kell. Ezt a megeresztést 470—480° C-on végezzük, 4 órán át, és utána gyorsan levegőn lehűtjük az anyagot.

A 232. és a 233. ábrák mutatják, hogy a permeabilitás milyen mértékben növelhető ezzel a megeresztéssel.

A két hőkezelés után mért permeabilitási és koercitív erő értékeket a 135. táblázat tartalmazza.

Eddigi kísérleteink során az M 1040-es ötvözetrel 30 000 és a szupermalloy-jal 60 000 kezdeti permeabilitást értünk el. Különös jelentőségű azonkívül a tömegben gyártott permalloy C-nek N_2 -atmoszférában végzett

135. TÁBLÁZAT

**Fe—Ni—Mo- és Fe—Ni—Mo—Cu-alapú ötvözetek permeabilitás-értékei
a magas hőfokú lágyítás, valamint a megeresztés után**

Jelölés	Analízis			Gyors hűtés			Megeresztés		
	Ni	Cu	Mo	μ_1	μ_{\max}	H_c	μ_1	μ_{\max}	H_c
A3	76,2	—	3,1	6 000	35 000	0,036	26 000	145 000	0,014
A5	76,45	—	4,7	2 000	40 000	0,028	39 000	150 000	0,012
B3	79,45	—	2,95	6 000	30 000	0,065	40 000	300 000	0,012
B5+	79,25	—	4,8	12 000	80 000	0,015	91 000	475 000	0,005
C3	81,15	—	2,25	6 000	30 000	0,055	22 000	170 000	0,016
C5	81,25	—	4,55	31 000	140 000	0,013	47 000	270 000	0,008
D3	77,35	2,05	3,3	17 000	85 000	0,026	47 000	440 000	0,007
D5+	78,05	2,0	5,1	30 000	150 000	0,012	90 000	730 000	0,004
E3+	76,3	5,0	3,15	20 700	123 000	0,019	92 000	680 000	0,004
E5+	76,55	5,0	5,5	22 000	115 000	0,011	110 000	620 000	0,0032
F3	71,35	7,15	2,85	2 000	20 000	0,047	26 000	100 000	0,015
F5	75,55	6,9	4,8	7 000	40 000	0,036	15 000	110 000	0,02
G3	78,2	9,0	2,92	9 000	25 000	0,044	11 000	65 000	0,024
G5	77,95	9,1	4,8	7 000	20 000	0,036	13 000	50 000	0,019
H3+	73,65	10,2	3,2	37 000	120 000	0,012	105 000	350 000	0,005
H5	74,4	10,0	4,8	30 000	180 000	0,011	60 000	255 000	0,007
J3	68,15	12,0	2,85	6 000	30 000	0,04	16 000	80 000	0,018
J5	68,05	12,15	4,8	6 000	30 000	0,026	20 000	95 000	0,011
K3	71,0	14,0	3,0	33 000	190 000	0,006	92 000	370 000	0,0035
K5	71,8	13,95	5,35	18 000	145 000	0,0085	50 000	230 000	0,006
L3	75,1	13,2	3,0	8 000	30 000	0,042	12 000	60 000	0,017
L5	74,5	13,55	4,95	9 000	30 000	0,021	22 000	70 000	0,011

hőkezelése, amellyel 20—26 000 kezdeti permeabilitást sikerült elérnünk, mégpedig több mint fél tonnás mennyiséggel, minden anyagválogatás nélkül, amikor is a kezdeti permeabilitás 20 000 alá csak ritkán esett. Ezt az értéket azelőtt csak drága és nem veszélytelen hidrogénes hőkezeléssel értük el.

Kísérleti anyagainkat precíziós áramváltókban és mágneses erősítőkben már többször jó eredménnyel kipróbálták és alkalmazták.

Meggyőződésünk, hogy olyan egyszerűbb lágy mágneses anyagok, mint a permalloy-C és Mumetall permeabilitása a hőkezelési eljárások további tökéletesítésével tovább növelhetők. Minthogy azonban ezek az anyagok nem olyan tiszta és drága alapanyagokból készülnek, mint a szupermalloy, 100 000 nagyságrendű kezdeti permeabilitások valószínűleg nem lesznek elérhetők. De a jelenlegi értékek 200—300%-os növekedése könnyen elképzelhető, ami jelentős anyagmegtakarítást jelent. Ennek következtében a felhasználási területeken a berendezések önköltsége csökken, és ugyanakkor a berendezések korszerűbbekké is válnak.

ÖSSZEFOGLALÁS

A Csepel Fémmű által jelenleg gyártott permelloy-C anyagokból egyszerű N_2 -es hőkezeléssel a 20 000 körüli kezdeti permeabilitást elérhetjük. Ezeket a hőkezeléseket a Vasipari Kutató Intézetben sorozatban végeztük. Ipari bevezetését a Váci Híradástechnikai Gyárban tervezzük.

Az M 1040-es ötvözetnek 30 000-ről és a szápermalloy-nak 40 000-ről az 50—100 000-es kezdeti permeabilitásra történő elérése a következő évi programtervünkben szerepel.

I R O D A L O M

1. Boothby, O. L.—Bozorth, R.: J. Appl. Phys. 18 (1947) 173.
2. Assmus, F.—Pfeifer, F.: Z. f. Metallkunde. 42 (1951) 294.
3. Neumann, H.: Arch. techn. Messen J. 66—22 (1943) T 151.
4. Assmus, F.—Pfeifer, F.: Metallwirtschaft und Technik. 1953. März. 189—191.
5. Assmus, F.: Soft Magnetic Materials for Telecommunications. London 1953, 218—224.
6. Bozorth, R.: Ferromagnetism. 1951.
7. Stanley, J.: Metallurgy and Magnetism.

LÁGY MÁGNESES FERRITEK

DR. PATAKY BALÁZS

DK 538.22: 549.73

Alig 15 éve lépett a híradástechnika alapanyagai közé a kerámiai anyagok egy új csoportja: a ferritek. Ma már világszerte több ezer tonna ferritet gyártanak. Ezt a rohamos fejlődést a híradástechnikai ipar, ezen belül a rádiógyártás, a televízió fejlődése, a miniatürizálásra való törekvés okozták. A frekvenciahatárok növelésével ugyanis a vasmagokkal szemben támasztott követelmények egyre nőnek. Lemezelt vasanyagok néhány kilociklus felett a növekvő örvényáram-veszteségek miatt már nem jöhetnek szóba. A lemezvastagság csökkenésével csökken az örvényáram-veszteség, de ennek technológiai és gazdasági határai vannak. Ezenfelül vékony lemezekkel rossz kitöltési tényezőt lehet elérni. A fémek porításával néhány megahertzig az örvényáram-veszteségek elfogadható értéken tarthatók, de a szükséges szigetelőanyag miatt a permeabilitás számottevő, 100, sőt ez alá az érték alá való csökkenése árán.

Nagyfrekvenciás alkalmazás szempontjából a nagy fajlagos ellenállású, nem fémes alapú mágneses anyagok jöhetnek számításba. A frekvenciaskálát néhány kilohertzről 50, sőt újabban 300 megahertzig a különféle ferrittípusokkal lehet áthidalni. Ezenfelül külön ferrittípusokat használnak a mikrohullámú technikában 4000—10 000 megahertzig.

A ferritkutatás az Intézetben 1954-ben kezdődött el. Célja elsősorban a rádiótechnikai célokra alkalmas ferrittípusok kidolgozása volt. A kutatás során 9 ferrittípus került kidolgozásra (136. táblázat).

A hazai átviteltechnikai igények kielégítésére 1958—59-ben az átviteltechnikai igényeket kielégítő M 1100 és M 550 típusú ferritanyagokat dolgoztuk ki. A lágy mágneses ferritek fejlesztésével párhuzamosan folyt az izotróp, majd az anizotróp báriumferrit mágnesek gyártásának kidolgozása is, továbbá több speciális tulajdonságú típus, pl. négyszögletes hiszterézisgörbéjű, kapcsolástechnikai, mikrohullámú típusok kutatása.

Ahhoz, hogy a ferritek ma már szerteágazó területén megfelelően tudjunk tájékozódni, vizsgáljuk meg szerkezeti felépítésüket.

A ma használt ferritek kémiaiilag levezethetők a természetben is előforduló és már régen ismert magnetitből ($\text{FeO} \cdot \text{Fe}_2\text{O}_3$), oly módon, hogy a kétvegyértékű vasat közel azonos ionrádiuszú fémekkel (pl. Ni, Mn, Cu, Li, Mg,

136. TÁBLÁZAT

Megnevezés	Alkotók	μ_0	Telítés, Gauss	Telítési tér- erősség, Oe	$\text{tg } \delta / \mu_0$ 10^6	kHz-nél	$\text{tg } \delta / \mu_0$ 10^6	MHz- nél	Fajlagos ellen- állás, ohm cm	Curie- hőfok, C°	$\frac{\Delta\mu_0}{\mu_0^2 \Delta T}$	Megfelelő külföldi típus
M 850	Mn—Zn	850	3300	10	10	50	110	1	80	150	$4,5 \cdot 10^{-6}$	Philips III C 2.
M 600	Mn—Zn	600	3200	10	10	80	90	1	80	150	—	Manifer V.
M 250	Mn—Zn	250	—	—	30	100	400	3	80	—	—	—
M 120	Mn—Zn	120	—	—	50	500	200	4	100	125	—	Manifer I.
N 200	Ni—Zn	200	3300	20	80	500	1100	10	10^5	240	$15 \cdot 10^{-6}$	Philips IV. B.
N 100	Ni—Zn	100	2800	30	120	1000	1000	14	10^5	260	$20 \cdot 10^{-6}$	Philips IV. C.
N 50	Ni—Zn	50	2500	60	130	1000	1000	25	10^5	370	$30 \cdot 10^{-6}$	Philips IV. D.
N 20	Ni—Zn	20	1900	80	480	2000	700	30	10^5	400	$40 \cdot 10^{-6}$	Philips IV. E.
Mg 10	Mg—Zn	10	—	—	850	2000	2200	25	—	400	—	Manifer XI.
M 1100	Mn—Zn	1300	3800	10	2	10	10	0,1	100	140	$2 \cdot 10^{-6}$	Siemens 1100 N22
M 550	Mn—Zn	600	4000	10	12	200	90	1,6	100	150	$3 \cdot 10^{-6}$	Siemens 550 M25
N 11	Ni—Zn	3800	1600	10	—	—	$\mu_{\text{max}} = 8$	12 000	—	70	—	—

Zn) helyettesítjük. Ebben az esetben köbös szimmetriájú kristályrácsú ferritet kapunk. Ilyen felépítésűek a lágymágneses ferritek. Abban az esetben azonban, ha lényegesen nagyobb, 1 Å feletti ionrádiuszú fémekkel helyettesítjük a kétértékű vasat, mint pl. Ba, St, Pb esetében, hexagonális szerkezetű, nagy kristályanizotrópiájú keménymágneses ferriteket kapunk. Ezek közül az utóbbi típusok közül csak a hazánkban is gyártott báriumferrit nyert széles körű alkalmazást.

A lágymágneses ferritek köbös kristályrácsának vázát 32 szorosan illeszkedő oxigénatom alkotja. Ezen az elemi cellán belül pedig kétfajta szimmetriájú üreget találunk, mégpedig 16 oktaédes és 8 tetraédes üreget. Ezekben az ún. alrácsokban vannak a fémionok.

A fémionok elhelyezkedése szerint kétféle spinellszerkezetről beszélhetünk: a normál és az inverz spinellről. A normál spinellszerkezetenél a kétvegyértékű fémionok a tetraédes helyeket, amíg a háromvegyértékű fémek az oktaédes helyeket töltik be. Az inverz spinelleknél a kétvegyértékű fémionok az oktaédes helyekre kerülnek, amíg a tetraédes helyeket és a fennmaradó oktaédes helyeket háromvegyértékű fémionok töltik be. Ezek az utóbbi rács típusú ferritek ferromágneses tulajdonságokat mutatnak, amíg a normál spinellszerkezetű ferritek, pl. a cinkferrit antiferromágneses.

A ferritek mágnességének elméletét Néel dolgozta ki. Az elmélet a kísérleti adatokkal összeegyeztethető, és jól magyarázható vele az a tény, hogy a cinkferrit, bár antiferromágneses, más ferritekbe beépítve magasabb mágnesezési értéket ad. Ezért a gyakorlatban a keverékferritek, ezek közül is elsősorban a Mn-Zn- és a Ni-Zn-alapúak tettek szert nagyobb jelentőségre.

A Ni-Zn-ferritek fajlagos ellenállása 10^5 ohm cm felett van. Ez az oka annak, hogy rádiófrekvenciás célokra (2–100 MHz) Ni-Zn-ferriteket használnak. Az Intézetben kidolgozott típusok jelentős része Ni-Zn-ferrit.

A Mn-Zn-alapú ferritek fajlagos ellenállása viszonylag alacsony, 10^2 körüli érték. Átviteltechnikai célokra azonban pár száz kiloherzig nagy kezdő permeabilitásuk és kedvező veszteségi értékük miatt előnyösen alkalmazhatók.

A mikrohullámú és négyszögletes hiszterézisgörbájú Mg-Mn-alapú ferritek fajlagos ellenállása pedig 10^9 ohm cm feletti érték.

A ferritek hátrányos tulajdonsága egyéb fémes anyagokkal szemben az alacsony 800–5000 gauss telítési érték, annál is inkább, mivel a telítés éppen úgy, mint a kezdő-permeabilitás erősen függ a hőfoktól. A permeabilitás hőfoktényezője, mint a 136. táblázatban láthatjuk, egyes Ni-Zn-ferriteknél elérheti a $40 \cdot 10^{-6}$ értéket. Csupán az átviteltechnikai ferrittípusoknál sikerült $2,5 \cdot 10^{-6}$ érték alá szorítani, ami a szűrőkben való alkalmazásnál lényeges követelmény.

A ferritek előállítási technológiája

A ferritek előállítása tipikusan kerámiai módszerekkel történik.

Számos eljárás ismeretes, amelyek azonban csak a kiindulási alapanyagokban különböznek egymástól.

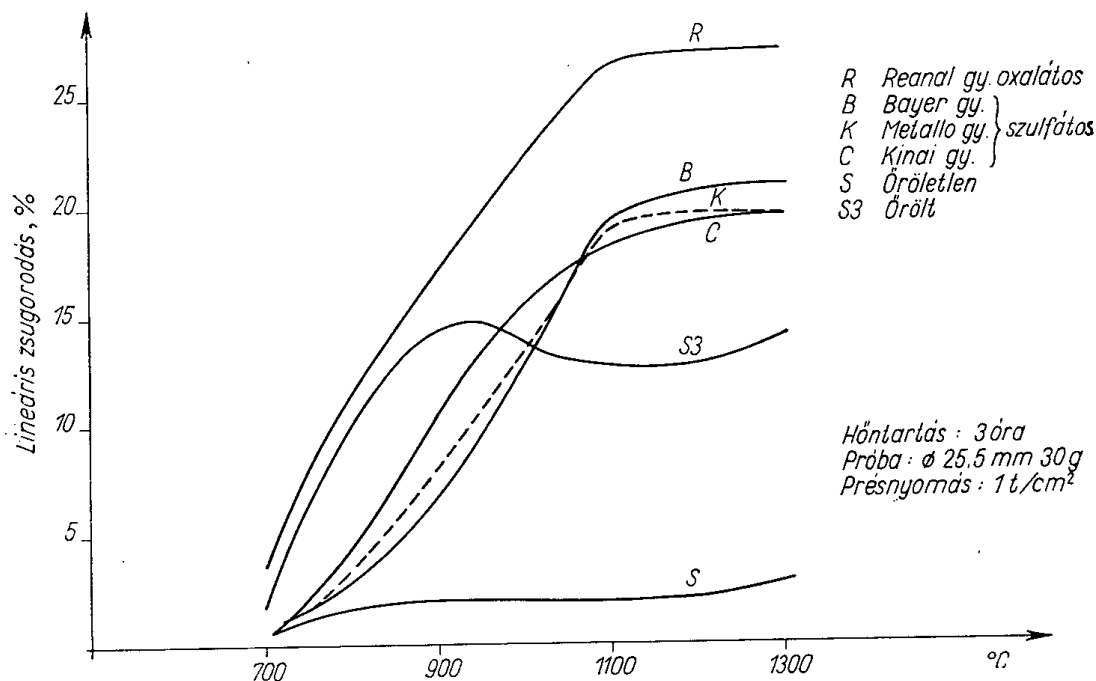
A kiindulás történhet:

a) A megfelelő fémek oxidjának, karbonátjának vagy nitrátjának megfelelő arányban, golyós malomban való nedvesen vagy szárazon történő összekeverésével.

b) Megfelelő összetételű fémsók oldatából való kicsapással.

A hazai kísérletek elkezdésekor, 1954-ben a leggazdaságosabbnak látszó és legegyszerűbb a) pont alatti módszerből indultunk ki.

A kísérletek célja a hazai ipar által akkor használt külföldi ferrittípusok előállítása volt. Minthogy hazai gyártású vasoxid, mangánkarbonát, cinkoxid



234. ábra. Vasoxidok zsugorodása a hőfok függvényében

és nikkeloxid rendelkezésre állt, és a későbbi gyártáshoz is elegendő mennyiség látszott biztosítottnak, ezért ezekből az alapanyagokból indultunk ki. Egyes külföldi országok, ahol a nikkeloxid beszerzése nehézségekbe ütközik, lítium-ferriteket dolgoztak ki. Hazai körülmények között azonban a nikkeloxid hulladékból könnyebben előállítható, míg a lítiumvegyületeket külföldről kell beszerezni.

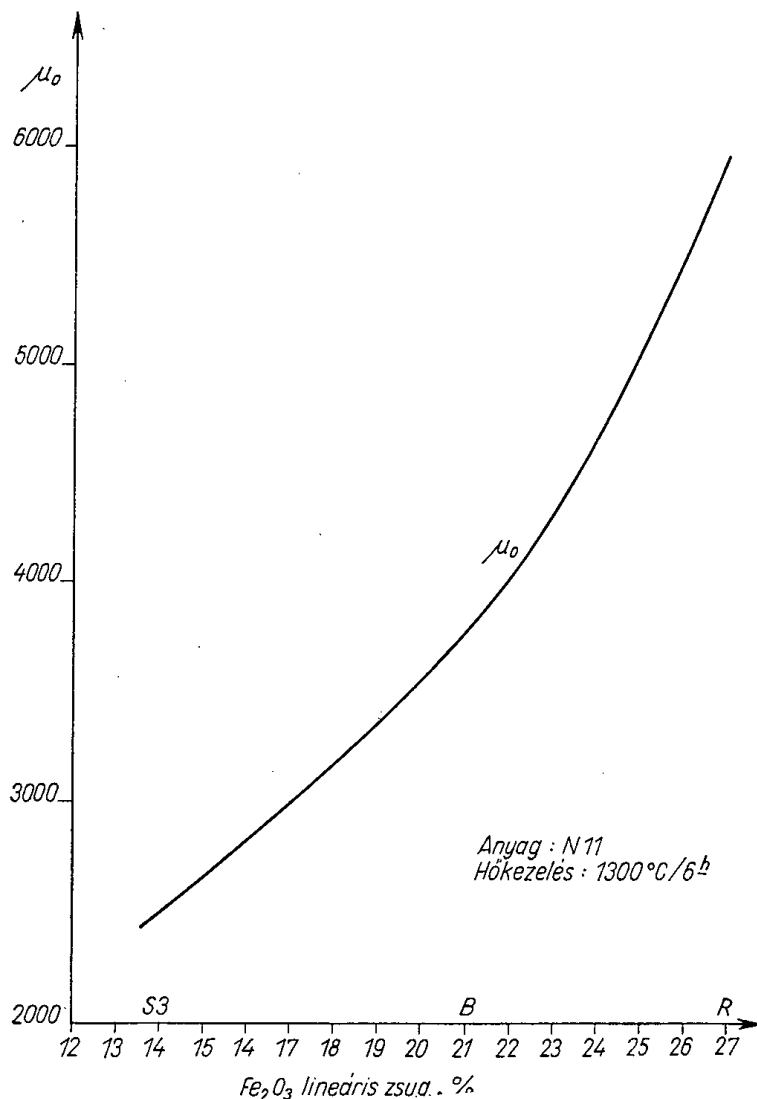
Az alapanyagokat megfelelő arányú összemérés után a homogén keveredés céljából golyós malomban nedvesen kevertük össze.

Ennél az eljárásnál azonban csak vízben nem oldható fénoxidokat vagy vízben oldhatatlan vegyületeket, pl. mangánkarbonátot lehet használni.

A keveréket a víz eltávolítása után leszártuk és 900–1000°C-on előizzítottuk a karbonát elbontása, illetve a ferritképződés megindítása érdekében.

Az előizzítást célszerűen újabb örlés követi, majd a ferritport a préselést könnyítő anyaggal (polivinilalkohol, olein) kevertük el. Az alkalmazott faj-

lagos présnyomás viszonylag alacsony: $0,5-1,5 \text{ t/cm}^2$, a darab alakjától és a por minőségétől függően. Hengeres szimmetriájú hosszabb darabokat rúdpréssel készítettünk.



235. ábra. N11-típusú Ni-Zn-ferrit kezdő permeabilitása a vasoxidzsugorodás függvényében

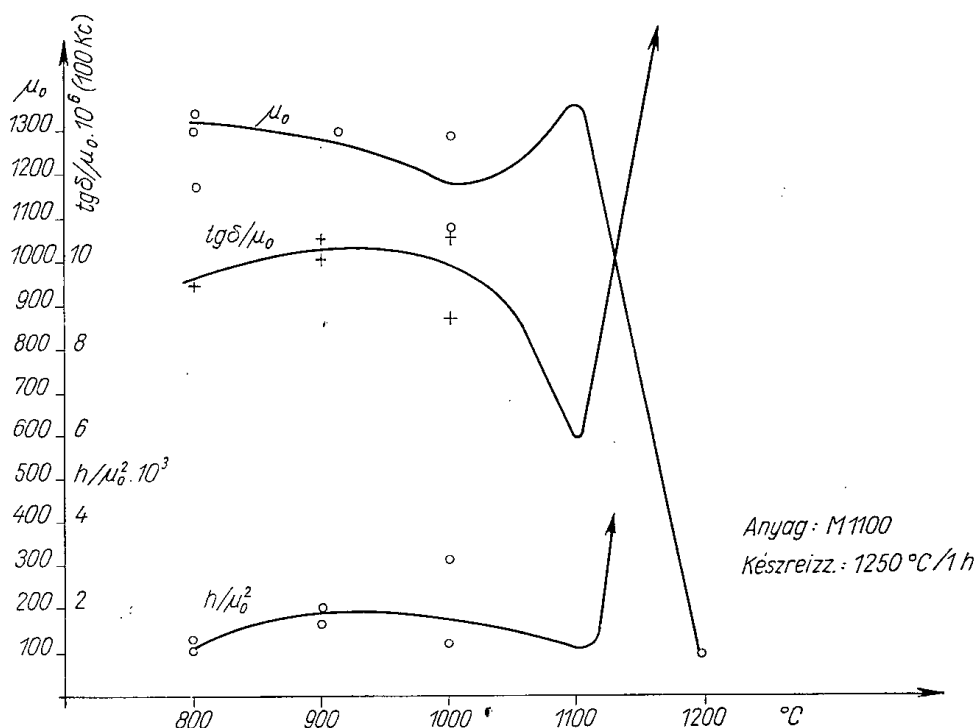
A kiszáritott darabok végső zsugorítása $1200-1350^\circ\text{C}$ -on történik. A zsugorítási hőfok növelésével a darab permeabilitása növelhető, de a veszteségek hatványozott méretű növekedése árán.

A veszteségek alakulására — kísérleteink szerint — a hőkezelésen kívül döntő hatású az alapanyagok tisztasága. Kísérleteinkhez a rendelkezésre álló ipari nyersanyagokat használtuk fel.

Az átviteltechnikai ferrittípusoknál a hazai gyártmányú vasoxid tisztasága nem volt elégséges. Kísérleteink során bebizonyosodott, hogy a szennye-

zéseket egyenként a veszteségek elfogadható értékén való tartásához 0,05% alatt kell tartani. Különösen veszélyesek az alkáliak, ahol a határ 0,01%. A ferritgyártáshoz készült hazai alapanyagszabványok (KGMSZ 627. 571—73.) a fő alkotók arányát 99—99,8%-ban írják elő. A szennyezések nemcsak a veszteségeket befolyásolják károsan, hanem a kezdőpermeabilitást is csökkentik, mégpedig kezdetben rohamos mértékben.

Az alapanyagok tisztaságán kívül döntő jelentőségű azok szemcsefinomsága és reakcióképessége. Kíváncsú, hogy az alapanyagok szemcsefinomsága 1 μ alatt legyen.



236. ábra. M 1100-as ferrittípus mágneses tulajdonságai az előízzítás függvényében

A 234. ábrán különböző vasoxidok lineáris zsugorodását tüntettük fel a hőfok függvényében, ami aktivitásukra jellemző. Az S3 jelű vibrációs malomban való őrléssel készült 60 μ -os szemcsenagyságú kiinduló anyagból (S) a C, K, B, jelű vasoxidok vasszulfátból, az R jelű vasoxalátból készült.

Az S3, B és R jelű azonos tisztaságú vasoxidokból készült keverékek kezdő permeabilitását láthatjuk a 235. ábrán, N 11-es jelű Ni-Zn-ferrit esetében. A technológiai körülmények egyébként azonosak voltak. Látható, hogy a vasoxid aktivitásának megnövelésével a kezdő permeabilitás 2500-ról 6000-re volt növelhető a N 11-es típusnál.

Az alapanyagok tulajdonságain kívül legfontosabb az összetétel. A kezdő permeabilitás a sztöchiometriai összetétellel nagymértékben változik és éles optimumot mutat. Az előírt összetételt ezért 0,2% pontossággal kell betartani.

A technológiai tényezők közül az összetétel után az izzítás hatása jelentős. Az előizzítás célja a ferritképződés megindítása, továbbá a karbonátok elbontása. A létrejövő ferritesírák számától függ a ferritképződés lefolyása a készre izzítás során. Alacsony előizzítási hőfok esetén a ferritképződés durva nagyméretű krisztallitokhoz vezet. A veszteségek szempontjából, különösen a hiszterézis-veszteségre való tekintettel ez káros. Célszerűek az egyenletes, apró,



237. ábra. M1100-as ferrittípusról készült töretfelvétel 9500 \times -os nagyítással [1]



238. ábra. M850-es ferrittípusról készült töretfelvétel 10 000 \times -es nagyítással

kb. 5 μ -os ferritkrisztallitok. Ezt az előizzítás és készreizzítás hőfokának összehangolásával lehet biztosítani.

Célszerű kb. 150 C° hőfokkülönbség, mint a 236. ábrán láthatjuk. Az ábrán M 1100-as ferrittípus mágneses jellemzői vannak felvéve az előizzítás függvényében. A készreizzítás 1250 C°-on történt. A különböző előizzítási hőfokon készült minták közül az 1100 C°-on előizzított minta kezdő permeabilitása

optimumot mutat. A veszteségek ugyanennél a hőfoknál éles minimumot mutatnak. Az ily módon készült M 1100-as anyag teljesen megfelel a Siemens 1100 N 22 típus 1300-as kezdőpermeabilitású legújabb változatának.

A Mn-Zn ferritek vizsgálata során elektronmikroszkópiai töretfelvételeket készítettünk. A 237. ábra az M 1100-as anyag töretét mutatja; látható, hogy zárványmentes homogén anyag.

A szennyezettebb alapanyagokból készült M 850-es ferrittípusról készült töretfelvételt láthatjuk a 238. ábrán. A krisztallit-felületeken és magában a krisztallitban jól megfigyelhetők a zárványok alakjában kiváló szennyezők.

A Mn-Zn-ferritek tulajdonságait nagymértékben befolyásolják a végső zsugorítás körülményei, különösen a lehűtés atmoszférája. Az MnO ugyanis nem stabilis, és lehűtés közben feloxidálódik. Különösen a 600–1000 C° közti hőmérsékleti intervallum veszélyes ebből a szempontból, levegőn való izzításnál a lehűlés során Mn_3O_4 , illetve α Fe_2O_3 keletkezik, amely kiválva rontja a mágneses tulajdonságokat, különösen a hiszterézis veszteségeket. A lehűtés közbeni oxidáció mértéke a darab felület- és térfogat-arányától függ.

Az oxigén helyes mennyiségének megválasztása a legfontosabb, de egyben legnehezebb technológiai feladat.

Gyakorlatban úgy valósítható meg, hogy a hűtést vákuumban vagy semleges gázatmoszférában végzik, biztosítva, hogy a semleges gáz, legtöbb-ször nitrogén, csupán 0,001%-nyi oxigént tartsalmazzon, ami megfelel $5 \cdot 10^{-2}$ Hg mm vákuumnak.

Nagy kezdő permeabilitású ferritek gyártásának előfeltétele a Fe_2O_3 kisfokú redukciója, amit az FeO-tartalom százalékában szokás kifejezni, ami az Fe_3O_4 és a ferrit magnetostrikciójának kölcsönös kompenzálása miatt szükséges. A redukció kívánt fokát legpontosabban vákuumban történő lehű-téssel érhetjük el. Kísérleteinket Mn-Zn-ferriteknél a fenti módon végeztük.

A kemencéből készreizzítás után kikerült ferritek általában szürkés-fekete színűek. A Mn-Zn-alapúak levegőn izzítva kristályos felületet mutatnak. A zsugorítás alatt a préselt darabok 10–25% zsugorodást szenvednek. Emiatt a mérettolerancia nagyobb daraboknál néhány tized mm, kisebb daraboknál a méretek 3%-a. Vetemedések is előfordulnak, ezért pontosabb illesztés esetén a légrések elkerülése végett az illesztett felületeket meg kell munkálni. Mint-hogy a ferritek keménysége az üvegét megközelíti, csak köszörüléssel lehet megmunkálni.

Kidolgoztuk a lágy mágneses ferritek síkköszörülési technológiáját, továbbá hangolómagok menetköszörülését csúcsnélküli köszörűgépen.

A kidolgozott típusok és megmunkálási módszerek ipari bevezetését 1957-ben kezdtük meg a váci Híradástechnikai Alapanyagok Gyárában. A kísérleti gyártást a helyszínen rendelkezésre álló, nagyrészt laboratóriumi berendezésekkel kezdtük el. A típusok reprodukálása után kezdtük el a hangoló-rudak és csavarok és televíziós eltérítő rozetták gyártásának előkészítését.

A szükséges gépi felszerelés specifikációit átadtuk, és közreműködtünk egy évi 40 t kapacitású ferritüzem tanulmányi és kiviteli tervezésében.

1958-ban a beérkezett gépek és berendezések üzembeállításával elkezdődött az üzemszerű gyártás. Feldolgozásra került kb. 10 t ferritalapanyag. A gyártás közben felmerült nehézségek elhárításában részt vettünk.

Mindezek eredményeképpen 1958-ban már csökkent a ferritimport, és 1959-re lehetővé vált a televíziós készülékgyártáshoz szükséges 35 t ferritalkatrész hazai gyártása.

Azóta a termelés rohamosan emelkedett és 1961-ben elérte az évi 120 tonnát.

ÖSSZEFOGLALÁS

A ferritek kristályszerkezetének tárgyalása után a lágymágneses ferritek tulajdonságait részletezi a cikk.

Az előállítási technológiát tartalmazó rész kitér az alapanyagok tisztasági előírásaira.

Az ismertetett eljárás ipari bevezetésének eredményeképpen a váci Híradástechnikai Alapanyagok Gyárában felépült ferritüzem a hazai lágymágneses ferritszükséglet zömét, kb. évi 120 t-t, fedezi.

NÉGYSZÖGLETES HISZTERÉZISGÖRBÉJŰ FERRITEK FEJLESZTÉSE ÉS FELHASZNÁLÁSA

SOLYMÁR JÁNOSNÉ

DK 538.22: 549.73

Rövid tartalom:

A Vasipari Kutató Intézetben kidolgozott négyszögletes hiszterézisgörbéjű ferritanyagok típusorozata, amelyen belül a koercitív erő 1,2 Oe-től 0,35 Oe-ig fokozatosan csökken. A típusorozat tulajdonságainak és felhasználási lehetőségeinek ismertetése.

A porkohászati eljárással előállítható oxidmágnese anyagok között a négyszögletes hiszterézisgörbéjű ferritek jelentékeny csoportot alkotnak. Ezek a ferrittípusok kiválóan alkalmasak elektronikus számítógépekben az impulzusok tárolására, betöltve a „mágneses emlékezés” szerepét. Felhasználhatók az automata telefontechnikában és általában a kontaktus nélküli-kommutáció elvén működtetett elektro-automatikus berendezésekben, mint a logikai vezérlő- és kapcsolóegységek elemei. Világszerte régóta folynak olyan kísérletek, amelyek célja a berendezések meghibásodását leggyakrabban okozó mozgó mechanikai érintkezések kiküszöbölése. Az eddig ismert érintkezésmentes elemek közül a négyszögletes hiszterézisgörbéjű elemek egyszerű szerkezetükkel és nehéz üzemviszonyok közt is maximális megbízhatóságukkal tűnnek ki. Ebben a tekintetben felülmúlják az elektroncsöveket és a tranzisztorokat is.

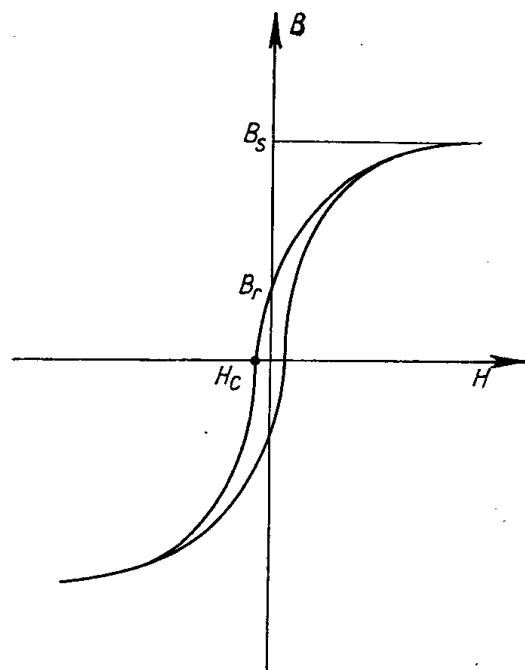
A négyszögletes típusú ferriteknek a hasonló mágneses jellemzőjű fémes mágnesekekkel szemben még az az előnyük is van, hogy nagyon kis helyet foglalnak el, előállításuk pedig sokkal olcsóbb. A beépítésre kerülő alkatrészek igen kis méretű gyűrűk vagy különböző alakú transzfluxorok.

1. A hiszterézisgörbe négyszögességének eredete

A mágneses anyagokat a régebbi irodalomban általában mágneseesen lágy és kemény anyagokra osztották. Ma már egyre gyakrabban találkozunk a hármas: mágneseesen lágy, négyszögletes hiszterézisgörbéjű és mágneseesen kemény anyagokra történő felosztással. A négyszögletes görbéjű típus-

csoportot tulajdonképpen a lágy mágnesek családjából emeljük ki. A megkülönböztetés indokolásául hasonlítsuk össze a lágy mágnesekre jellemző hiszterézishurok alakját (239. ábra.) egy négyszögletes jellegű hiszterézisgörbével. Miközben a görbék menetét nyomon követjük, idézzük a jelenség fizikai értelmezését:

A ferromágneses anyagok mágnességének forrása olyan tartományok fennállása, amelyeken belül az egyes atomok mágnesezési vektorjai rendezettek anélkül, hogy külső erőter hatna rájuk. A spontán mágnesezési tartomá-



239. ábra. A lágymágnesekre jellemző hiszterézisgörbe

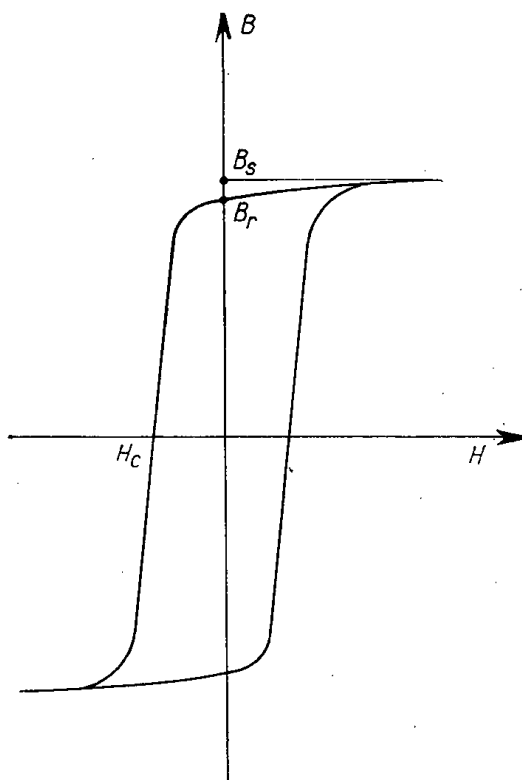
nyok — a domének — létezése az atomok közötti kvantummechanikai jellegű kicserélődési erők hatásának eredménye. Az egyes domének nagysága és alakja, a domének közötti falak vastagsága, a mágnesezési vektorok irányainak eloszlása az egymással szomszédos tartományokban, négyféle energia kölcsönhatásától függ.

Ez a négyféle hatóerő:

- a kicserélődési energia,
- a kristályanizotrópia-energia és az alakanizotrópia,
- a mechanikai feszültségek energiája,
- a mágneses energia.

A mágnesezetlen ferromágneses testben az egyes doménekben belül a mágnesezési vektorok iránya egyezik a kristályok könnyű mágnesezési tengelyének irányával. Ennek következtében a rendezetlen polikristályos szerkezetű anyagokban az eredő mágnesezés természetesen zérus. Ebben az állapotban a felsorolt négyféle energia összege minimális értékű.

A doménszerkezetű anyagokban külső mágneses erőter hatására bizonyos idő múlva új doméneloszlás jön létre. Az erőter irányához közeli mágnesezési irányokban a tartományok méretei megnagyobbodnak, majd a térerősség további növelésekor — a mágnesezési görbe hajlatán túl — a domének mágnesezési vektorai elfordulnak és igyekeznek a külső erőter irányával párhuzamosan beállni. Elég nagy térerősség esetén valamennyi mágnesezési vektor a külső mágneses erőter irányával egyezően rendeződik, eléri a mágneses telítettség állapotát.



240. ábra. Négyzetes jellegű hiszterézisgörbe

Meg kell jegyeznünk, hogy a ferritek — jóllehet mágnességük eredete a spinellszerkezetű kristály A és B alrácsa közötti antiferromágneses természetű reakciókban van — szintén doménszerkezetűek, és a külső mágneses erőterben a ferromágneses anyagokhoz hasonlóan viselkednek; a ferromágnesekre vonatkozó minden észrevétel általánosságban a ferritekre is vonatkozik.

A mágnesesen lágy anyagok a külső mágneses erőter hatásának megszűnésekor részlegesen lemágneseződnek. A lemágneseződés mértéke a B_r remanens indukció-érték és a B_s telítési indukció viszonyyszáma. B_r/B_s értéke lágy-mágnesek esetében 0,3–0,7.

Nézzük most a négyzetes hiszterézisgörbét (240. ábra.). Itt a remanencia és a telítési indukció aránya sokkal nagyobb, ideálisan 1-hez tartó érték. Az előbbi, karcsú S alakú görbével szemben a hiszterézishurok emelkedő ága függőlegesen nagyon meredek, visszatérő szakasza pedig vízszintesen

kevésbé tér el a H -tengely irányától. A felmágnesezett test tehát az erőtér megszűnése után is nagymértékben megőrzi mágnességét.

Feltehető a kérdés: mik a fizikai feltételei annak, hogy a mágneses anyagnak négyszögletes mágnesezési hurokja legyen?

Goodenough szerint a szükséges feltételek kvantitatíve az

$$L \cdot J_s^2 (\cos \Theta_1 - \cos \Theta_2)^2 < 60 \sigma_w$$

egyenlőtlenségből állapíthatók meg, amelyben L a szemcse közepes átmérője; J_s a telítési mágnesezés; Θ_1 , Θ_2 a mágnesezési vektorok s az egymással szomszédos szemcsék közös határára húzott merőleges közötti szögek; σ_w az ellentétes irányú mágnesezési vektorokból álló doméneket elválasztó fal, azaz a 180° -os ún. Bloch-fal összegezett felületi energiasűrűsége.

Az összefüggés szerint az anyag mágnesezési görbéje csak akkor lehet négyszögletes, ha az L , J_s vagy $\cos \Theta_1 - \cos \Theta_2$ paraméterek közül legalább az egyik a lehető legkisebb lesz.

A ferromágneses fémanyagok hiszterézishurokjának négyszögletességét úgy érik el, hogy a szalag alakú anyagnak bizonyos effektív mágneses anizotrópiát adnak, amelyet mágneses textúrának is szokás nevezni.

A texturált anyagok esetében $\cos \Theta_1 - \cos \Theta_2 \rightarrow 0$. A mágneses textúra előállításának gyakorlati szempontból két jelentős módszere van. Az egyik, a hengerlési anizotrópia létrehozása, természetesen ferritek esetében nem valósítható meg. A másik általánosan használt módszer a domének orientálása mágneses erőterben végzett hőkezelés útján. Elterjedt vélemény volt, hogy az eljárás előfeltétele az anyag viszonylag magas Curie-hőmérséklete. Újabb kutatások azonban kimutatták, hogy az aránylag alacsony $100-300^\circ \text{C}$ közötti Curie-pontú ferritek esetében is el lehet érni a négyszögletes hiszterézisgörbét termomágneses texturálás révén, elsősorban egyes eredetileg perminvar hurkú ferrittípusoknál.

A külső erők hatásából eredő mechanikai feszültségek és a belső feszültségek is előidézhetik a hiszterézishurok négyszögességét. Mechanikai feszültségek alkalmazásával négyszögletes jelleget lehet elérni például a Ni—Zn-ferritek esetében, amelyeknek Br/B_s tényezője normális körülmények között 0,5 értékű. Ez a jelenség az anyag magnetosztrikciójával kapcsolatos, ugyanis ahogy a mágnesező erőter hatása a test geometriai méreteinek változását vonja maga után, ugyanúgy a mechanikai feszültségekből eredő rugalmas alakváltozások hatása alatt a testek beljében bizonyos effektív mágneses erőterek jönnek létre, amelyek mágneses anizotrópiához s ennek révén négyszögletes hiszterézishurokhoz vezetnek.

A gyakorlatban széles körben elterjedt négyszögletes jellemzőjű Mg—Mn—Zn-ferriteknél a mágnesezési hurok négyszögességét a vegyi összetétel és a zsugorítási viszonyok megválasztása útján állítják elő. A Goodenough-formula feltételei közül a szemcseméret változásait lehet befolyásolni a porkohászati technológiával, a lehűtési sebesség helyes beállításával pedig elő lehet idézni bizonyos belső feszültségeket. Goral lengyel kutató ezeket a ferrittípusokat „természetes” négyszögferriteknek nevezi. Rámutat, hogy a feszültségek mesterséges bevezetésével vagy termomágneses texturálás útján kifejlesztett négyszögletes hurkú ferritmagoknak a „természetes” négyszöges-

ségű Mg—Mn-ferritekhez képest nagyobb az átbillenési idejük, és nagyobb H_m térerősségnél érik el optimális négyszögességüket. Ez a magyarázat arra, miért a Mn—Mg—Zn-alapú négyszögferritek eddig a legjelentékenyebb négyszögferrit-típusok.

2. A Vasipari Kutató Intézetben folytatott négyszögferrit-kutatás eredményei

A Vasipari Kutató Intézet Különleges Anyagok Osztályán folytatott négyszögferrit-fejlesztési munkánk során mi is a mangán-magnézium-, illetve a mangán—magnézium—zink-tartalmú ferrittípusok előállításával foglalkoztunk. A kísérletek kezdeti szakaszában a Magyar Tudományos Akadémia Számítástechnikai Kutató Csoportjával, majd később a Beloiannis Híradástechnikai Gyár Telefonfejlesztési és Átviteltechnikai Fejlesztési Osztályával működünk együtt, amennyiben a szükséges elektromos méréseket ők végezték, és a megfelelőnek talált anyagokat készülékfejlesztési kísérleteikhez fel is használták.

Első feladatunk egy-egy tárolómag- és kapcsolómag-típus kidolgozása volt.

A tárolómagokkal szemben támasztott követelmények a következők: 50 Hz frekvencián, kvázistatikus mérismód esetén 2 Oe gerjesztésnél:

$$\begin{aligned} B_m &\geq 1800 \text{ G} \\ H_c &\leq 1,2 \text{ Oe} \\ Br/B_m &\geq 0,9 \\ R_s &\geq 0,75 \end{aligned}$$

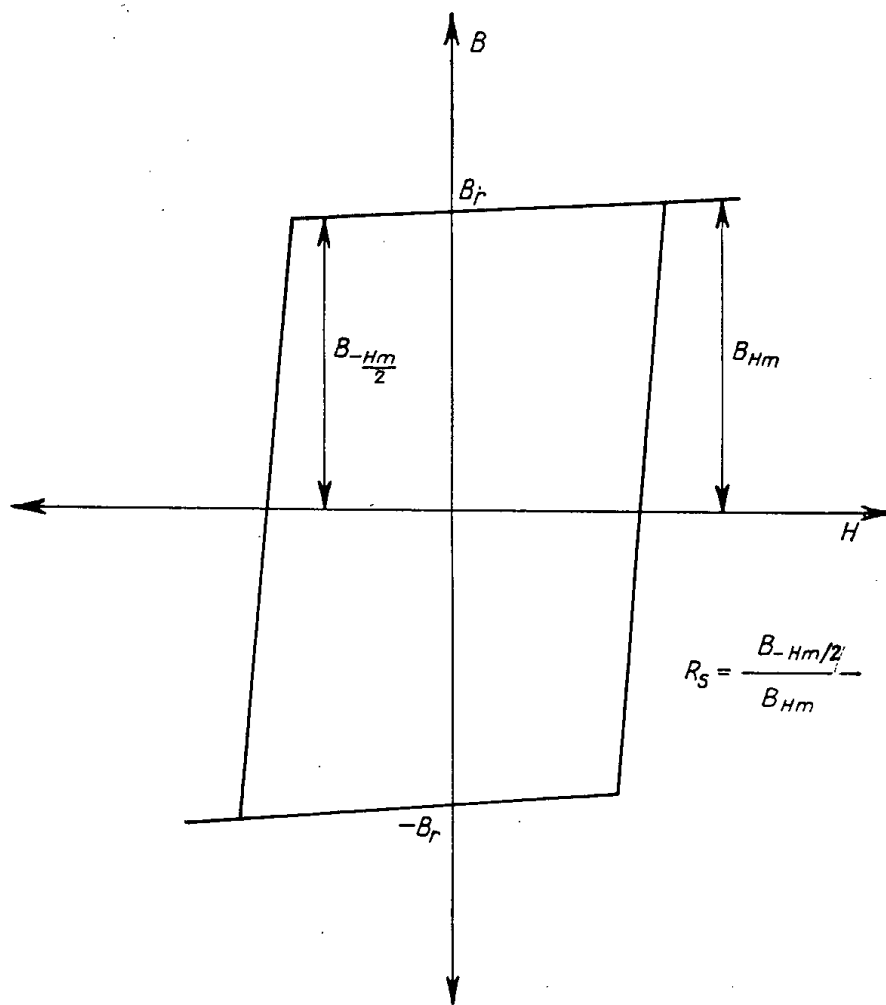
30 kHz frekvencián, dinamikus mérismód esetén 2 Oe gerjesztésnél:

$$\begin{aligned} B_m &\geq 1800 \text{ G} && \text{(a váltakozó irányú mágneses erőtér hatása} \\ H_c &\leq 1,8 \text{ Oe} && \text{mindenekelőtt abban jut kifejezésre, hogy} \\ Br/B_m &\geq 0,9 && \text{a frekvencia növekedésével a } B-H \text{ görbe} \\ R_s &\geq 0,75 && \text{kiszélesedik, a koercitív erő megnő.)} \end{aligned}$$

Az anyag előállításával foglalkozó kutató számára ezek a fizikai paraméterek nyújtják a legmegbízhatóbb támpontokat. A hiszterézisgörbéről leolvasható, teljesítheti-e a ferritmag az adattárolás feladatát (241. ábra).

A megfelelő minőségű anyagból készített kis gyűrűk, toroidtekercsek magjaként alkalmazva, a tekercsbe érkező áramlökés által indukált mágnesességüket korlátalan ideig megőrzik. A maradó mágnesezettség olyan nagymértékű, hogy a hiszterézisgörbe felső ága csaknem párhuzamosan halad a vízszintes tengellyel, a Br/B_m érték 0,9—0,95. Ellenkező irányú mágnesezés esetén is csak meghatározott nagyságú impulzus hatására veszti el mágnesezettségüket, de ekkor hirtelen ellenkező polaritásúvá váltanak át. Ezt a tulajdonságot a hiszterézisgörbe függőleges oldalainak meredeksége reprezentálja. Az átváltás ideje mikroszekundum nagyságrendű, tehát nagyon gyors működésű gép építését teszi lehetővé. Ha a ferritmag — Br indukciónak megfelelő állapotát következetesen pl. „0” adatnak, a $+ Br$ állapotát pedig „1”-nek értelmezzük, akkor úgy tekinthetjük, hogy amíg a mag — Br állapotban van, a „0” adatot tárolja, a $+ Br$ remanencia viszont azt jelenti, hogy a mag az „1” adatot „őrzi emlékezetében”. Az elektronikus számítógépekben ezáltal aritmetikai műveletek végezhetők, kettes számrendszerben. Amikor a Br indukcióra mágnesezett mag tekercsén eléggé nagy negatív irányú áramim-

pulzust eresztünk át akkor a szekunder tekercsen feszültségimpulzus jelenik meg. Ilyenkor leolvastuk az „1” adatot. Azok az áramimpulzusok, melyeknek amplitudója nem elég nagy a mag teljes átmágnesezéséhez, a szekunder tekercs kapcsain zavaró jeleket hoznak létre. Ezért a hurok négyszögessége adattárolás céljára akkor kielégítő, ha a negatív irányban ható 0,5-szörös



241. ábra. A R_s tényező értelmezése

H_m térerősséghez tartozó indukció és a periodikus gerjesztés csúcsértékéhez tartozó indukcióértékek hányadosa sokkal nagyobb 0,75-nél. Képletben kifejezve: R_s négyszögletességi tényező $= \frac{B_{(-0,5 H_m)}}{B_{Hm}} \gg 0,75$.

Mennél nagyobb a ferritmag R_s tényezője, annál biztosabb, hogy csak a hasznos jelek befolyásolják a remanenciaállapotot. A fizikai paramétereken kívül az üzemi paraméterek is fontosak, elsősorban az átbillenési idő, azaz definiálva: a végtelenül meredek felfutó élű mágnesező impulzus bekapcsolo-

lásának időpontja, s a között az időpont között eltelt idő, amelyben a kimenő feszültség a csúcserőérték egytizedére csökken. Az emlékező magok átbillenési idejét rendszerint az R_s maximumhoz tartozó optimális H_m térerősségre vonatkozóan határozzák meg.

A négyszögletességi tényezők impulzus-mérései olyan impulzussorozatok révén történnek, amelyek utánozzák a mag adattárolási viszonyait. A mérő-sorozat felépítése a mag rendeltetésétől függ. A különféle alkalmazásokban ugyanis különféle jelek amplitúdóviszonyai érdeklik a felhasználókat. A jelek meghatározott összefüggésben maradnak a hurok négyszögletességi tényezői-vel, miközben a magra H_m és $-0,5 H_m$ térerősség hat.

Az adattároló készülékekbe beépítésre kerülő ferritmagok 1 mm-től néhány mm-ig terjedő külső átmérőjű gyűrűk. Ebből a típusból

$$\begin{aligned} D &= 2 \text{ mm} \\ d &= 1,5 \text{ mm} \\ h &= 1,0-1,5 \text{ mm} \end{aligned}$$

méretű gyűrűket kellett előállítanunk (242. ábra). A megfelelő anyagössze-tétel keresésével párhuzamosan meg kellett a sajtolás problémáját is oldanunk. Az Intézetben készítettünk egy kis présautomatát, amely laboratóriumi méretekben használható volt a 2 mm átmérőjű gyűrűk sajtolásához (243. ábra). Mivel a kibernetikusok is szívesebben dolgoztak a könnyebben kezelhető, 3 mm átmérőjű gyűrűkkel, a későbbiek folyamán gyógyszeripari tablettázó-préseket alakítottunk át 3, 4, 7 és 12 mm átmérőjű gyűrűk sajtolásához (244. ábra).

A $\text{MnO}-\text{MgO}-\text{Fe}_2\text{O}_3$ háromalkotós rendszer vizsgálatát irodalmi ismeretek és szovjet tanulmányúton szerzett tapasztalatok birtokában kezd-hettük el. A tárolómag céljaira megfelelőnek talált összetételünk elméletileg tiszta mangán-magnézium-ferrit. A továbbiak során ezt az összetételi pontot alapnak tekintve ZnO és CaO adagolásával igyekeztünk még kedvezőbb tulajdonságú tároló típusokat előállítani, illetve a kis koercitív erejű kapcsolómag típust kidolgozni.

A kapcsolómagoknak az alábbi mágneses jellemzőkkel kell rendelkezniük:

50 Hz frekvencián 2 Oe gerjesztésnél mérve

$$\begin{aligned} B_m &\geq 2500 \text{ G} \\ Br/B_m &\geq 0,87-0,88 \\ H_c &= 0,3-0,35 \text{ Oe} \end{aligned}$$

30 kHz frekvencián 2 Oe gerjesztésnél mérve

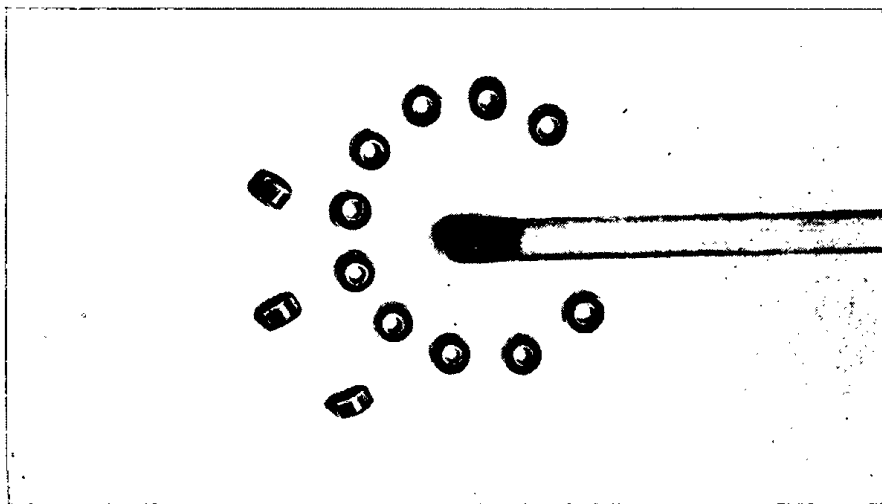
$$\begin{aligned} B_m &\geq 2500 \text{ G} \\ Br/B_m &\geq 0,87-0,88 \\ H_c &= 0,7-0,75 \text{ Oe} \end{aligned}$$

A gyűrűméretek:

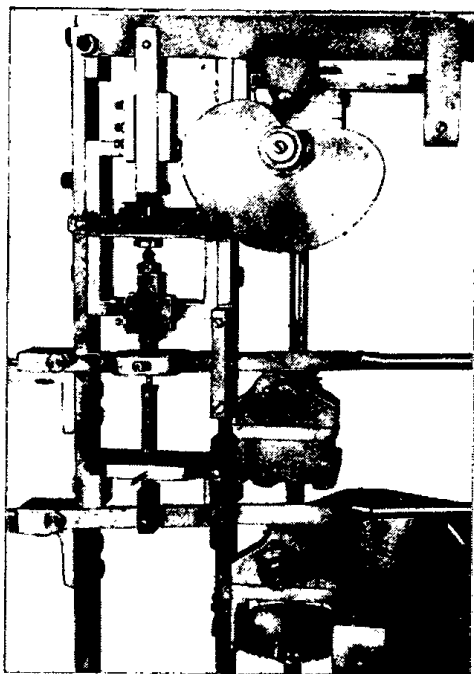
$$\begin{aligned} D &= 4 \text{ mm} & D &= 7 \text{ mm} \\ d &= 2,5 \text{ mm} & d &= 4 \text{ mm} \\ h &= 1,6-2,0 \text{ mm} & h &= 1,6-2,0 \text{ mm} \end{aligned}$$

A követelmények indoklásául tárgyaljuk röviden az egyik felhasználási mód sajátosságait:

Elemi együtemű kapcsolósejtekbe a kapcsolási funkció megvalósításához négyszöghiszterézisű és nagy permeabilitású ferritek egy meghatározott séma szerint kerülnek beépítésre. A kapcsoló mag mágnesezéskor természetesen a négyszögletes hiszterézishurokkal jellemzett állapotba kerül. A $+Br$ állapothoz itt is az „1” adat, a $-Br$ állapothoz pedig a „0” adat tartozik. A hemenő tekercsbe érkező áramlökés, a „bejövő információ” a magot „1” állapotba juttatja, ahonnan az ún. ütemező impulzus hozza vissza a „0” állapotba.

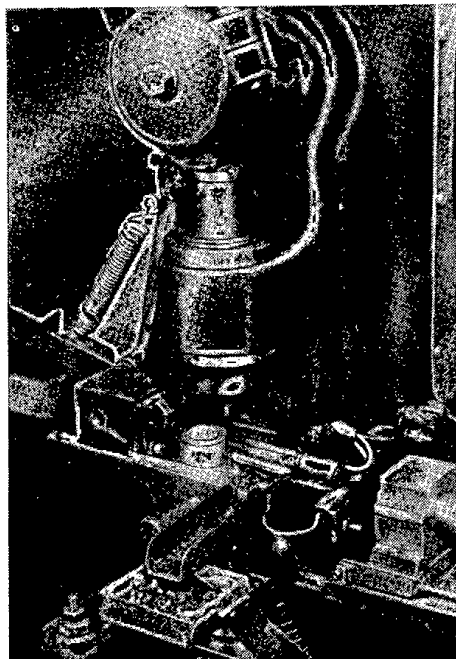


242. ábra. $D = 2$ mm; $d = 1,5$ mm; $v = 1$ mm méretű tárolómagok



243. ábra. Laboratóriumi présautomata ($\varnothing 2$ mm-es gyűrűk sajtolásához)

Az indukcióváltozáshoz tartozó feszültség a kapcsolómag kimenő tekercsén jelenik meg. A kimenő tekercssel paralel kondenzátor van kapcsolva, amely az ütemező impulzusok közti szünetekben feltöltődik, és a fojtón keresztül kisül, felmágnesezve az utána következő sejt alapmagját. Ilyenformán történik tehát az információ továbbadása. Az alapmag kimenő tekercsével szembe van kapcsolva a kompenzáló mag kimenő tekercse, ami a zavaró jeleket nagymértékben kompenzálja. Ennek a kapcsolási módnak éppen ez a legfőbb eredménye, itt a „zaj” lényegesen kisebb, mint a kompenzálást nem tartalmazó rendszerekénél.



244. ábra. Tablettázó présautomata (\varnothing 3, 4, 7 és 12 mm-es gyűrűk sajtolásához)

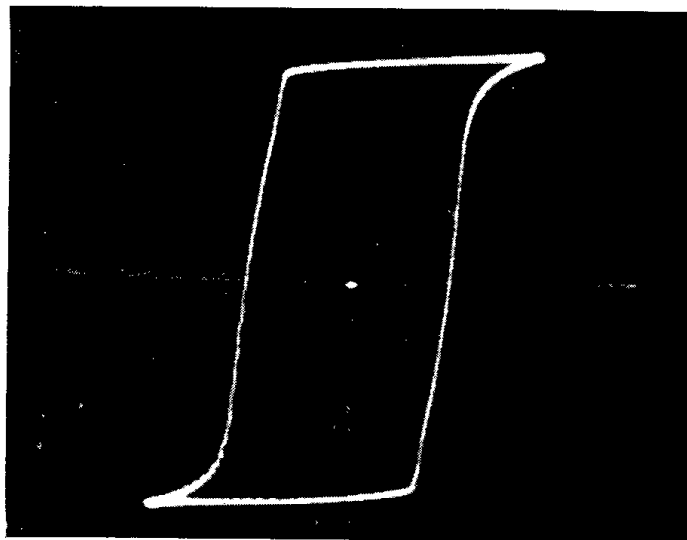
A röviden vázolt működési mechanizmusból következnek az alkalmazható négyszögferritek ismérvei:

Kis koercitív erő, hogy kicsi legyen a kapcsoláshoz szükséges energia; nagy telítési indukció nagy kimenő feszültség eléréséhez. Nem szükséges speciálisan magas Br/B_m viszony, hiszen a zajimpulzusok kompenzálása a kapcsolási mód egyik alapvető jellemzője. A kis koercitív erejű típusoknál H_c kisebb, mint a H_m 0,5-szöröse, ezért R_s tényezőjük nincsen.

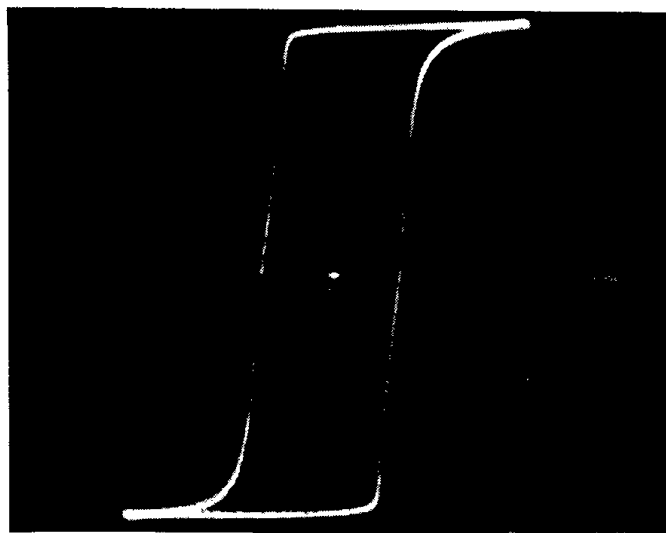
Természetesen sok más kapcsolási megoldás képzelhető el. Az irodalomban számos „mágneses regiszternek” nevezett egység ismertetése jelenik meg. A mágneses regiszterek lényegükben sorba kapcsolt adattároló egységek láncolatai, amelyek a bemenetre adott „1” és „0” jelek tetszőleges kombinációját továbbítják.

A koercitív erő csökkentésére irányuló kísérleteink folyamán típusorozat alakult ki, amelyen belül a koercitív erő 1,2 Oe-től 0,3 Oe-ig fokozatosan csökken, a telítési indukció 2000–2500 G között van, a relatív remanens indukció (Br/B_m) pedig nem csökken 0,87 alá.

A sorozat fizikai jellemzőinek ismertetése. Az anyagok elnevezésénél a betűjelek az összetételre utalnak, a számok pedig a kísérletsorozatra. Az elméletileg tisztán mangán—magnézium-ferriteknél a *K* betűjelzést használtuk, mivel több külföldi, főként szovjet típus esetében ez a leggyakoribb jelölés tároló célokra alkalmas magokra. A *Z* és *C* betű egyszerűen azt tünteti fel, hogy az adag MnO—MgO és Fe_2O_3 -on felül ZnO -t és CaO -t is tartalmaz.

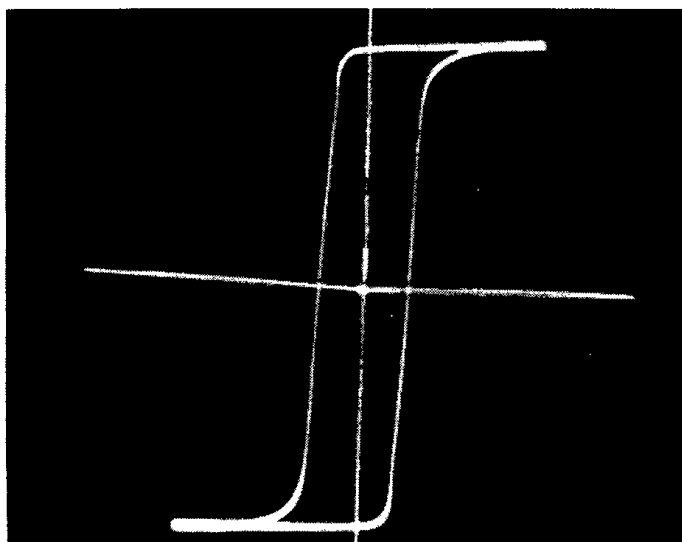


245. ábra. A *K21* típusra jellemző hiszterézisgörbe

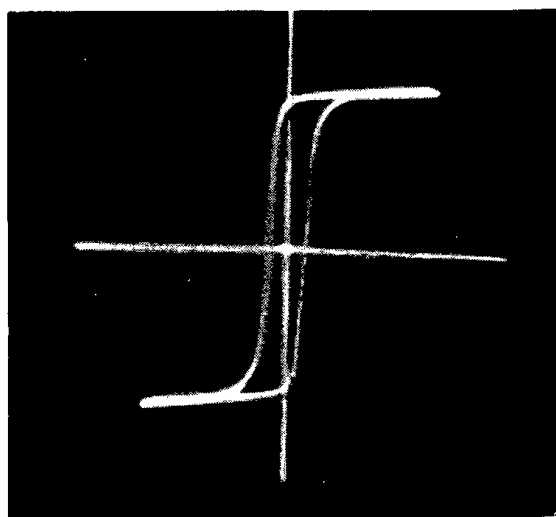


246. ábra. A *Z1* típusra jellemző hiszterézisgörbe

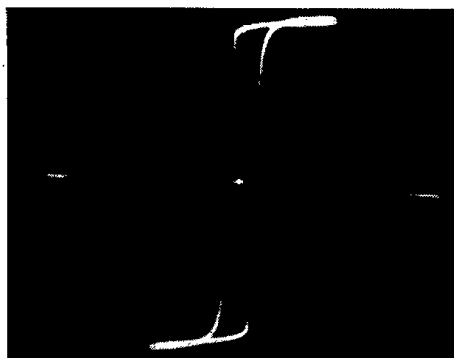
A csak mangán—magnézium-tartalmú ferritek körében nagyon jó összetételnek bizonyult a *K21* jelű anyag. A 2 Oe-es gerjesztéshez tartozó anyag maximális indukciója átlagosan 2000 G-on felül van, koercitív ereje kisebb 1,2 Oe-nél, relatív remanens indukciója nagyobb 0,93-nál, R_s tényezője



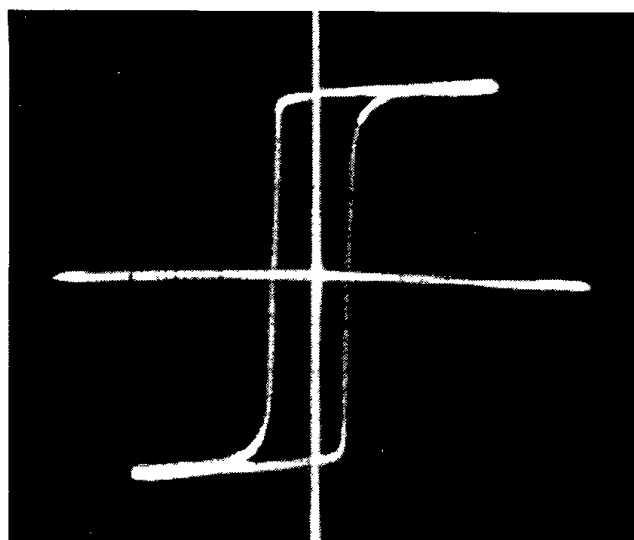
247. ábra. A Z2 típusra jellemző hiszterézisgörbe



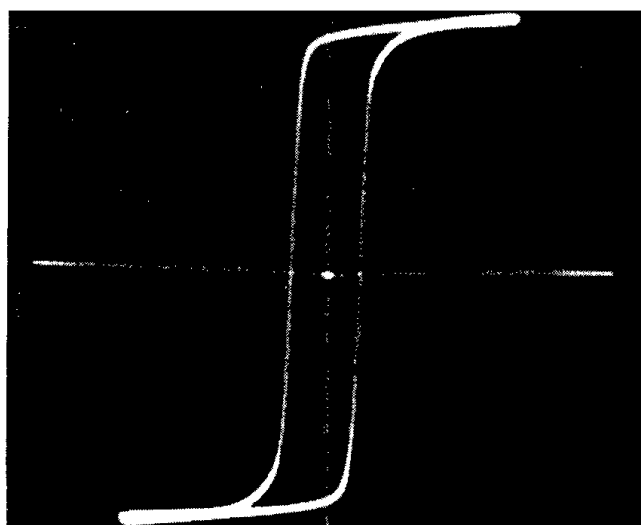
248. ábra. A Z195 típusra jellemző hiszterézisgörbe



249. ábra. A Z175 típusra jellemző hiszterézisgörbe



250. ábra. A CZ1 típusra jellemző hiszterézisgörbe

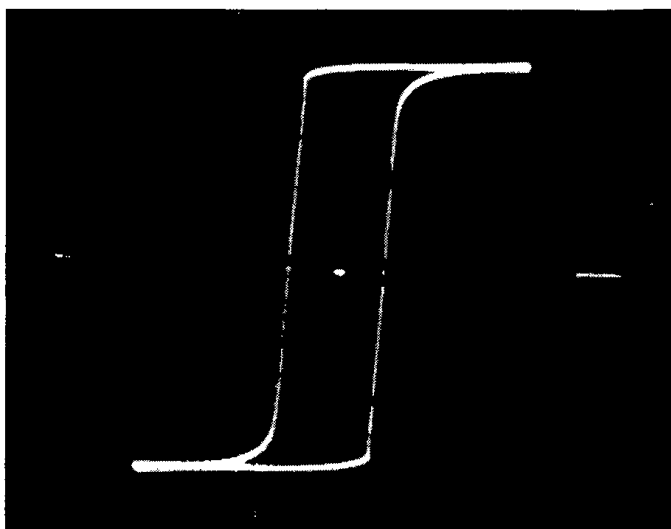


251. ábra. A CZ15 típusra jellemző hiszterézisgörbe

pedig 0,6—1,3 Oe gerjesztés zónában nagyobb 0,75-nél. R_s maximumja — H_m optimum 1 Oe-nél — 0,9. Átbillenési ideje 1,6 μ sec (245. ábra).

	H_c Oe	B_m G	Br/B_m	R_{smax}	H_{mRemax} Oe	τ μ sec
K21	1,0—1,2	2000	0,93	0,9	1,0	1,6
Z1	1,0—1,14	2000	0,94	0,82	0,77	1,9
Z2	0,8—0,9	2200	0,94	0,85	0,9	2,0
Z195	0,28—0,35	2500	0,9			
Z175		2200	0,88			

A Z jelzésű anyagminőségek sorrendben egyre több ZnO-t tartalmaznak. Megfigyelhető, hogy a ZnO adagolása a koercitív erő csökkenését és a telítés növekedését együttesen eredményezi, nagyobb mennyiségben azonban a négyszögesség leromlását vonja maga után (246–249. ábra).



252. ábra. A CZ351 típusra jellemző hiszterézisgörbe

A ZnO és CaO együttes adagolásával előállított típusaink tulajdonságai (250–252. ábra):

	$H_c O_e$	$B_m G$	B_r/B_m
CZ1	0,4–0,42	2500	0,92
CZ15	0,35–0,4	2500	0,9
CZ351	0,5–0,55	2000	0,96

Ezeknek az adatoknak a közlésével választékot nyújtunk azoknak a felhasználóknak, akikkel a kutatások során nem voltunk kapcsolatban. Eddig is bizonyos népszerűsége tett szert a Z1-típus, amelyet a BHG Mikrohullámú Fejlesztési Osztálya talált céljaihoz megfelelőnek; a Z195 típust a BHG Telefonfejlesztési Osztálya a kísérleti automata telefonközpontok építéséhez használja fel; a CZ1 típusból több ezer darab került beépítésre a Telefongyár EDLA kutatócsoportjánál, könyveléstechnikai készülékek logikai rendszereibe.

Ugyancsak CZ1 típusú gyűrűket használnak a BHG Átviteltechnikai Fejlesztési Osztályán harmonikus generátorokban a felharmonikusokat keltő tekercs magjaként. A CZ351-es típusból a Telefongyár Vasútbiztosító Laboratóriuma részére a közelmúltban kezdtünk transzfluxorokat készíteni.

Ezekhez az anyagminőségekhez hasonló külföldi típusok a Valvo 1960-as katalógusának alapján:

a FERROXCUBE 6D3 típus körülbelül megfelel a K21 anyagnak de a 2 Oe-en mért maximális indukciója kisebb 2000 G-nál.

A 6D5 típus koercitív ereje, de telítése is kisebb mint a K21-é.

A 6B1 megfelel a Z1 típusnak.

A 6C1 kb. megfelel a Z1 típusnak, telítése azonban kisebb mint a 6B1-é, viszont valamivel négyszögesebb.

A 6F1 igen jó négyszögességű tárolómag típus, koercitív ereje azonban sokkal nagyobb, mint a K21-é.

A 6E1—6E2 megfelel a mi CZ1 típusunknak.

A Vasipari Kutató Intézet számára előírt négyszögferrit-fejlesztési munka eljutott arra a pontra, hogy a kidolgozott technológia üzemi bevezetésére sor kerülhet. Az ipari bevezetés a Váci Híradástechnikai Anyagok Gyárában folyik (egyelőre azonban küszködünk a megfelelő berendezések, elsősorban kis présautomaták hiányával). Elsőként a K21 és Z195 jelű típust állítjuk elő üzemi körülmények között. A továbbiakban pedig azoknak a típusoknak technológiáját veszi át a HAGY, amelyekre a felhasználók igényt tartanak.

A Vasipari Kutató Intézetben a négyszögferritek fejlesztését mágneses regiszterekben használható transzfluxorok kidolgozásával folytatjuk.

ÖSSZEFOGLALÁS

A $\text{MgO-MnO-Fe}_2\text{O}_3$ háromalkotós rendszerben található olyan összetételek, amelyeket ún. „négyszögletes” hiszterézisgörbe jellemez. A ferriteknek ez a csoportja kiválóan alkalmas elektronikus számlálókészülékekhez az impulzusok tárolására, betöltve a „mágneses emlékezés” szerepét.

„Mágneses emlékező kapcsolásokhoz alkalmas ferritanyagok kidolgozása” témával az 1957. évben foglalkoztunk. Kutatásaink során a követelményeknek megfelelő, külföldi típusok adataival jól egyező tulajdonságú anyagot állítottunk elő. A kísérletek 1958-ban folytatódnak, és az év folyamán az MTA Kibernetikai Kutató Csoportja készülõ elektronikus számológépébe általunk előállított emlékező gyűrűket épít be.

A leírás ismerteti a négyszögletes hiszterézisgörbe kritériumait, a $\text{MgO-MnO-Fe}_2\text{O}_3$ -rendszerben a megfelelő összetételek területét. Az eredményeket diagramokban és táblázatban foglalja össze.

IZOTROP BÁRIUMFERRIT MÁGNESEK

DR. PATAKY BALÁZS

DK 666.5: 621.9.01/.02

A stratégiai nyersanyagok — mint pl. Ni, Co, Cu — hiánya miatt széles körű kutatás kezdődött a fenti nyersanyagokat nem tartalmazó oxidmágnesek előállítására. 1952-ben a Philips-laboratórium kutatásainak eredményeképpen jelent meg a világpiacon az oxidkerámiai alapon készült permanens mágnes. A báriumferrit mágnesek kristályainak kémiai összetétele $\text{BaO} \cdot 6\text{Fe}_2\text{O}_3$. Tehát nehezen beszerezhető importfémeket nem tartalmaz. A báriumatomok helyettesíthetők ebben a kristályszerkezetben ólommal vagy stronciummal. Ennek a 3 elemnek ui. közel azonos az ionrádiusza az oxigén ionrádiuszáéval. Gyakorlatilag azonban csak a báriumferrit jön számításba.

1955-ben elkezdett kísérleteink célja a báriumferrit mágnesek gyártástechnológiájának kidolgozása és az iparban alkalmazási területek keresése volt. A kutatás eredményeképpen a hazai izotróp báriumferrit mágnesek ipari bevezetése 1957-ben kezdődött el.

Előállítása vörös vasoxidból (Fe_2O_3) és báriumkarbonátból (BaCO_3) kiindulva, porkohászati eljárással történik. Mivel Rudabánya környékén jelentős baritelőfordulások vannak, aránylag olcsó, teljesen hazai anyagokból készül.

Helyes konstrukció mellett 1 kg báriumferrit mágnessel pl. az alábbi mennyiségű importfémeket lehet megtakarítani:

„Alni 120”-jelű $(BH)_{\max} = 1,1 \cdot 10^6 \text{ G.Oe}$ energiatartalmú mágnes helyettesítése esetén 300 g nikkelt és 48 g vörösrezet.

„Alnico 5”-jelű $(BH)_{\max} = 3,8 \cdot 10^6 \text{ G.Oe}$ mágnes helyettesítése esetén 81 g kobaltot, 52 g nikkelt és 14 g vörösrezet.

A kísérleteinkhez használt kiinduló nyersanyag vörös vasoxid és báriumkarbonát volt. Báriumoxidot azért nem célszerű használni, mert erősen nedvszívó, vízben oldódik, tehát vízesen nem lehet keverni, ami pedig az alkotók homogén keveredésének előfeltétele.

Tapasztalatunk szerint a felhasználható vörös vasoxid Fe_2O_3 -tartalmának legalább 96%-nak kell lennie. A szennyezők közül a SiO_2 -nek 1% alatt, a CaO, az Al_2O_3 , a MnO és a MgO-nak pedig egyenként 0,5% alatt kell lennie. A megengedhető alkáliatartalom 0,1%. Fenti követelményeknek a kereskedelemben kapható technikai kivitel megfelelt.

Különböző tisztaságú báriumkarbonátot használtunk kísérleteinkhez. Jó eredményeket értünk el purum minőségűvel, ahol a BaCO_3 -tartalom 98% felett volt. Technikai báriumkarbonát csak kisebb energiatartalmú mágnesek előállítására alkalmas.

A báriumferrit összetétele a $\text{BaO} \cdot 6\text{Fe}_2\text{O}_3$ képletnek megfelelően 13,8 súlyszázalék BaO és 86,2 súlyszázalék Fe_2O_3 . Ez megfelel 17,1 BaCO_3 -nak és 82,9% Fe_2O_3 -nak. Tapasztalatunk szerint azonban 1%-kal több BaO a mágneses jellemzők lényegtelen csökkenését okozza, ezzel szemben 1%-kal kevesebb BaO -tartalmú mágnes kb. 10%-kal gyengébb minőségű. Ezért biztonsággal néhány tized báriumoxid-felesleggel dolgoztunk.

Az összemért porokat golyósmalomban, nedvesen őröltük 24 óráig, majd a keveréket megszáritottuk. A báriumkarbonátból a széndioxidot a további feldolgozás során el kell távolítani. A báriumkarbonát csupán 1450°C -ra való hevítéssel bomlik szét teljesen báriumoxidra és széndioxidra.

Iparilag ezt a redukciót úgy könnyítik meg, hogy a BaCO_3 -hoz 1–3% kormot kevernek, ami a bomlást elősegíti és a CO_2 -t CO -vá redukálja. Mivel a báriumkarbonát bomlása reverzibilis, ezért a keletkezett CO_2 , illetve CO eltávolításáról gondoskodni kell. A báriumferrit alapkeverékhez — tapasztalatunk szerint — kormot nem célszerű keverni, mert az a vasoxidot redukálja, és nem vesz részt a BaCO_3 bomlásának elősegítésében. Az előzsugorítás célja, hogy a BaCO_3 teljesen elbomoljék és a ferritképződés tökéletesen végbemenjen. Ezért minél magasabb hőfokon kell végezni az előizzítást. Ennek azonban határt szab az a körülmény, hogy a hőfok és az izzítási idő növelésével a báriumferrit kristályok megnőnek, ami az őrlési idő meghosszabbításához, illetve alacsonyabb koercitív erejű mágnesekhez vezet. Röntgenstruktúra-vizsgálataink szerint a ferritképződés teljesen csupán 1300°C -on megy végbe, feltéve, hogy az alkotók homogén keveredése biztosítva volt.

Az előizzított báriumferritet azután őrölni kell, hogy 1μ alatti port kapjunk, ami a nagy koercitív erő előfeltétele. Az őrleést nedvesen, golyósmalomban végeztük. Az őrlési idő növelésével az anyag koercitív ereje nő. Gyakorlati és biztonsági szempontok figyelembevételével 72 órás őrlés a legalkalmasabb.

A megőrölt és megszáritott por préseléskönnyítő anyaggal összekeverve $0,5\text{--}1\text{ t/cm}^2$ fajlagos nyomással préselhető. A préselt darabok szárítására tapasztalatunk szerint jól alkalmazható az infravörös lámpákkal történő szárítás.

Ezután a darabokat készre zsugorítottuk. A készre zsugorítás hőfokát és idejét a kristálynövekedés szabja meg. A kristálynövekedéssel a remanencia növekedése és a koercitív erő csökkenése is együtt jár. Kísérleteink szerint $1150\text{--}1250^\circ\text{C}$ között célszerű a mágnesek végső zsugorítását végezni. A fellépő zsugorodás 13–15%.

A készre zsugorított mágnesek sötétszürke színűek. Mechanikai tulajdonságaik szempontjából a porcelánhoz hasonlítanak, éppen olyan ridegek. Ezért utólagos megmunkálásukra csupán a köszörülés jöhet számításba.

A köszörülést kísérleteink szerint lassú fordulattal, erős vízűtés mellett lehet végezni. A mágnes ugyanis rossz hővezető, és ezért a köszörülésnél fellépő erős helyi felmelegedés hatására megreped, ha állandó hőelvezetésről nem gondoskodunk.

A mechanikai tulajdonságokon hidegen polimerizálódó műanyagokkal történő itatással lehet javítani, felhasználva a mágnes porozitását.

Kísérleteink során sorozatban előállított izotrop báriumferrit mágneseként mért eredmények a következők:

Mágneses tulajdonságok

Remanencia B_r	1800—2100 G
Koercitív erő H_c	1400—1700 Oe
Telítés B_s	4500 G
Energiatartalom $(BH)_{max}$	0,65—0,9 · 10 ⁶ G · Oe

A mágnesek legkedvezőbb munkapontja:

$$B_m = 100 \text{ G}$$

$$H_m = 800 \text{ Oe}$$

Reverzibilis permeabilitás μ_{rev}

≈ 1

Fajlagos ellenállása ρ

10⁸ Ohm cm

Curie-hőfoka

450 C°

Hőfoktenyészője $\frac{\Delta B \cdot 100}{\Delta T \cdot B}$

—0,15%/C°

Mechanikai jellemzők:

Fajsúly

4,5—4,7 g/cm³

Lineáris hőtágulási együtthatója ..

9,10⁻⁶/°C

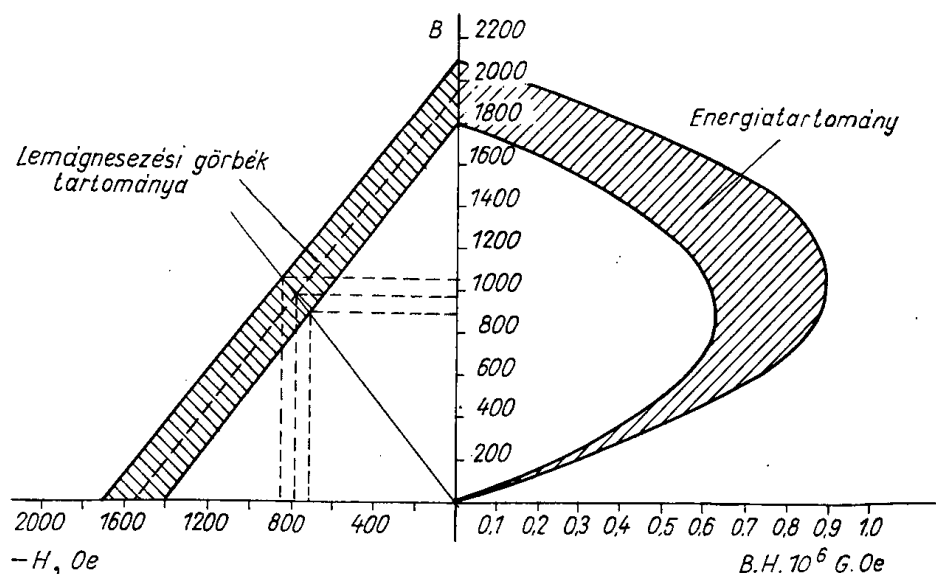
Hővezetőképessége

14 · 10⁻³ · cal/sec/cm/C°

A lemágnesezési görbét és a különböző munkapontokhoz tartozó energiatar-
talmakat az 253. ábra mutatja.

Kísérleteink során elért legjobb eredményünk $B_r = 2310 \text{ G}$, $H_c = 1680 \text{ Oe}$, $(BH)_{max} = 1,02 \cdot 10^5 \text{ G} \cdot \text{Oe}$. Az elméletileg elérhető 1,1 · 10⁶ érték 92%-a.

A fémes mágnesekkel szemben kitűnik a báriumferrit mágnesek alacsony fajsúlya, szokatlanul kis reverzibilis permeabilitása és szigetelőanyagokkal vetekedő magas fajlagos ellenállása.

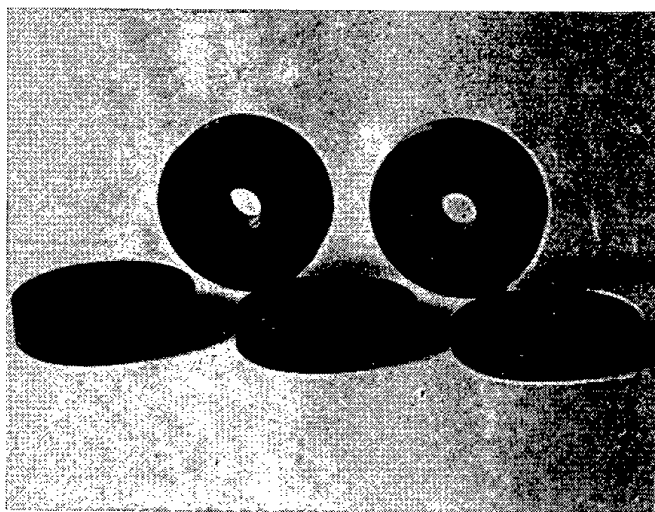


253. ábra. Izotrop báriumferrit lemágnesezési görbéje

Ezek az utóbbi tulajdonságok lehetővé teszik alkalmazását nagyfrekvenciás tekercsek belsejében, pl. előmágnesezési célokra. Aránylag nagy hőfoktényezője miatt pontosabb műszerekben nem használható.

A felmágnesezéshez legalább 8000 Oe térerősség szükséges. Minthogy az anyag permeabilitása közel 1, tehát az erővonalakat nem sűríti magába, a felmágnesező pólussarukat úgy kell kialakítani, hogy felmágnesezés után a kívánt erővonalirányokat kapjuk.

Felmágnesezés után az anyag sem rázás, sem hőmérsékleti ingadozás, sem szórt mágneses mezők hatására nem öregbedik. Lemágnesezni gyakorlati-



254. ábra. Izotrop báriumferrit hangszórómágnesek

lag csak a Curie-pont fölé történő lassú felmelegítéssel és azt követő lassú lehűtéssel lehet.

A kis permeabilitás következtében egymás mellé több pólust lehet felvinni a mágnesekre, és kiképzett pólusokra sincs szükség. Ez a gyártást, a prészerszámokat nagymértékben leegyszerűsíti.

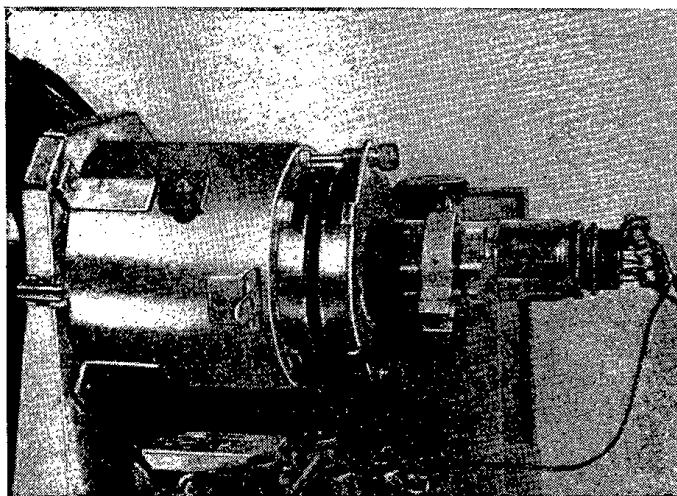
Alkalmazások

Báriumferrit mágnesekre való áttérés az eddig használt fémes mágnesek helyett a méretek megváltoztatásával jár együtt.

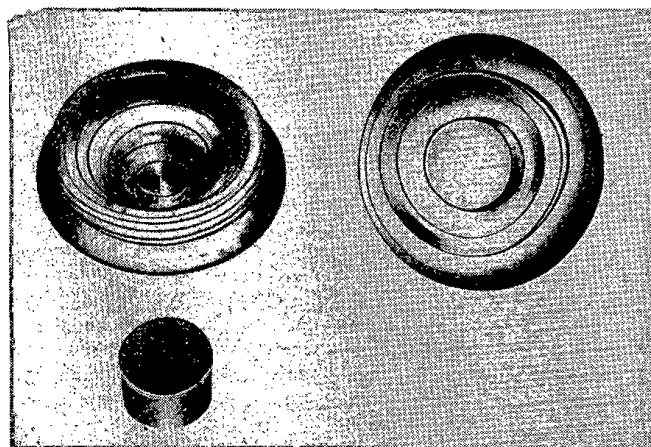
A nagyobb koercitív erő és kisebb remanencia miatt nagyobb keresztmetszetű és rövidebb mágnesek adódnak a számítások során, és így a szerkezeti hossz is előnyösen csökken. Ugyanakkor a kisebb fajsúly miatt a mágneskör súlya legtöbb esetben nem növekszik.

A híradástechnikában ezeket a mágneseket ezideig hangszóró mágnesek, fókuszáló mágnesek és ioncsapda mágnesek céljaira használták fel.

Hangszóró mágnesekből \varnothing 68, \varnothing 95 és \varnothing 130 mm-es méretekben 0,5—1,5—3 W-os hangszórók céljaira készítettünk báriumferrit mágneseket. Ezek közül a legáltalánosabban használt 1,5 W-os hangszóróknál 8—10 000 G-os légrésindukciót sikerült elérni (254. ábra).



255. ábra. Izotrop báriumferrit fókuszáló mágnesek



256. ábra. Olajleeresztő csavarba épített izotrop báriumferrit olajszűrő mágnes

Televíziós képcsövek fókuszálásához szintén sikerrel próbáltuk ki a báriumferrit fókuszáló mágneseket (255. ábra).

Televíziós képcsövek ioncsapda mágneseihez pedig nagyobb mennyiségben felhasználásra is kerültek báriumferrit mágnesek. Egyéb elektrotechnikai alkalmazások szempontjából a kerékpárdinamó mágnesek céljaira való felhasználások is sikerrel jártak. Az öntött Alni mágnesekkel egyenértékű eredményeket lehetett elérni hengeres báriumferrit mágnesekkel.

Mérőműszerekben történő alkalmazására az EKM által gyártott frekvenciamérőben került sor mint polarizáló mágnesre.

Jól használhatók a báriumferrit mágnesek kismotorokban. Szinkron motorban való alkalmazásával jelentősen megnőtt a motor nyomatéka.

Alkalmazási területként szóba jöhetnek a gyújtómágnesek, tachométer-mágnesek, mágneses felfogó és rögzítő berendezések.

Nagy koercitív erejük miatt kiválóan alkalmasak a báriumferrit mágnesek olajszűrő mágnesek céljaira. Motorblokkba, sebességváltóba beépítve, az olajban levő vasport, vasdarabokat kiszűrik és a motor kopását lényegesen csökkentik. Kísérleteink alapján a Csepel-motorok nagy részében már báriumferrit olajszűrő mágneseket alkalmaznak (256. ábra).

Ezen kívül még mágneses játékokban is alkalmazhatók.

A kidolgozott gyártástechnológiát átadtuk a Keményfémipari Vállalatnak, ahol félüzemi berendezésekkel több tonna báriumferritet gyártottak. A gyártás átprofilírozása folytán később a Kőbányai Vas- és Acélöntödénél folytatódott a báriumferrit mágnesek gyártása. A gyár azóta az Intézetben kidolgozott anizotróp báriumferrit mágnesekkel együtt jelenleg évi kb. 70 tonna báriumferritet gyárt.

ÖSSZEFOGLALÁS

A cikk ismerteti az izotrop báriumferrit mágnesekkel megtakarítható importanyagokat. Felsorolja a báriumferrit mágnesek kiinduló alapanyagait, a kikísérletezett gyártási technológia főbb lépéseit. Az elért mágneses eredmények felsorolása után az alkalmazási területekkel foglalkozik behatóan.

A KERÁMIAI LAPKA SZEMNAGYSÁGA ÉS FORGÁCSOLÁSI TULAJDONSÁGAI KÖZÖTTI ÖSSZEFÜGGÉS VIZSGÁLATA

DR. SZAKÁCS GYÖRGY
a műszaki tudományok kandidátusa

DK 666.5: 621.9.01/.02

A) Bevezetés

A korszerű technológiák alkalmazása napjainkban egyre nagyobb követelményeket támaszt a szerszámanyagokkal szemben.

Az utóbbi évtizedben, főleg az utóbbi években új szerszámanyag jelent meg majdnem minden jelentős ipari államban: a kerámia. Jelentősége a szakirodalom [1—5] szerint a forgácsoló szerszámanyagok területén jó kopásállósága, nagy keménysége és hőállósága-hőszilárdsága miatt, ridegsége és kis hajlítózilárdsága ellenére egyre nő.

A kísérleti lapkák forgácsolási vizsgálata során egyes azonosnak mondható technológiával előállított sorozatokon belül az esztergálási éltartamban nagy különbségeket mértünk [6]. A lapkasorozatok minősítésének pontossága érdekében kutatni kellett az esztergálási éltartam-mérések szórásának okait: a lapka szemcsenagyság-egyenletességét, az élezés módját stb.

B) Célkitűzés

A vizsgálatok két fő részre tagozódnak:

1. A szemcsenagyság és az éltartam,
2. az élezés és a lapka kopása közötti összefüggés vizsgálata.

1.1 Vizsgáltuk, hogy a laboratóriumi viszonyok között, adott gyártástechnológiával — különböző zsugorítási hőmérsékleten — előállított LC-típusú kerámiai lapkasorozatokban milyen összefüggés található a lapka forgácsolási jellemzői és a lapka szemcsenagysága között.

1.2 Vizsgáltuk, hogy az 1.1 szerinti összefüggések érvényesek-e a Pyrocor üzemi gyártmányaira. Ha igen, akkor a rövid forgácsoló minősítés mennyisége csökkenthető, ami jelentős anyagmegtakarítást jelent.

1.3 Vizsgáltuk, hogy a rendelkezésre álló külföldi kerámiai lapkák tulajdonságai az 1.1 pontban megismert összefüggésekhez hasonló jellegűek-e.

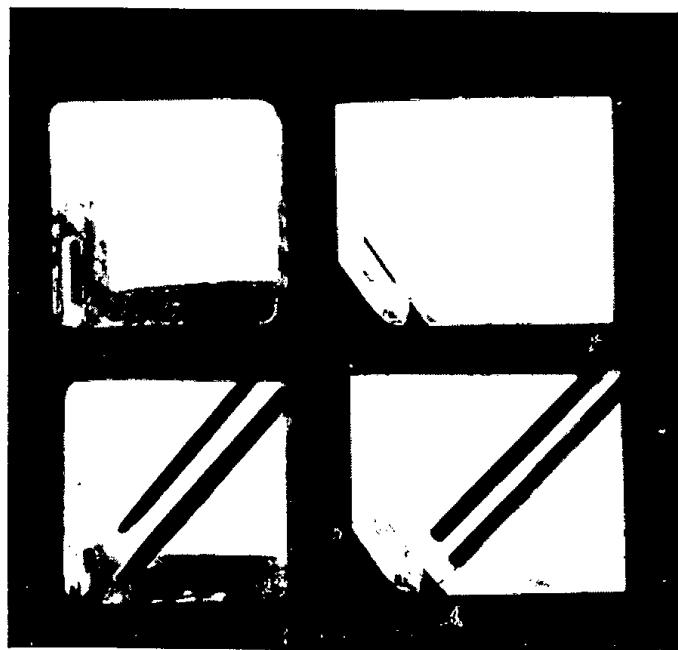
2. Vizsgáltuk, hogy adott nagy szilárdságú acélanyag esztergálásánál, a különböző élezési módoknak van-e hatása a kerámiai lapka hátkopására simítás és nagyolás esetén. Az esztergálási éltartamot kerámia lapkánál a hátkopás függvényében mérjük. Keményfémnél, a Vasipari Kutató Intézetben elvégzett kísérletek és az irodalom szerint [7—9] is az élezés minősége simí-

táskor az éltartamot lényegesen befolyásolja, kerámiánál ez az összefüggés nem ismert. A kerámiai lapka fő alkalmazási területe elsősorban a simítás, és a minősítés is simító esztergálással történik.

A felsorolt összefüggések vizsgálatával kapcsolatban kevés adatot találunk az irodalomban. [10–12] A szerzők általában megállapítják, hogy a kerámiai anyag szemcsenagysága és mechanikai szilárdsága között összefüggés van. Az utóbbi években néhány cikkben már felhívták a figyelmet a kerámiai lapka szemcsenagysága és a forgácsolási tulajdonsága vizsgálatára, de összefüggő adatokat nem közöltek.

C) Kísérletek

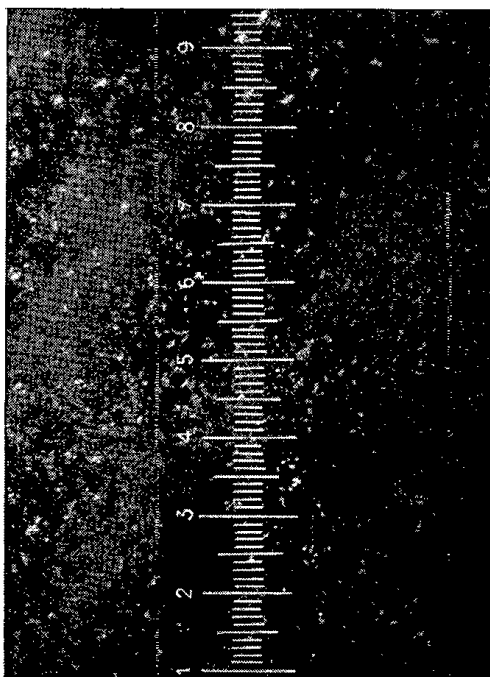
1.11 *Általános előkészület.* Az irodalom szerint [13–14] a kerámiai anyag szerkezetét áteső polarizált fényben, vékony csiszolat (Dünnschliff)



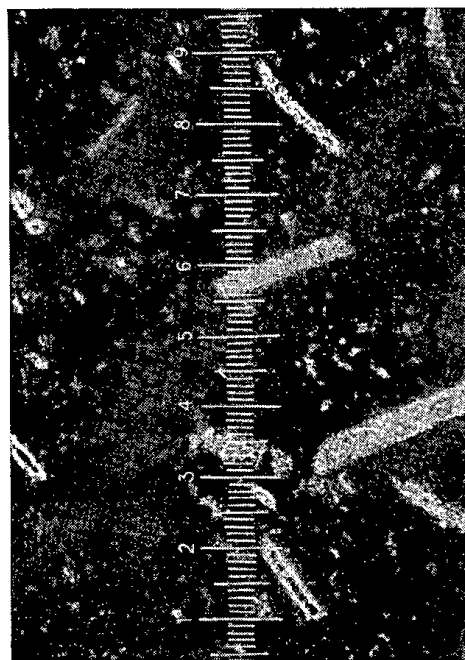
257. ábra. Kerámiai lapkák csiszolatának kivágási módja a forgácsoló él (a) és a keresztmetszet (b) szemnagyságvizsgálathoz ($N = 1,5 \times$)

formában, valamint ráeső fényben, csiszolt állapotban, maratás után lehet vizsgálni.

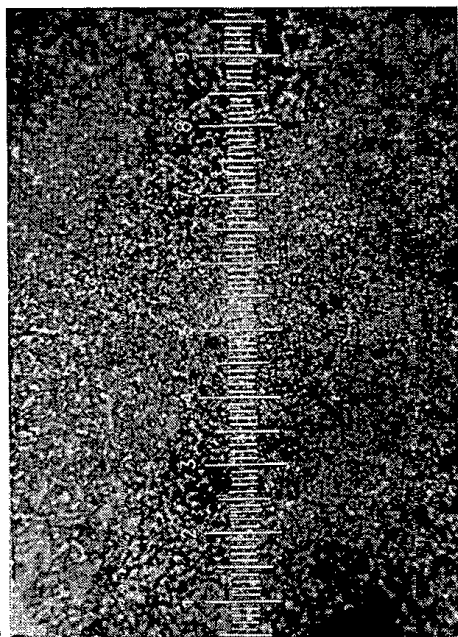
A vizsgálandó lapkákkal keménységmérés után előre meghatározott hátkopás eléréséig forgácsolva minősítettük az egyes zsugorítási sorozatokat. A keménységmérés és a forgácsolási adatok alapján a szemcsenagyság vizsgálatához minden sorozatból kiválasztottuk a megfelelő lapkákat. Vékony csiszolathoz a 257. ábra szerint a homlokkráteren a hátkopáson és a forgácsoló élen keresztül gyémántszemcsés vágótárcsával kis lapocskát vágunk le. A csiszolatokat üvegbe foglalva csiszoltuk $2-3 \mu$ -os vastagságra. A kerámiai lapocskák vékony csiszolatát áteső polarizált fényben vizsgáltuk.



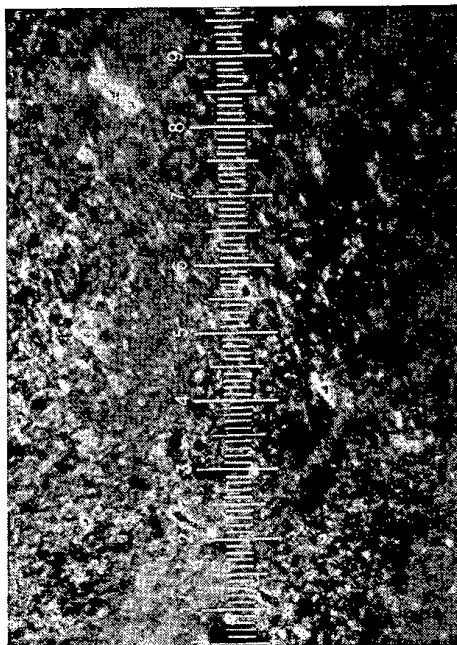
b



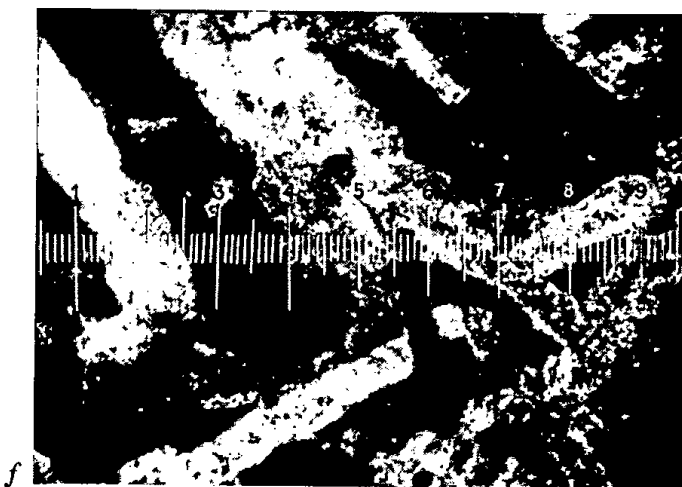
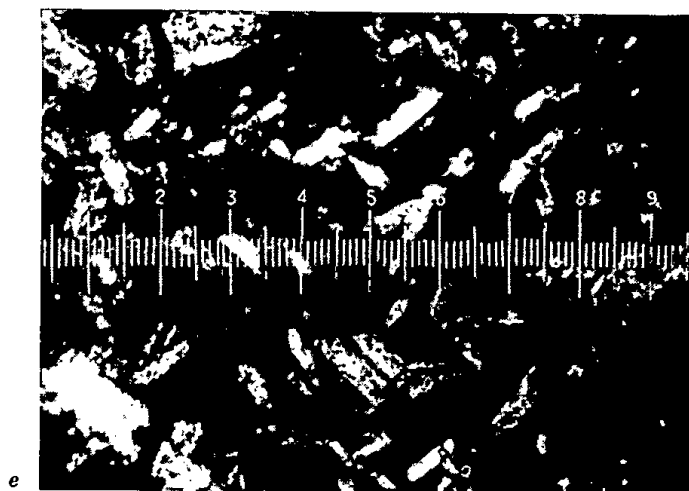
d



a



c



258. a—f ábra. Az LC laboratóriumi lapkák fokozatosan durvuló szemcseszerkezeteinek jellegzetes felvételei ($N = 300\times$)

1.12 *Mikroszerkezet-típusok és elrendeződések.* Eddig kb. 600 db vékony csiszolatot készítettünk olyan lapkákról, amelyek mindegyikén keménységet mértünk, és ismert volt a lapka viselkedése esztergálásnál.

A csiszolatok kiértékelése, rendezése és összefoglalása után az LC típusú, hazai gyártású kerámiai lapkákat szemcsenagyság és szemcsemegoszlás szempontjából három fő csoportra soroltuk:

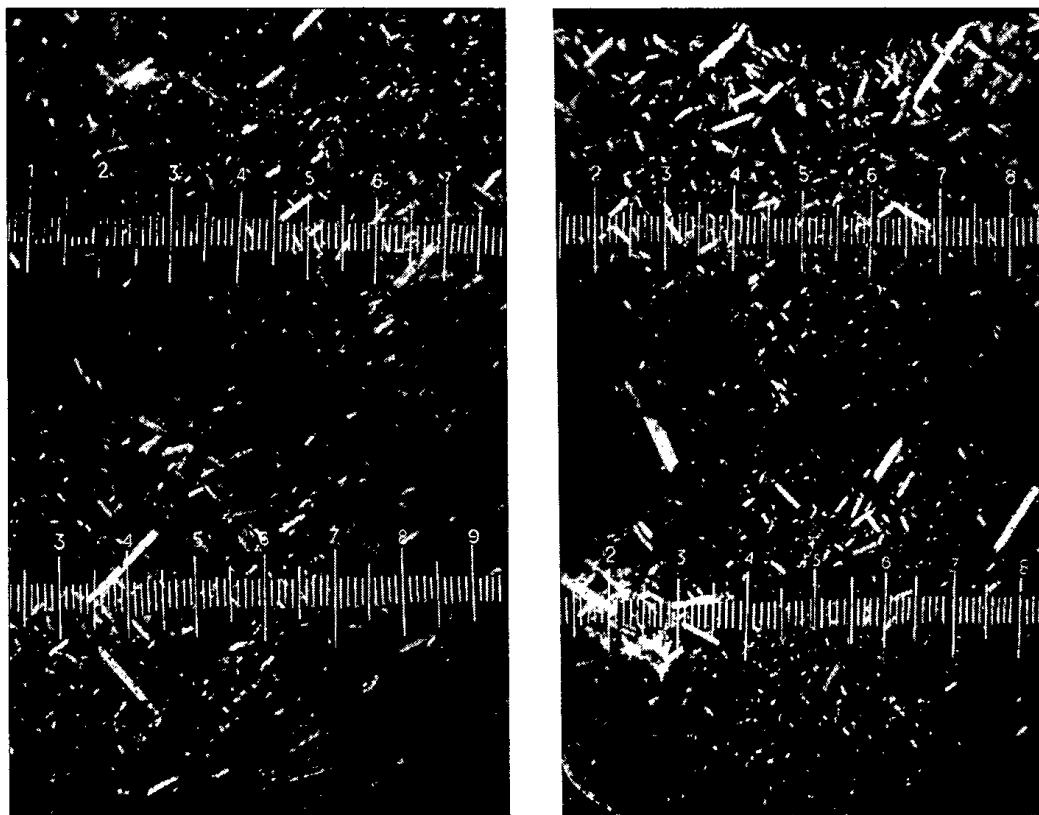
a) nagyon finom szemcséjű és homogén megoszlású lapkák, szemcse-méret $1-3\ \mu$;

b) nagyon durva szemcséjű és homogén megoszlású lapkák, és végül

c) vegyes szerkezetűek, ahol finom és durva szemcse egymás mellett a legkülönbözőbb nagyságban és megoszlásban fordul elő.

A mérések alapján a bevezetőben ismertetett összefüggések vizsgálatára 5 szemcsenagyság-csoportot állítottunk fel.

- I. Finom, egyenletes szerkezet, szemcseméret $1-3 \mu$ (258. a ábra).
- II. Finom szemcséjű alaphan kevés kicsiny, közepes és elvétve durva kristály (kis, közepes és durva együtt kb. 10%, méretek: $4 \times 12 \mu$, $8 \times 50 \mu$, $15 \times 220 \mu$, 258. c, d ábra).
- III. Finom szemcséjű alaphan közepes és elvétve durva kristályok (közepes és durva kb. 25%, méreteik: $8 \times 50 \mu$, $15 \times 220 \mu$, 258. e, f ábra).
- IV. Közepes és durva kristályok vegyesen (elvétve finom rész is, méreteik: $8 \times 50 \mu$, $15 \times 220 \mu$).



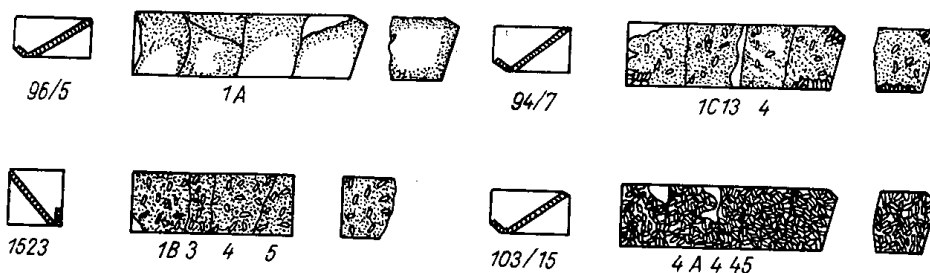
259. ábra. Az LC laboratóriumi lapkák vegyes szemcsemegoszlású jellegzetes felvételei
($N = 75\times$)

V. Egészében durva kristályos szerkezet. (Méreteik: $15 \times 220 \mu$, $60 \times 500 \mu$,
A 258. ábrásorozat a fokozatosan durvuló szerkezet jellegzetes felvételeit
($N = 300\times$), a 259. ábrásorozat pedig a különböző megoszlású, vegyes szer-
kezet felvételeit ($N = 75\times$) szemlélteti.

1.13 *A forgácsoló él környezetének és a lapka keresztmetszetének szövet-
szerkezete közötti összefüggés vizsgálata.* A forgácsoló csúcsnál kivágott lapocska
vizsgálata csak a csúcs környezetére ad felvilágosítást. Annak megállapítására,
hogy a csúcsnál kivágott lapocska mennyire jellemző az egész lapka kereszt-
metszetére, 16 db különböző szemcsenagyságú és szemcseeloszlású lapkát
a 257. ábra szerint keresztben is elvágunk.

Az összesítő vázlat megfelelő helyére a szemcsenagyságot berajzoltuk (260. ábra). A pontok jelentik a finom szemcséket, a kis téglalapok a durva kristályokat. Az összesítő vázlat üres helyein a csiszolat vagy hiányzott, vagy vastag volt. A 260. ábra bal oldalán láthatók a lapkaformák és a csiszolat kivágások helyei. Középen a darabokra tört keresztmetszeti lapok szemcséinek, jobb oldalon a forgácsoló csúcsoknál kivágott lapocskák szemcséinek vázlatos rajzai láthatók. Az elvégzett összehasonlítások, példák eléggé bizonyítják, hogy a forgácsoló csúcsnál kivágott lapocskák szemcsémegoszlása nemcsak az él környezetéről ad képet, hanem az egész lapka keresztmetszetére jellemző. Esztergálási éltartammérés, forgácsoló minősítés és felhasználás szempontjából a vegyes szerkezetű lapka teljesen megbízhatatlan.

1.14 Mikroszerkezet vizsgálat eredményei. A 261. ábra diagramjaiban ábrázoltuk a laboratóriumi viszonyok között adott technológiával előállított



260. ábra. A forgácsoló csúcsnál kivágott csiszolat és a lapka keresztmetszet-csiszolatának összehasonlítása

LC típusú kerámiai lapkák szemcsenagyságának a különböző változókkal (zsugorítási hőmérséklet, lapka HR_a keménységi értéke, hosszesztergálási éltartam, élkopás jelleg) való összefüggését. A vízszintes tengelyen látható az 1.12 fejezetben definiált öt szemcsenagyság csoport mikrofelvelelei a fokozatosan durvuló szemcsenagyság szerint sorolva ($N = 100 \times$).

A függőleges tengelyen vannak a felsorolt változók értékei a megfelelő szemcsenagyság csoportban. Az egyes lapkákon először keménységet mértünk, utána forgácsoltunk, majd kivágtuk a lapocskát a csiszolatra.

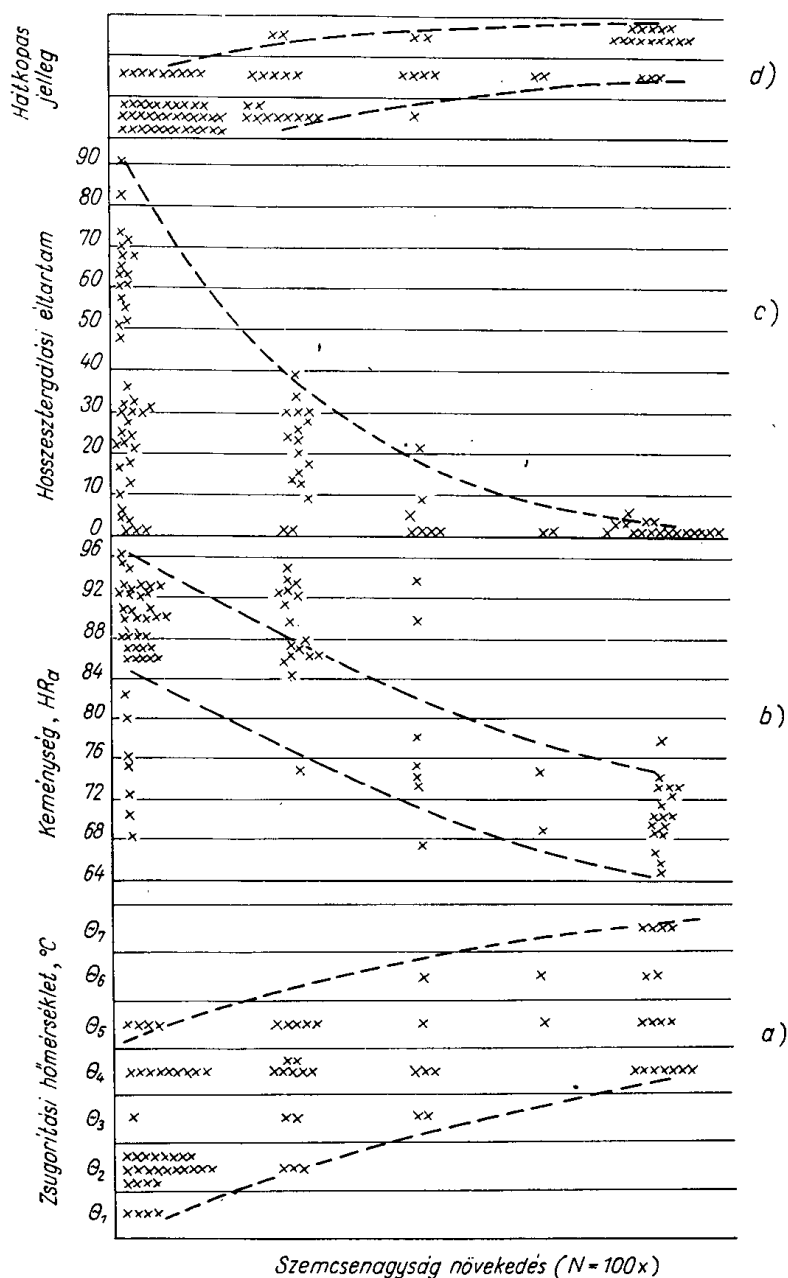
Zsugorítási hőmérséklet

A 261. a ábra szemlélteti a zsugorítási hőmérséklet és szemcsenagyság összefüggését. A hőmérsékletet Θ_2 -ig növelve finom szemcse képződik, Θ_3 hőfokhoz közeledve a finom szemcsék között nagyobb szemcse is megjelenik. Θ_4 és Θ_5 hőmérsékleten a szerkezet már vegyes és durva szemcsés, végül Θ_6 és Θ_7 hőmérsékleten csak durva szemcsés szerkezetet láthatunk.

Keménység HR_a

Az 261b ábra a keménység és a szemcsenagyság összefüggését szemlélteti.

Minden lapkán legalább két keménységi értéket mértünk. Gép: Diatestor, terhelés: 62.5 kg. Megfigyelhető, hogy finom szerkezet esetén a keménységi



261. ábra. Az LC laboratóriumi lapkáknál a szemcsenagyság — zsugorítási hőmérséklet — HR_a keménység — esztergálási időtartam — hátkopási jelleg összefüggésének ábrázolása

érték 70 és 96,5 HR_a között változik, tehát finom szerkezet esetén is lehetséges alacsony keménységi érték (ha nem zsugorodott be a lapka).

Vegyes szerkezetnél szintén találunk nagy és kis keménységi értéket 75 és 95 HR_a között, attól függően, hogy a keménységmérő gyémántcsúcsa milyen szemcseszerkezetre talált. Durva szerkezetnél már csak alacsony, 64–76 HR_a közötti keménységi értéket kapunk.

A finom szerkezetet általában kipattogzás nélküli, amíg a durva szerkezetet kipattogzott, kicsorbult lenyomat jellemzi.

Esztergálási éltartam

Az esztergálási éltartamot hosszesztergálással lapkánként azonos viszonyok között határoztuk meg. Forgácsoló anyag: HB 250 kg/mm² keménységű acél volt. Technológiai adatok: forgácsoló sebesség $v = 340$ m/perc, fogács-mélység $f = 1$ mm, előtolás $e = 0,2$ mm/fordulat volt. Minden lapkát gyémánt-szemcsés koronggal éleztünk. A lapka élszögei a következők voltak: $\gamma_1 = -5^\circ$, $\gamma_2 = 10^\circ$, $\alpha = 45^\circ$, $\lambda = 0^\circ$, $\tau = 15^\circ$, $\alpha' = 10^\circ$, $R = 1$ mm.

Az egyes sorozatokból vett és a leírt módon előkészített lapkával addig forgácsolunk, amíg 0,5 mm-es hátkopást kaptunk. A hátkopást Brinell-mikroszkóppal mértük.

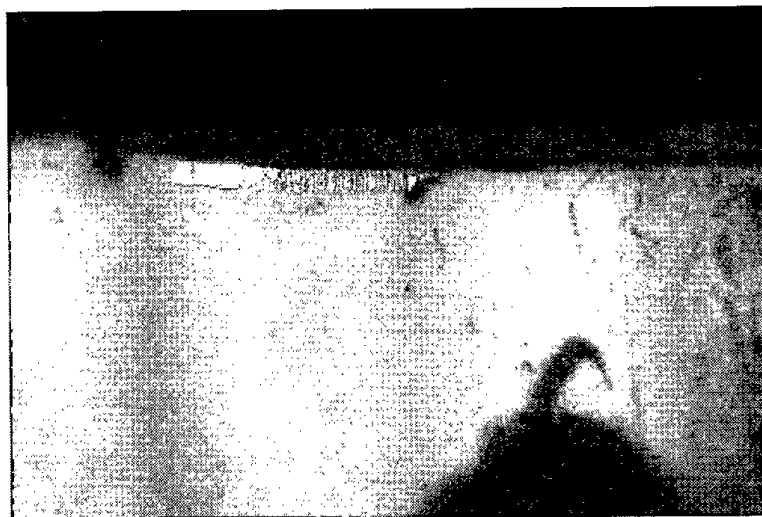
A 261. c ábrán látható a hosszesztergálási éltartam és a szemcsenagyság összefüggése. A keménységhez hasonlóan itt is megfigyelhető, hogy finom szerkezet esetén is különböző éltartamértékek mérhetők 0,2 és 91 perc között. Ha a második és a harmadik szemcsenagysághoz tartozó értékeket összehasonlítjuk, a keménység és az éltartam között határozott összefüggés nem ismerhető fel. Mivel a szerkezet nem homogén, a keménységmérés helyén és az esztergálásnál használt élen a szemcsenagyság különböző lehet. A teljesen durva szemcseszerkezetű lapka éle pillanatok alatt kicsorbul.

Kopásjelleg

A lapka hátkopásnagyságát és jellegét — amelyet a lapka éltartam-kritériumának fogadtunk el — szintén a szemcsenagyság határozza meg. Többfajta kopásjelleget figyeltünk meg. A 262. és a 263. ábrán látható a két jellegzetes szélső szemcsenagyságú (finom és durva) lapkákon acél esztergálása-kor keletkező kopás jellege, a finom szerkezethez tartozó sima, egyenletesen növekvő hátkopás és a durva szemcse okozta élcSORBULÁS.

A 261. d ábrán látható az egyes szemcsenagysághoz tartozó jellegzetes kopások összesítése (sima, morzsolódik, csorbul). Megfigyelhető, hogy finom szemcséjű szerkezet esetén a hátkopás főleg sima, durva szemcséjű szerkezetnél csorbul az él. Vegyes szerkezetnél mindhárom kopásjelleg előfordul.

Ha a finom szemcséjű lapkáknál a be nem zsugorodott lapkák alacsony keménységi és éltartamértékeit különválasztjuk, akkor a megfelelő éltartam-értékű lapkák alsó keménységi értékének 85 HR_a adódik. Ugyanezeket az összefüggéseket megvizsgáltuk a Pyrocor üzemben gyártott és megvizsgált több száz lapkáknál, ahol hasonló eredményeket kaptunk. Ez még kiegészül azzal, hogy a jó sorozat keménységi értékeinek szórása ne legyen több, mint $\pm 2 HR_a$.



262. ábra. Finom szemcséjű lapka sima hátkopása ($N = 10 \times$)



263. ábra. Durva szemcséjű lapka csorbulásos hátkopása ($N = 10 \times$)

1.31 Külföldi kerámiai lapkák szemcsenagyság— HR_a keménység —
esztergálási éltartam — élkopási jelleg összefüggés vizsgálata. A különböző ország-
okban gyártott kerámiai lapkák anyag szempontjából három csoportba
sorolhatók:

1. tiszta Al_2O_3 és Al_2O_3 + fénoxid (oxidkerámia),
2. Al_2O_3 + fém (oxid-fémkerámia),
3. Al_2O_3 + fémkarbid (oxid-karbidkerámia).

A rendelkezésünkre álló külföldi lapkákat kiértékelés és összehasonlítás
szempontjából csak az 1. és 3. csoportba osztottuk, mert a 2. csoportba való
nem állt rendelkezésre (137. és 138. táblázat).

Az összes külföldi lapkák keménységét megmértük, a középértéket és a
szórást meghatározva forgácsoltunk velük, majd a kopás helyén a lapocskákat
kivágva a csiszolatot mikroszkópon vizsgáltuk. A 264. a ábrán láthatók a

137. TÁBLÁZAT

Külföldi lapkák adatai

Tiszta Al_2O_3 és Al_2O_3 + fémoxid

Sor-szám	Ország	Márka vagy jel	Keménység, HR_a			Esztergálási idő, sec	Hátkopási	
			mérés	átlag	szórás		érték, mm	jelleg
I/1	Magyar	Pyrocor-LC	26	88,1	$\pm 1,08$	50,0	0,32	K/s
I/2	Szovjet	CM 332-1025	4	89,3	$\pm 0,79$	50,0	0,27	K/s
I/3	Francia	Ceroc	5	89,2	$\pm 1,84$	50,0	0,32	K/s
I/4	Amerikai	Vascaloj	10	89,5	$\pm 1,56$	50,0	0,32	K/s
I/5	Román	ENC ₁	4	82,1	$\pm 10,2$	0,14	1,00	K/s
I/6	Német (NDK)	1233	4	76,2	$\pm 12,9$	0,05	1,00	cs
I/7	Német (NDK)	4510	11	69,5	$\pm 16,7$	0,12	0,6	cs
I/8	Angol	Sintox	10	73,0	$\pm 18,2$	2,00	0,35	cs
I/9	Lengyel	I.	4	66,0	$\pm 22,8$	0,05	2,10	cs
I/10	Lengyel	TI-II	10	56,1	$\pm 7,6$	1,02	0,45	cs
I/11	Lengyel	TI-III	4	70,2	$\pm 14,2$	2,00	0,3	cs

138. TÁBLÁZAT

Al_2O_3 + fémkarbid

II/1	Német (NDK)	Harrit C40	12	79,5	$\pm 13,4$	50,0	0,27	K/s
------	-------------	------------	----	------	------------	------	------	-----

137. és 138. táblázatban szereplő külföldi lapkák keménységi értékei, finom és durva szerkezet szerint csoportosítva. A durva szerkezethez a külföldi lapkák-nál is kis keménység és a nagy szórás tartozik.

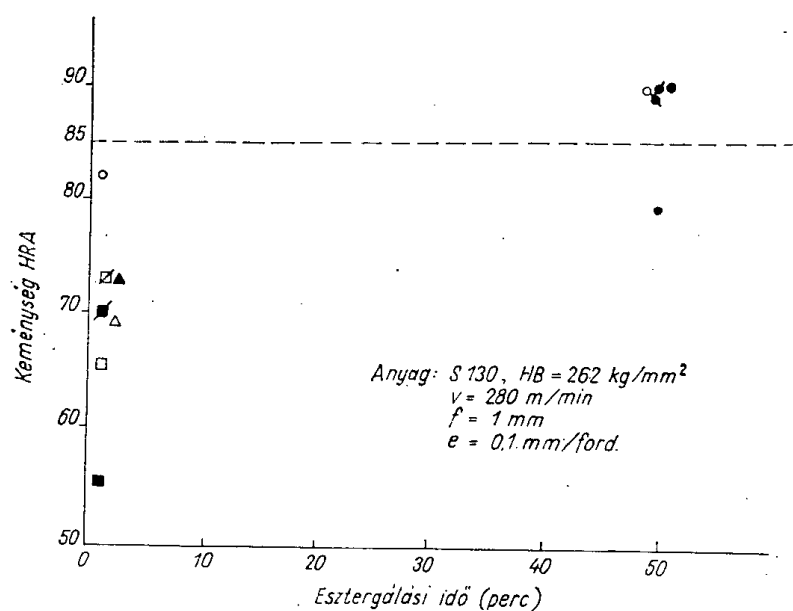
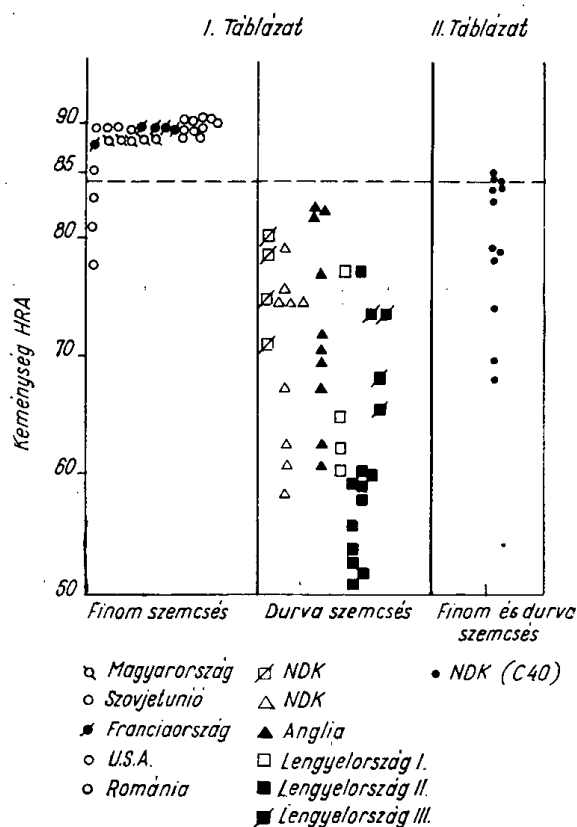
Az összehasonlító forgácsolási kísérletek adatai: anyag: acél S 130, HB 262 kg/mm², forgácsolási sebesség: $v = 280$ m/perc, fogásmélység: $f = 1$ mm, előtolás: $e = 0,1$ mm/f. A lapka szögei: $\gamma = -5^\circ$, $\kappa = 45^\circ$, $\tau = 45^\circ$, $\lambda = -5^\circ$, $\alpha = 5^\circ$, $\alpha' = 4^\circ$, $R = 1$ mm.

A lapkákat gyémántszerkesztés koronggal éleztük. A 265. ábrán látható a 137. táblázat, néhány jellegzetes lapkáinak a 266. ábrán a 138. táblázat lapkájának a hátkopása (a táblázatban szereplő esztergálási idő után) és a lapkához tartozó szemcsenagyság.

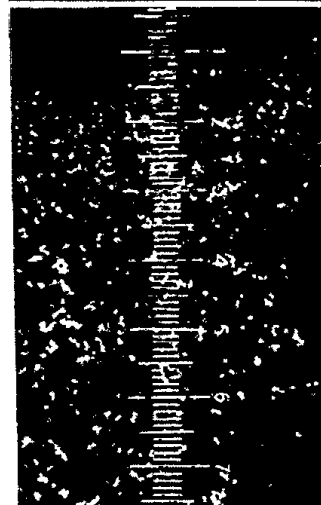
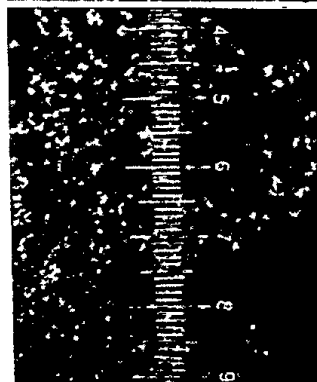
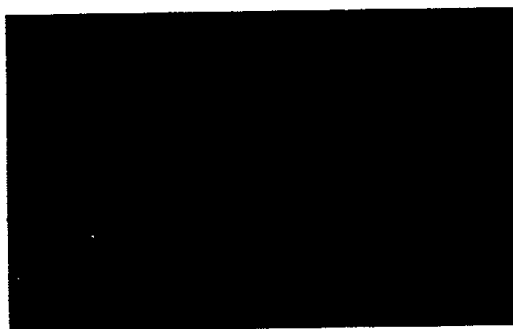
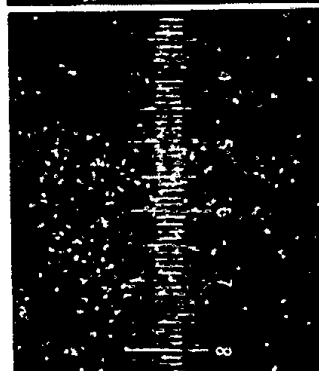
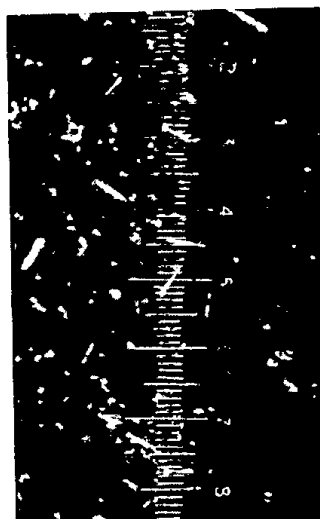
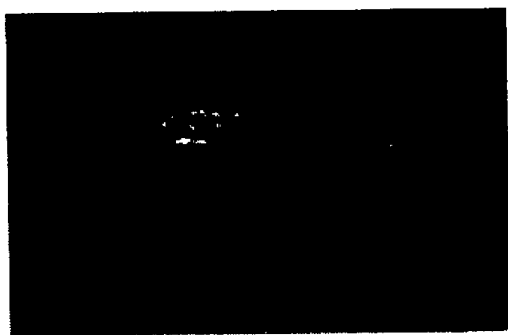
A 267. ábra a külföldi lapkák és a magyar Pyrocor lapka kopásgörbéit szemlélteti.

Látható, hogy amely lapka szemcsesűrűsége ($\varnothing < 3 \mu$) és keménysége ($HR_a > 85$) megfelelő (szovjet, francia, magyar, amerikai), annak kopásállósága is jó. A finom szemcsésű és a megfelelő keménységű lapkák kopásgörbéi között nincs nagy különbség. Ugyanez a jelleg mutatkozik a 264. b ábrán, ahol a különböző külföldi kerámiai lapkák összetartozó keménységi és kopási értékei (éltartam) vannak feltüntetve.

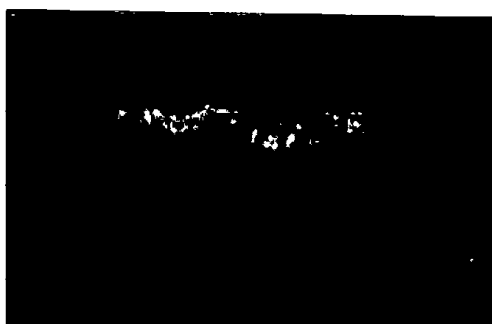
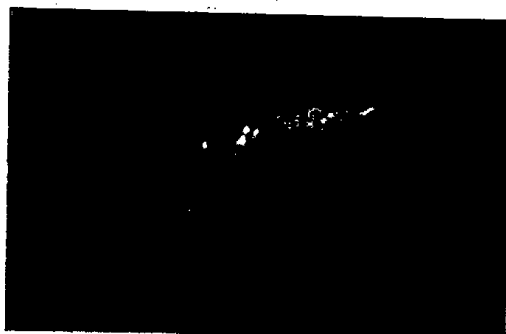
A keménységi értékek, a kopási diagram és a szemcsenagyság összehasonlítása igazolja, hogy az eddig megállapított összefüggések és határértékek



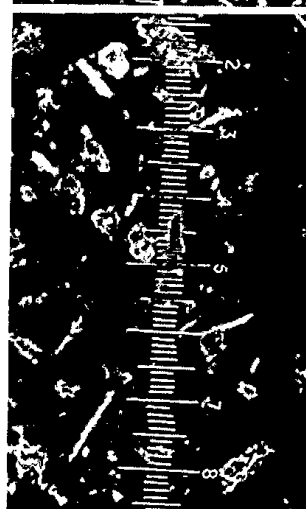
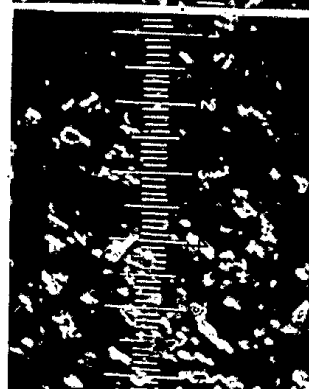
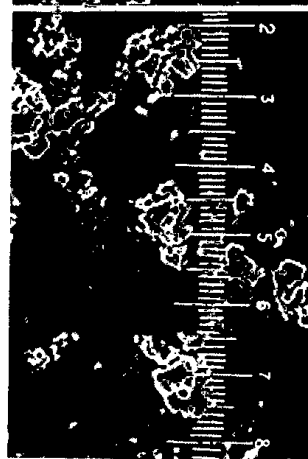
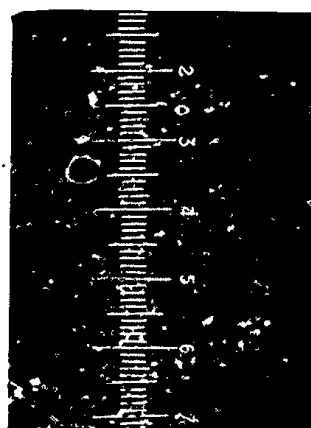
264. ábra. Külföldi kerámiai lapkák keménységi értékei: a — alapanyag és szemcsenagyság szerint csoportosítva finom szemcse $\varnothing < 3 \mu$, durva szemcse $\varnothing > 3 \mu$; b — keménység és kopás összefüggése

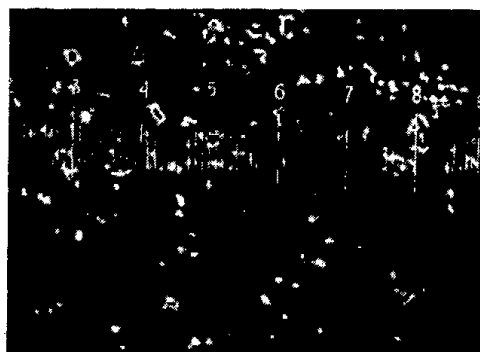
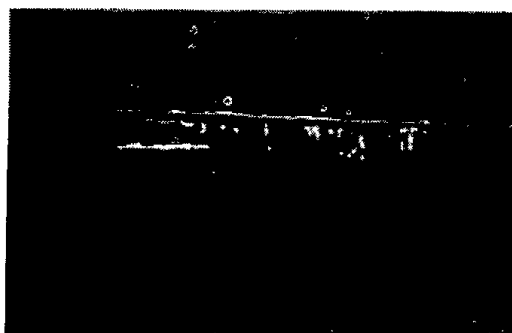


265. ábra. Az 1. táblázatban szereplő néhány külföldi lapka hátkopásainak ($N = 25\times$) és szemcsenagyságának ($N = 300\times$) felvételei



265a. ábra

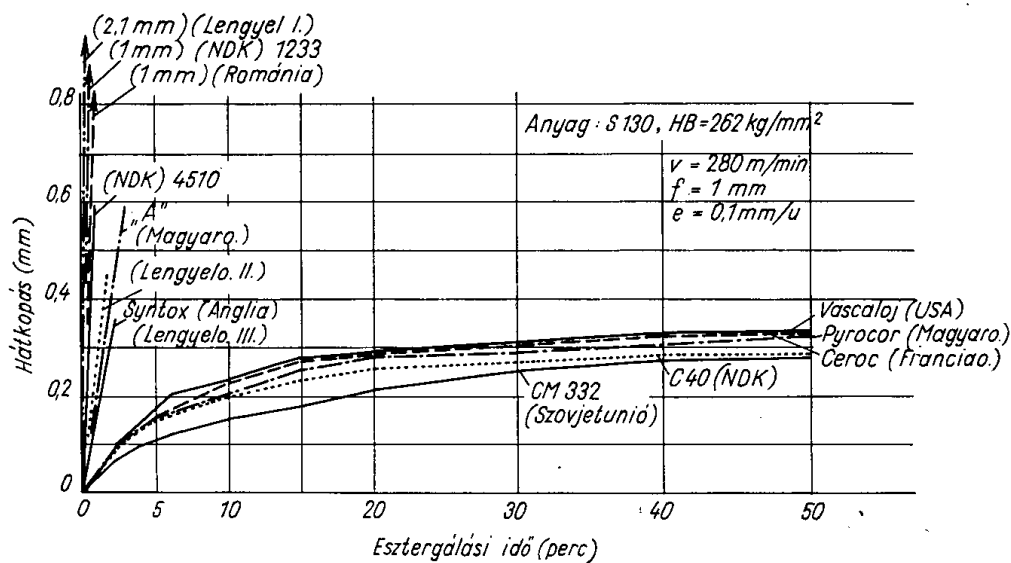




266. ábra. A 138. táblázatban szereplő külföldi lapka hátkopásának ($N = 25 \times$) és szemcsenagyságának ($N = 300 \times$) felvételei

{finomszemcse 3μ alatt, keménység HRA 85 fölött) a legkülönbözőbb gyártmányú külföldi kerámiai lapkákra is érvényesek.

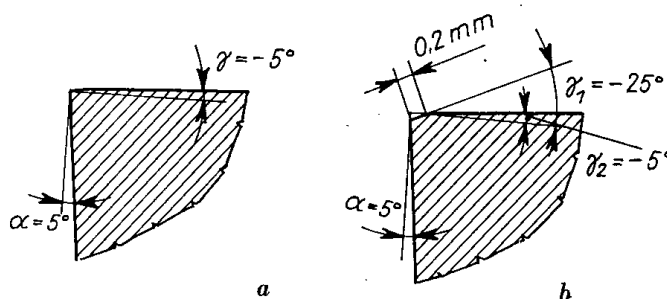
Kivétel a 138. táblázatban szereplő karbidötvözésű lapka, amelynek szemcsenagysága közepes, keménysége csekély és erősen szór, kopásállósága mégis jó. Tehát erre a típusra az előzőekben kimutatott összefüggések úgy látszik nem érvényesek.



267. ábra. Külföldi kerámiai lapkák kopásgörbéi

2.11 Az élezésnek és az él állapotának hatása a kerámiai lapka hossz-esztergálási hátkopására S 130-as ($HB = 262 \text{ kg/mm}^2$) anyag esztergálásánál. Keménységű lapkával végzett saját kísérleteink [7] és a külföldi irodalom [9] szerint az élezés módja és az él állapota befolyásolja a lapka hátkopását, illetve az éltartamot. Ez a befolyás keménységű lapkánál simításakor jelentősen, nagyoláskor kevésbé érvényesül. Kerámiai lapkáknál az ilyen összefüggést nem ismerjük. Kerámiai lapka élezésére az irodalom által is ajánlott legjobb

köszörülési módot a gyémántszemcsés korongot használtuk kísérleteinknél. Mivel a lapka éltartamát a hátkopás mértéke határozza meg, tehát vizsgálni kellett, hogy a különböző élezési mód és az él állapota a keményfémhez hasonlóan befolyásolja-e a kerámiai lapka hátkopását. A kísérletek során kétféle élképzést használtunk: sima és élszalagos élt (268. ábra). *Sima* él a szabvány szerinti homlok- és hátfelületen köszörült lapka éle (268. a. ábra), *élszalagos él* a 268. b. ábra szerinti, 0,2 mm széles $\gamma_1 = -25^\circ$ -os, az éllel párhuzamos letörés. Az élszalagos élre azért volt szükség, mert kísérleteink során



268. ábra. Sima és élszalagos él vázlata

azt tapasztaltuk, hogy a sima élt acél esztergálásánál a lapkáról leváló folyó forgács fogáson kívüli részén csorbítja, kitördeli, s amíg adott viszonyok mellett 10–60 sec után a fogásban levő él teljesen sima és szépen kopott, addig a szabadon levő rész teljesen tönkremegy. Ennek több hátránya van:

a) több élű lapka esetén az előre készre élezett, szabadon álló él használat előtt tönkremegy,

b) változó fogásmélységű darab esztergálása esetén az időközben tönkrement éllel már nem lehet jól forgácsolni,

c) a gyártás során keletkezett élihiányosságot csökkenteni lehet. A 269. ábrán látható az élszalag kipattogzás csökkentő hatása. Az összehasonlítást adott feltételek mellett végeztük el.

Anyag: acél C 60, forgácsolási sebesség $v = 360$ m/p, fogásmélység $f = 1$ mm, előtolás $e = 0,21$ mm/ford., esztergálási idő: 11 perc.

Lapka élszögei: $\gamma_1 = -25^\circ$, $\gamma_2 = -5^\circ$, $\lambda = -5^\circ$, $\kappa = \tau = 45^\circ$, $\alpha = \alpha' = 5^\circ$, $R = 1$ mm.

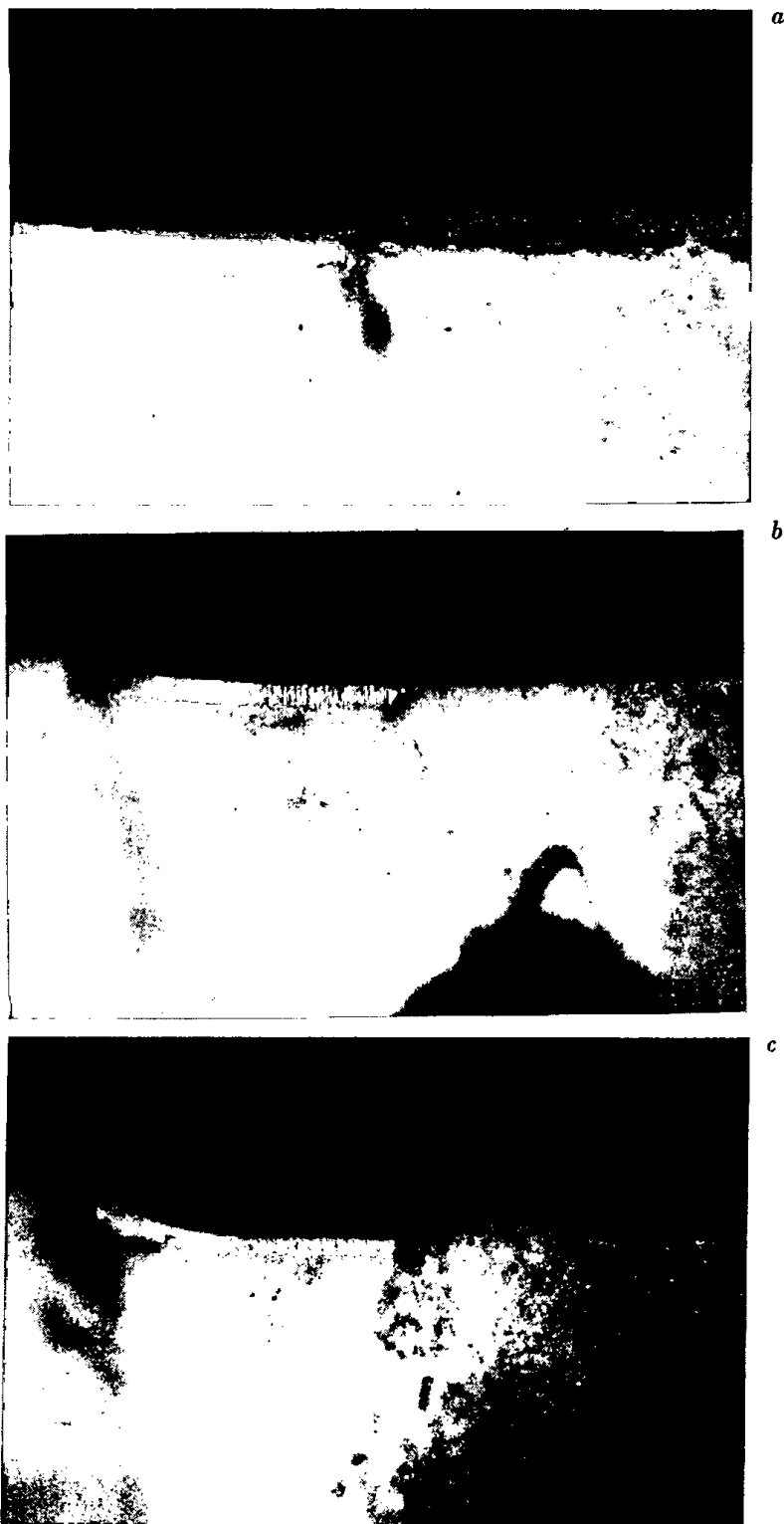
A 269. a. ábrán megfigyelhető, hogy a fogásban levő élszakasz sima, a szabadon álló kipattogzott. A 269. b. ábrán látható, hogy 0,15 mm széles ($\gamma_1 = -25^\circ$ -os) élszalag a kipattogzást jelentősen csökkenti, 0,30 mm széles pedig teljesen megszünteti (269. c. ábra).

2.12 *Lapka élének vizsgálata.* A különbözőképpen előállított él kialakulásának és állapotának rögzítésére a következő módszereket használtuk:

a) az él általános vizsgálata és fényképezése Binokulár mikroszkóp alatt ($N = 25\times$);

b) az él lekerekedésének mérése Schmalz-mikroszkóppal ($N = 50\times$); Az élre ferdén vetített fénycsík V alakjának belső félköre, illetve annak sugara jellemző (270. ábra).

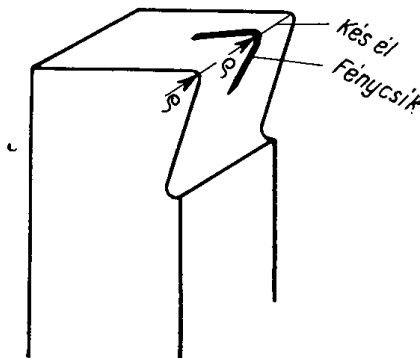
c) az él simaságának mérése Förster-felületsimaságmérővel ($N = 1000\times$).



269. ábra. Az élszalag befolyása az él kipattogzására ($N = 10\times$): *a* — sima él; *b* — 0,15 mm-es élszalag (-25°); *c* — 0,3 mm-es élszalag (-25°)

Ék alakú gyémánt tapogatóval az élet végigtapogatjuk és a profilt filmre vetítjük.

2.13 *A különböző módon élezett élek jellegzetességei. Préselt lapka, nyers él.* A préselt lapkák éle általában éles, legömbölyödött és kipattogzott. A csorbu-

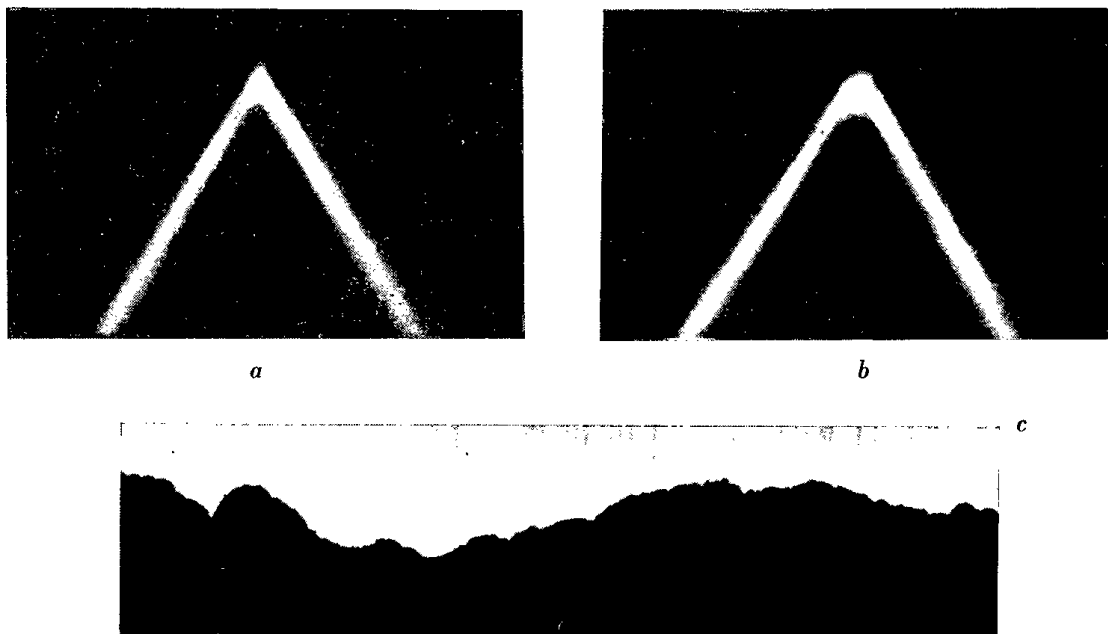


270. ábra. Élekerekedés vizsgálatának vázlata

lások eltüntetésénél előnyösen jelentkeznek a letörés lényeges javító szerepe. A legömbölyödött él a simításnál, illetve a finom előtolásoknál kedvezőtlen.

A 271. ábrán látható a préselt lapkánál az élekerekedés jellegzetes formája. Éles él amelynél $\rho \approx 20 \mu$ (271. a ábra) és a szabálytalanul gömbölyű él $\rho \approx 110 \mu$ (271. b ábra).

A 271. c ábrán látható az él profilgörbéje. Az él szabálytalan, hullámos, a helyi hiányosságok látszanak, azonban elég sima, nincsen tele apró kipattogzással, mint ahogy a köszörült élnél fogjuk látni.

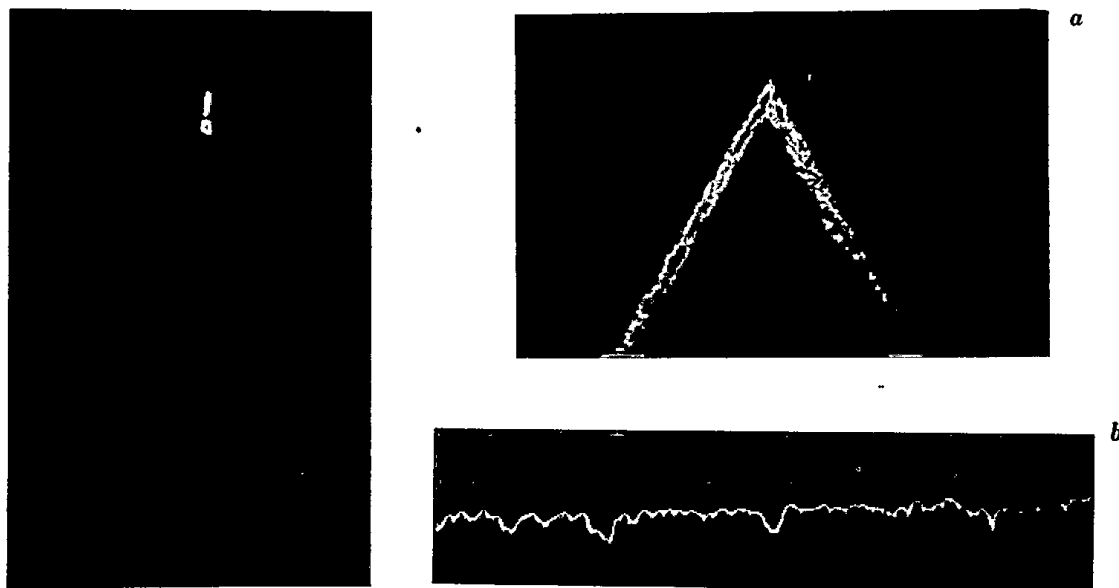


271. ábra. Préselt nyers él: a — jellegzetes élekerekedése ($N = 50 \times$); b — élprofilja (vízszintes $N = 1000 \times$), (függőleges $N = 100 \times$)

Gyémántszemcsés koronggal élezett él. Gyakorlatilag a legjobb él készíthető, amely általában éles, de sűrűn van rajta kis kipattogzás.

A 272. ábrán látható a gyémántszemcsés koronggal élezett kerámiai lapka éllekerekedése ($\rho \approx 10-120 \mu$), élkipattogzása és élprofilja.

A nyers éllel (271. ábra) összehasonlítva megfigyelhető, hogy az él egyenesebb, de finom, illetve helyenként nagyobb kipattogzásokkal van tele.



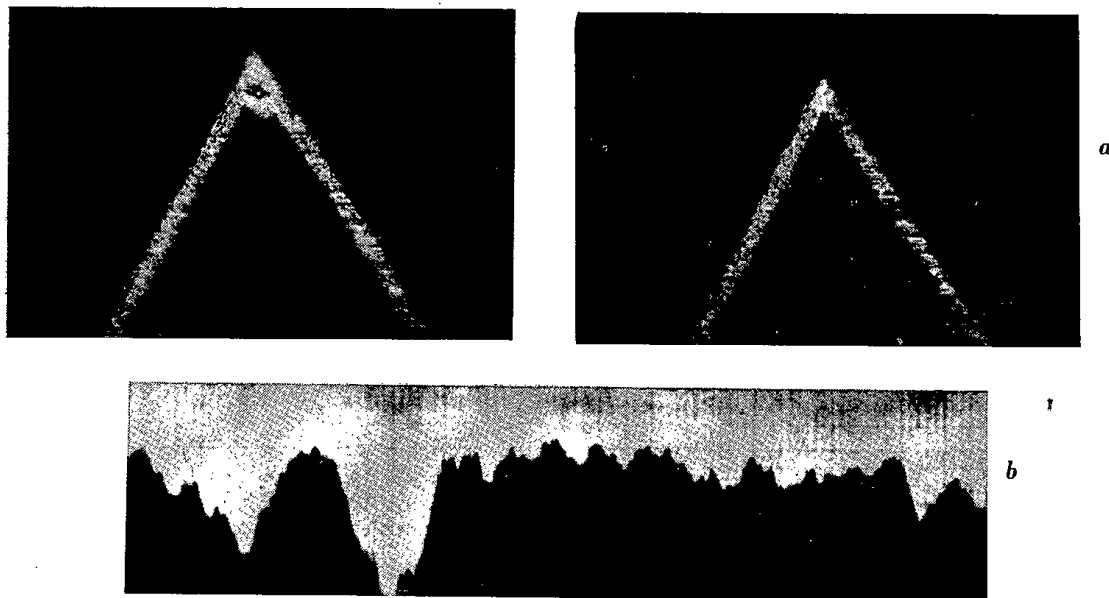
72. ábra. Gyémántszemcsés koronggal élezett él: a — éllekerekedése ($N = 50 \times$); b — élprofilja (vízszintes $N = 1000 \times$), (függőleges $N = 100 \times$)

Szilíciumkarbid koronggal élezett él. Kísérleteink és az irodalom [13] szerint a kerámiai lapkát zöld szemcséből készült SCZ koronggal is lehet élezni. Az elektrokorundból és fekete SC-szemcséből készült korong nem olyan jó. Természetesen más viszonyok között kell élezni, mint pl. a keményfémét. A köszörülési sebesség alacsony $v = 1-5$ m/sec, erős vízűtés szükséges. Viszonylag lágy G—H keménységű SCZ korongot kell használni. Szemcsenagyság: nagyláshoz 80—120, simításhoz legalább 240. Tömörség 5, kötőanyag Ke. A SCZ szemcse nem tudja úgy átvágni a kerámiai lapka szemcséit, mint a gyémántszemcse, hanem főleg az élnél letördeli.

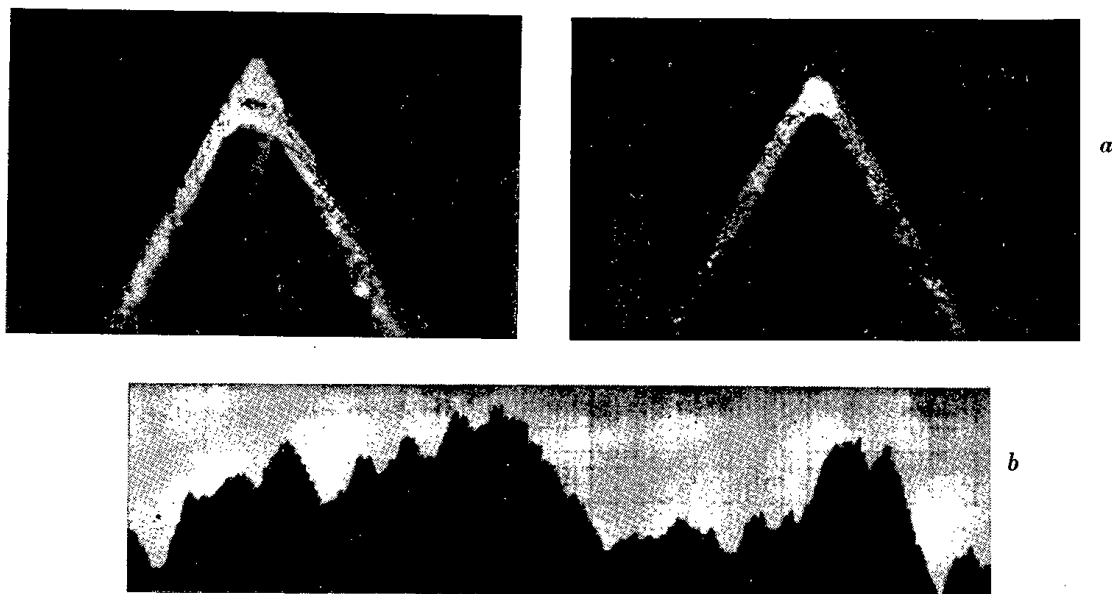
A SCZ koronggal való élezéskor (különösen a durva korongnál) még egy lényeges jelenség észlelhető, csak az az él lesz viszonylag jó és kevésbé kipattogzott, amelyet utoljára éleztünk és amely felé a köszörülés iránya mutat.

SCZ 240 J 5 Ke koronggal élezett kerámiai él

A 273. ábra mutatja az él lekerekedést $\rho \approx 15-40 \mu$, kipattogzást — amely durvább mint a gyémántszemcsés koronggal élezett élnél — és az él profilját, amelyen a helyi kicsorbulások durvábbak.



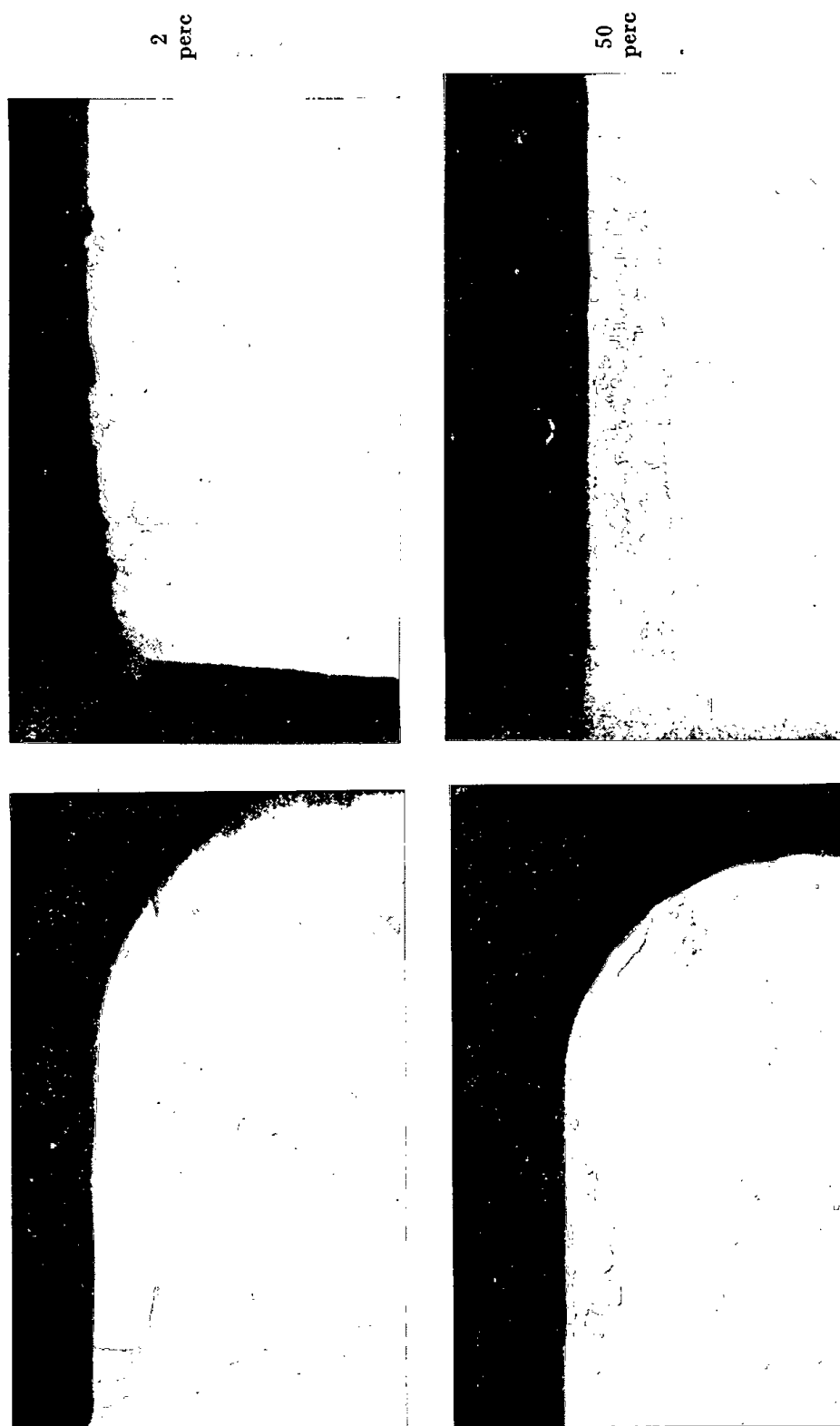
273. ábra. SCZ 240-es koronggal élezett él: *a* — éllekerekedése ($N = 50\times$); *b* — élprofilja (vízszintes $N = 1000\times$), (függőleges $N = 100\times$)



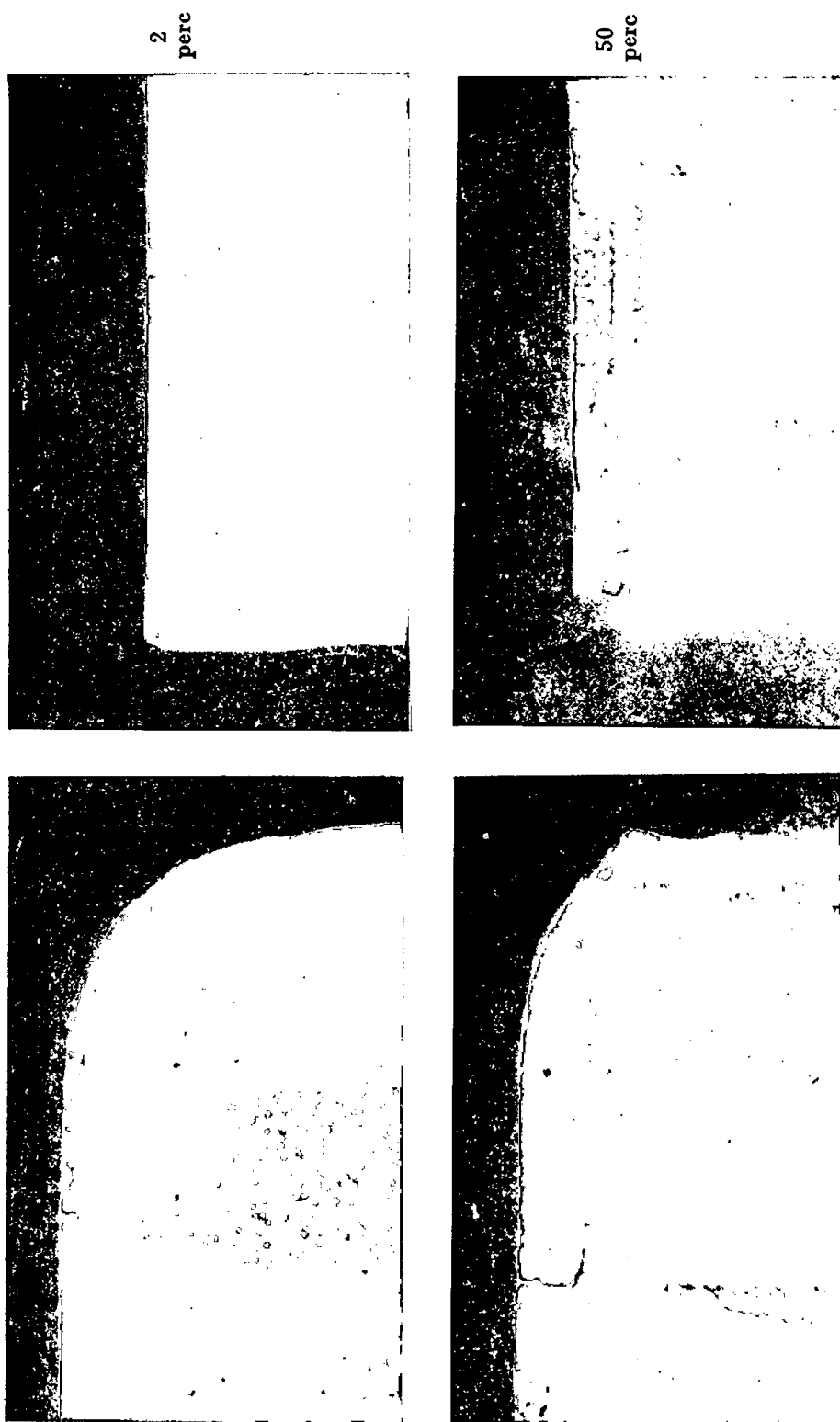
274. ábra. SCZ 120-as koronggal élezett él: *a* — éllekerekedése ($N = 50\times$); *b* — élprofilja (vízszintes $N = 1000\times$), (függőleges $N = 100\times$)

SCZ 120 J 5 Ke koronggal élezett kerámiai él

A 274. ábra mutatja, hogy az él vagy legömbölyödött, vagy erősen kipattogzott $\varrho \approx 40-150 \mu$, éles él alig van. Ugyanitt látható a teljesen szabálytalan élprofil.



275. ábra. Préselt, nyers sima élű lapka hát- és homlokoldala simításánál 2 és 50 perc után ($N = 25 \times$)



276. ábra. Gyémántszemcsés koronggal élezett sima élű lapka hát- és homlokoldala simításánál 2 és 50 perc után ($N=25\times$)

2.14 Az élezés hatását összehasonlító forgácsolási kísérlet. A felsorolt módon élezett és ismert élkiképzésű lapkákkal egyébként azonos viszonyok között forgácsoltunk. A forgácsolási viszonyok a következők voltak: Anyag: S 130 acél, HB = 262 kg/mm², szerkezet: normalizált. A szerszám élszögei: $\gamma = -5^\circ$, $\kappa = 45^\circ$, $\tau = 45^\circ$, $\alpha = 5^\circ$, $\lambda = -5^\circ$, $\alpha' = 5^\circ$, $R = 1$ mm. A lapkát mechanikus megfogású késtartóba fogtuk.

Él állapota :

I. Sima homloklapfelület :

- préselt, nyers él,
- gyémántszeccsés koronggal élezett él,
- SCZ 240—I koronggal élezett él.

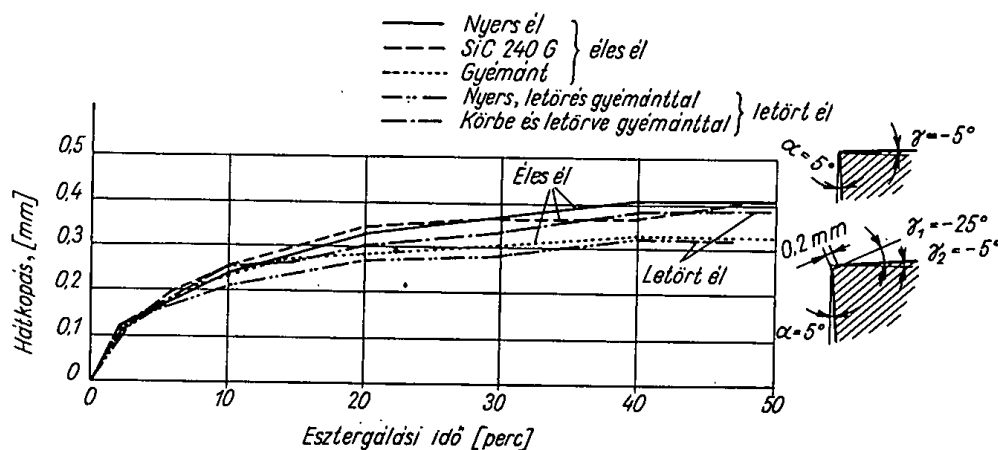
II. Élszalagos homloklapfelület:

a) préselt lapka — az él gyémántszeccsés koronggal letörve 0,2 mm szélesen $\gamma_1 = -25^\circ$;

b) a lapka gyémántszeccsés koronggal körbeélezve, az él ugyanazzal letörve 0,2 mm szélesen, $\gamma_1 = -25^\circ$.

Technológia: Simítás $v = 280$ m/p, $f = 1$ mm, $e = 0,1$ mm/f.

Nagyolás: $v = 280$ m/p, $f = 2$ mm, $e = 0,3$ mm/f.

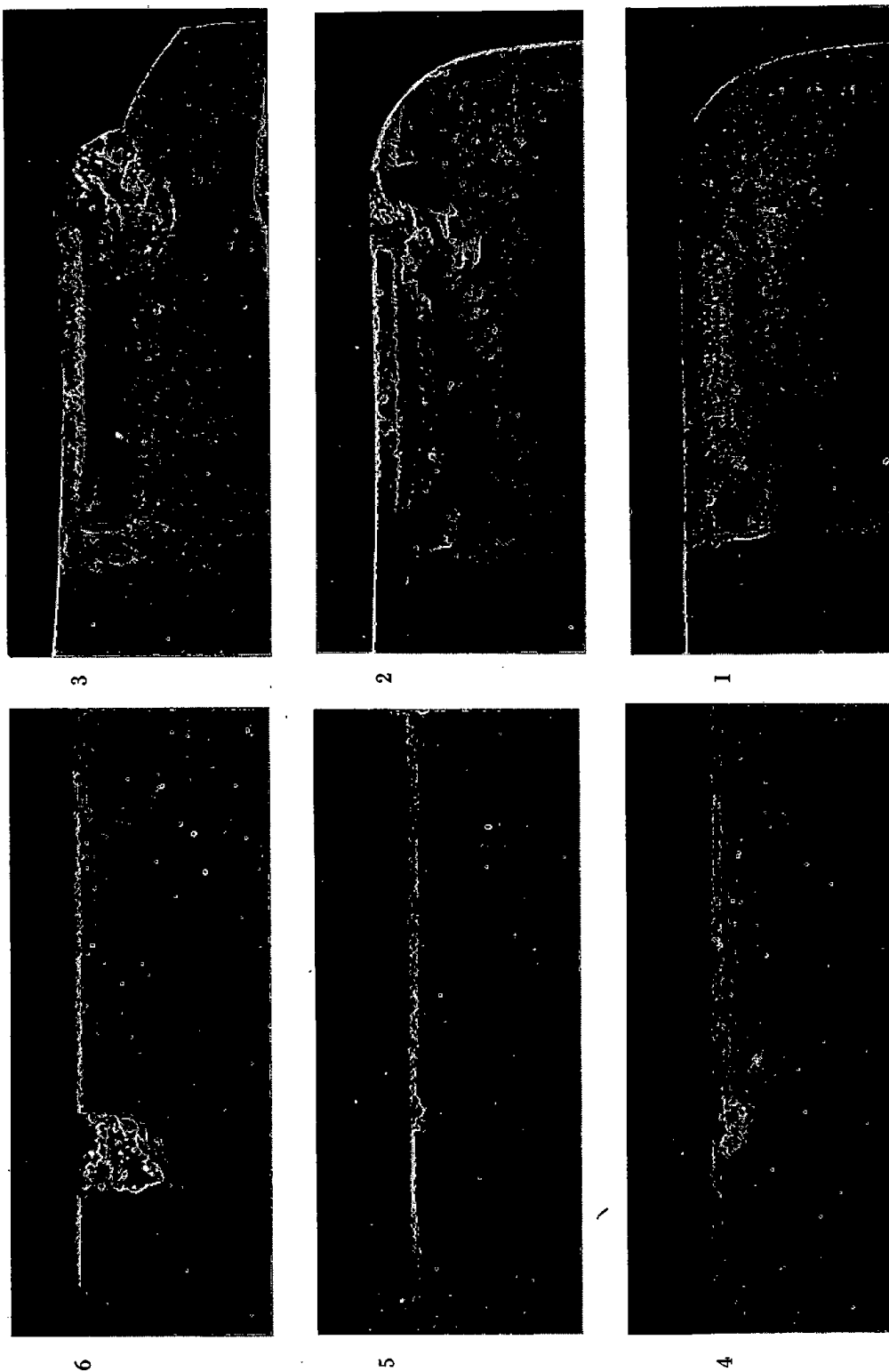


277. ábra. Különböző élű — sima és élszalagos —, különbözőképpen élezett lapkák hátkopás-görbéi simításnál

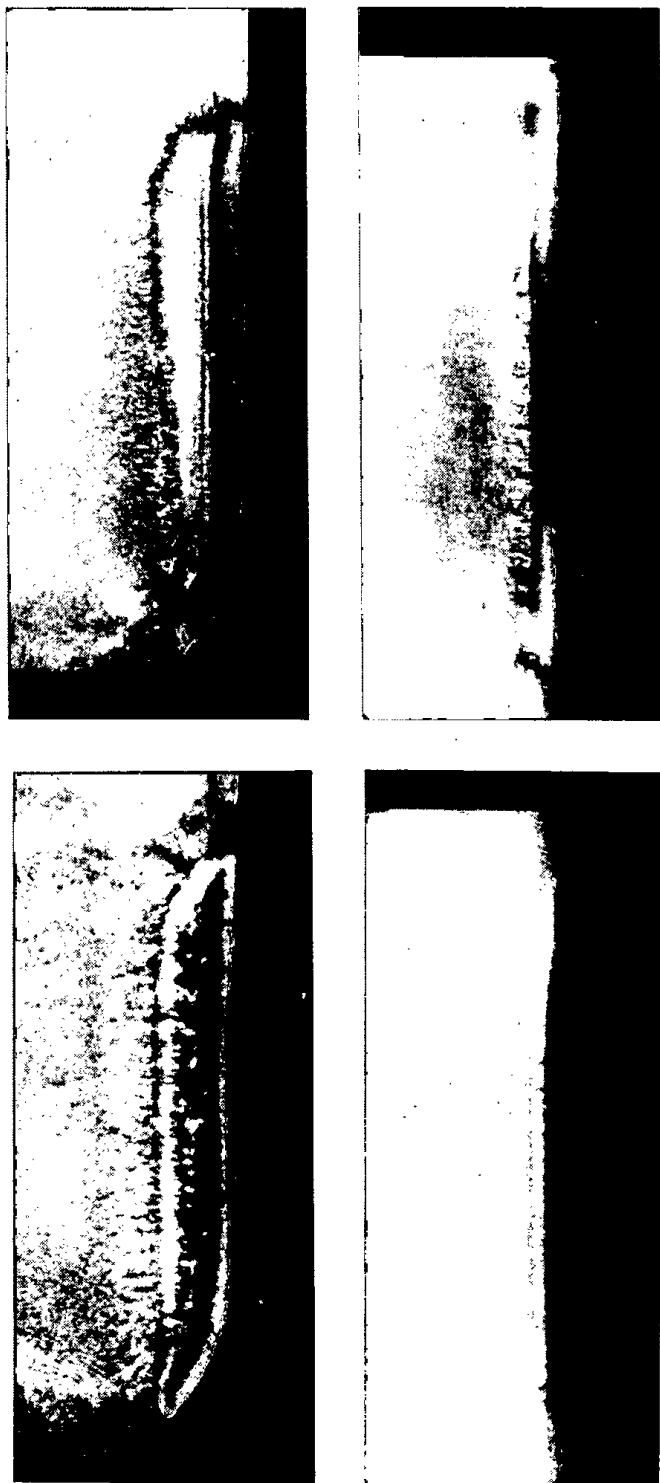
Simítás : a különbözően élezett lapkáknál a kezdeti kopás csak a nyers lapkánál egyenlőtlen, 50 percnél az összes lapka kopása lényegében azonos.

A 275. ábra mutatja a nyers lapka, a 276. ábra a gyémántszeccsés koronggal élezett sima homloklapfelületű lapka kopását 2 és 50 perc után.

A 277. ábra mutatja összefoglalva a hátkopási görbéket.



278. ábra. Gyémántszeccsés koronggal élezett sima élű lapka hát- és homlokkopása nagylásnál 2 és 4 perc után ($N = 25 \times$)

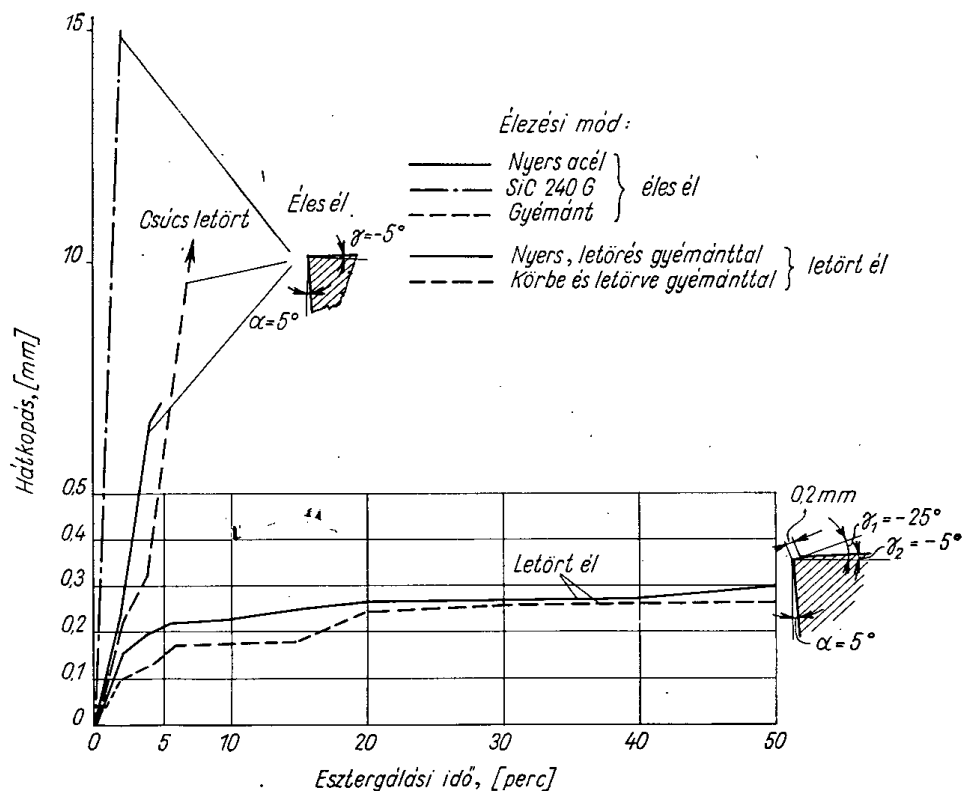


279. ábra. Gyémántszeccsés koronggal élezett élszalagos élű lapka (az él gyémántszeccsés koronggal letörve 0,2 mm szélesen) hát- és homlokkopása nagyolvasnál 2 és 50 perc után ($N = 25 \times$)

Megfigyelhető, hogy az adott anyag simításánál sem az élezési módnak, sem az él alakjának nincs különösebb befolyása a kopási viszonyokra.

Nagyolás : a különbözően élezett lapkánál a simítással ellentétben nagyolásnál a sima homlokkfelületű él 2—10 perc alatt teljesen tönkrement (az összes esetben kicsorbult). Valószínűleg a lapka kis hajlítoszilárdságával magyarázható.

Feltűnően nagy a különbség nagyolásnál a sima homlokkfelületű él és az élszalagos él között, kopás, illetve csorbulás szempontjából. A 0,2 mm-es



280. ábra. Különböző élű (sima és élszalagos) és különbözőképpen élezett lapkák hátkopás. görbéi nagyolásnál ($N = 25 \times$)

letörés úgy megerősítette az élt, hogy a sima éllel azonos viszonyok között használva jelentős kicsorbulás nem fordult elő, sőt az esetleges csorbulások sem csorbulnak tovább.

Ha a letörés nagyságát úgy akarjuk meghatározni, hogy védje az élt és növelje a szilárdságát, de ne úgy működjön, mint a tiszta negatív homlokkfelület, akkor a letörés nagyságát az előtolás nagyságától kell függővé tenni.

A 278. és 279. ábra a gyémántszemcsés koronggal élezett sima és élszalagos élű lapka hát- és homlokkopását mutatja.

A 280. ábrán látható a különbözőképpen élezett sima és élszalagos élű lapkák hátkopási görbéi nagyolásánál.

ÖSSZEFOGLALÁS

A bemutatott különböző szemcsenagyság és szemcsemegoszlás felvételsorozatok igazolják a mikroszkópi vizsgálat fontosságát.

A forgácsoló csúcsnál kivágott lapocskák az egész lapkára jellemző.

Bebizonyosodott, hogy a szemcsenagyság és a keménység csak együtt ad tájékoztató értéket.

A vizsgált laboratóriumi, félüzemi és külföldi oxidkerámiai lapkák alapján megállapítható, hogy a jó minőségű lapka szemcsenagysága $\varnothing < 1-3 \mu$, keménysége $HR_{min} > 85$. A bemutatott felvételek bizonyítják, hogy az él állapotát elég egyértelműen jellemezni lehet. Megállapítható, hogy teljesen hibátlan (kipattogzás mentes) él nincs. A legegyszerűsebb élt gyémántszemcsés koronggal való élezés adja. SCZ koronggal egyenletes minőségben nyolc élű lapkát nem sikerült megélezni. A kísérletek azt igazolják, hogy simító esztergálásnál a lapka hátkopását nem befolyásolja lényegesen a különböző élezési mód. Nagyoláskor szintén nem döntő az élezés minősége a lapka hátkopására, ellenben lényeges az él geometriája.

I R O D A L O M

1. Peklenik, J.: Forschungsergebnisse und Erfahrungen beim Zerspannen mit Keramischen Schneidplatten in der UdSSR und der Tschechoslowakei. Industrie Anzeiger, 1957. III. 8. S. 277.
2. Siebel, H.—Fleck, R.: Der Entwicklungsstand der Oxydkeramischen Schneidstoffe in der U. S. A. Industrie Anzeiger, 1957. III. 8. S. 272.
3. Wolf, W.: Keramik und ihre Anwendung als Schneidwerkstoffe. Fertigungstechnik und Betrieb, 1959. IV. S. 220.
4. Opitz, H.: Über die Anwendbarkeit Oxydkeramischer Schneidstoffe und die Ursachen des Verschleisses von Hartmetallwerkzeugen. Microtecnic, 1957. VI. S. 288.
5. Zsiharev, V. J.: Primenenije rezcov sz mineralokeramicseszkimi plasztinkami. Sztanki i Insztrument, 1956. 2. S. 19.
6. Pogány T.: A hazai kerámiai lapkák forgácsolási alkalmazásának eredményei. I. II. Gép, 1955. 11. S. 423—427. Gép, 1955. 12. S. 471—476.
7. Somló P.: Az élezés befolyása a szerszám élettartamára. Vasipari Kutató Intézet, 1956.
8. Szakács Gy.: Finomesztergálás és finomfúrás. Vasipari Kutató Intézet, 1956.
9. Wüthoff, J.: Economic aspect of grinding sintered carbide tools with diamond grinding wheels. The Engineers Digest, 1955. I. S. 22.
10. Zsiharev, V. I.: Iznosz rezcov sz mineralokeramicseszkim plasztinkami. Sztanki i Insztrument, 1955. 5. S. 14.
11. Rappisch, M.—Flex, R.: Gefüge und Standzeitverhalten keramischer Schneidstoffe. Industrie Anzeiger, 1958. VII. 13. S. 689.
12. Jaeger, G.—Kraseman, R.: Neues aus der Oxydkeramik. Berichte der D. K. G. e. v. und das Vereins D. E. e. v. 1952. III. S. 61.
13. Csetverikov, Sz. Sz.: Kermaik v masinosztroenii. Izdatelszvo „Znanie”, 1958.
14. Ryschkewitsch, E.: Keramografie Begriff und Anwendung. Sprechsaal für Keramik, Glas, Email 1955. X. 20. S. 436.
15. Ryschkewitsch, E.: Oxydkeramik der Einstoffsystem vom Standpunkt, der Physikalischen Chemie. Springer Verlag, 1948.

A ZSUGORÍTÁSI IDŐ ÉS A HŐMÉRSEKLET HATÁSA A KERÁMIAI FORGÁCSOLÓ LAPKÁK TULAJDONSÁGAIRA

POGÁNY TIBOR

DK 666.5.046: 221.9.02

1. Összefoglalás

A következőkben a hazai oxidkerámia forgácsoló lapka kutatási kísérleteiből a zsugorítási hőmérséklet és az idő hatásának vizsgálati eredményeit ismertetjük. Ezen a példán keresztül kívánjuk bemutatni módszerünket a jó forgácsolóképeséget biztosító ipari gyártás feltételeinek tisztázására.

2. Bevezetés

A hazai kerámia forgácsoló lapka gyártása a nagy tisztaságú alumínium-oxid bázisán nyugszik. A lapka laboratóriumi előállítási módszerét a Budapesti Elektrokémiai Intézet keretében dolgozó kerámia-kutatók dolgozták ki. A Vasipari Kutató Intézet munkatársai a forgácsolóképeséget és az azt biztosító vizsgálati módszereket állapították meg. A félipari, később az ipari gyártás megindításakor a jó forgácsolóképeséget biztosító gyártási körülmények meghatározása is Intézetünk feladata lett.

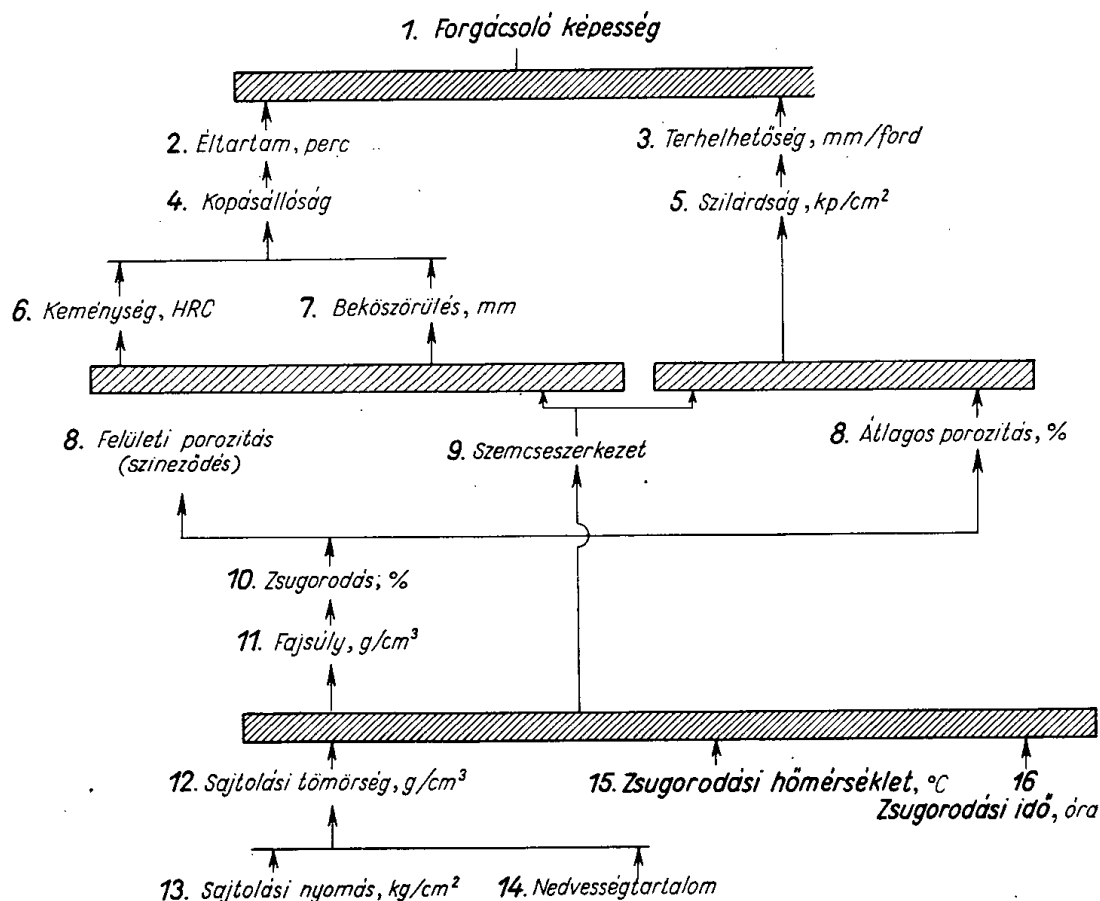
A kerámiai lapka gyártásánál világviszonylatban a legsúlyosabb probléma a minőség egyenletességének biztosítása. A hazai kerámiai lapka kiváló minősége és egyenletessége annak köszönhető, hogy nemcsak a laboratóriumi kísérleti sorozatoknál, hanem az ipari kísérleteknél és az ipari gyártásnál is a fizikai vizsgálatok alapján megfelelőnek bizonyult sorozatokból megfelelő darabszám forgácsolási vizsgálatra kerül. A forgácsolási vizsgálat adja a végső döntést a sorozat minősítésére.

A kerámiai lapka-kutatás kezdetén megállapítást nyert, hogy a forgácsolóképeség mellett a lapka számos más fizikai tulajdonságát is vizsgálni kell. Ezeknek a vizsgálatoknak a célja a lapka, illetve a lapkasorozat egyenletességének megállapítása, a költséges forgácsolási mérések számának csökkentése és a forgácsolási bizonytalanságok kiküszöbölése volt.

A kísérletek ismertetésre kerülő részletének célja az adott alapanyagnál — a gyártási bázisunkat képező 99,96% tisztaságú Al_2O_3 -nál — meghatározni a zsugorítási hőmérséklet és időtartam befolyását a lapka minőségére és megállapítani, hogy milyen eltérések engedhetők meg a megfelelő lapkaminőség biztosítása érdekében.

3. A kísérlet felépítésének alapjai

A 281. ábrán összefoglaljuk — a kísérletek felépítéséhez — eddigi vizsgálataink folyamán mért azokat a fizikai tulajdonságokat, amelyek a lapka forgácsolóképeségét — kísérleteink szerint — lényegesen befolyásolják. A fel-



281. ábra. A forgácsolóképeség függése — kutatási tapasztalataink alapján — kerámiai lapkánál a vizsgált fizikai tulajdonságoktól, azonos poranyag és előkészítési mód esetén

építésnél az alapanyag változását teljesen kikapcsoltuk, és minden tekintetben azonos alapanyagot és sajtolásra előkészítési módot tételeztünk fel. Ez a körülmény a jelen kísérletsorozat folyamán valóban fenn is állt. A lapkasajtolás összes változóit sem tüntettük fel, csupán azokat, amelyek esetünkben leglényegesebben befolyásolták az eredményeket. Hangsúlyozni kívánjuk, hogy összeállításunkat közbelső eredménynek tekintjük, egy kísérletnek arra, hogy ebben a bonyolult, sok változós kérdésben összefoglaló áttekintést adjon.

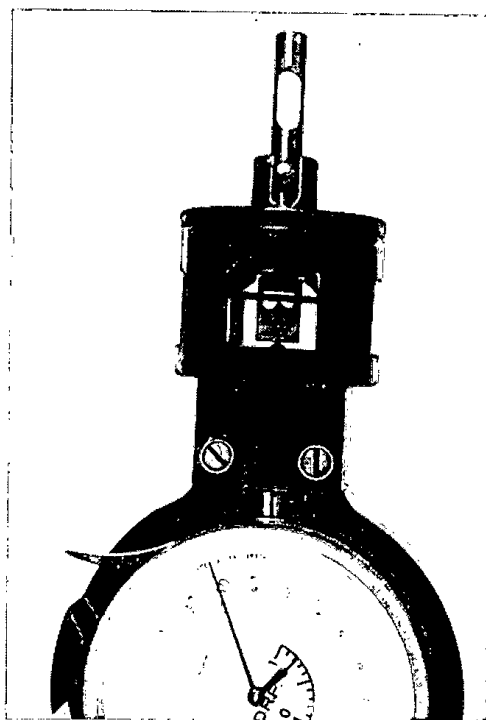
A következőkben az egyes fizikai tulajdonságokat és az ábrázolt kapcsolatokat a számozás sorrendjében ismertetjük.

3.01 *Forgácsolóképeség.* A forgácsolóképeség komplex technológiai tulajdonság. Kísérleteinknél — a kerámiai lapka tulajdonságainak megfele-

lően megválasztott — pontosan lerögzített és azonosan végzett kétfajta forgácsolási vizsgálattal határoztuk meg, az éltartammal és a terhelhetőséggel.

3.02 *Éltartam.* Adott technológiai viszonyok mellett egy szerszámmalnak használhatósági ideje percekben. A mérés hosszú ideje és költségessége miatt rövidített éltartammérésként a forgácsolási kopásállóságot határoztuk meg nagyon nagy mennyiségben.

3.03 *Terhelhetőség.* Forgácsolási szempontból az a legnagyobb előtolás, amelyet meghatározott körülmények mellett a kerámia szerszámanyag



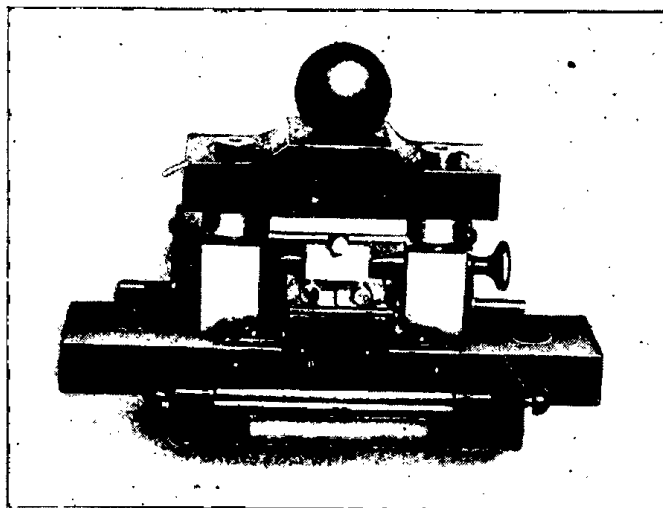
282. ábra. Hajlító készülék a lapkából kivágott $16 \times 5 \times 1,5$ mm-es próbatestekhez (kidolgozva a Vasipari Kutató Intézetben)

esztergálásnál tartósan kibír. Ennek az újabban kifejlesztett forgácsolási vizsgálatnak az eredményei a szerszámanyag szilárdsági tulajdonságaival vannak szoros kapcsolatban.

3.04 *Kopásállóság.* A lapka kopásállóságán a forgács, illetve a munkadarab koptató hatásával szembeni ellenállást értjük. Mérése — meghatározott forgácsolási körülmények mellett — vagy az adott kopás eléréséig eltelt idővel vagy az adott idő alatt keletkezett kopással történik. Kerámiai lapka kísérleteinknél a kopásállóságot jelenleg 400 m/sec forgácsolási sebesség mellett 1 mm fogásmélységgel és 0,2 m/sec előtolással végzett 15 perces hosszesztergálás után keletkező hátkopással mérjük, 60–70 kg/cm szakítószilárdságú szénacél megmunkálásánál.

3.05 *Szilárdság.* Kerámiai lapka szilárdságán — a keményfémhez hasonlóan — elsősorban a hajlítószilárdságot értjük. Kerámiai lapka nyomószilárd-

ságajelőntékeny (pl. LC 96 lapkánál kb. 220 kg/mm²), de húzószilárdsága kicsiny. A húzószilárdság közvetlen mérése nehézkes, és ezért nemzetközileg is a hajlítószilárdság a kerámiai lapka szilárdságára jellemző adat.



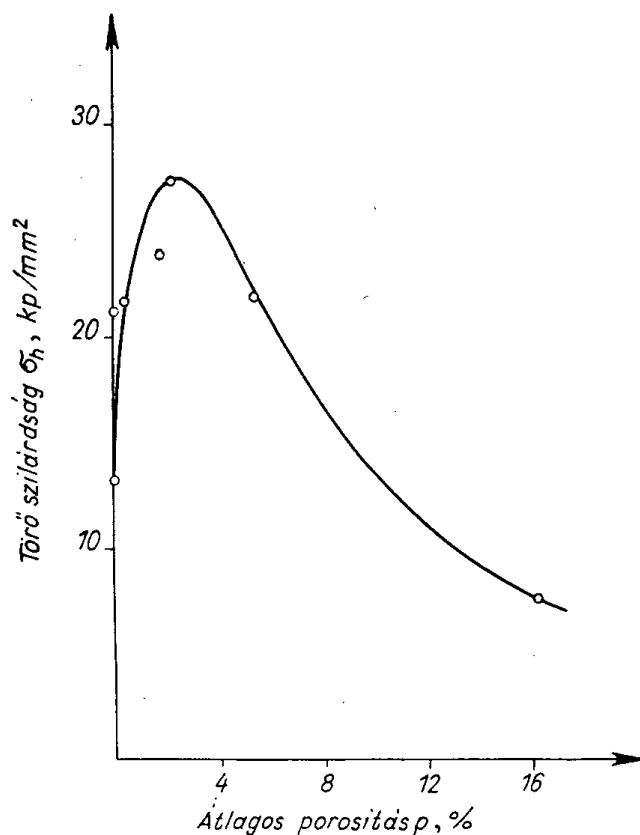
283. ábra. Lapkatörő készülék (kidolgozva a Vasipari Kutató Intézetben)



284. ábra. Beköszörülő készülék kerámia kopásállóságának vizsgálatához (kidolgozva a Vasipari Kutató Intézetben)

Kísérleteinknél kétféle hajlítóvizsgálatot végeztünk. A valószínűségi hajlítószilárdság meghatározására a készre zsugorított lapkából kivágott $16 \times 5 \times 1,5$ mm próbatesten végeztünk méréseket a 282. ábra szerinti mikrohajlító készülékünkben. Ha a relatív összehasonlítás is elégséges volt, a $\pm 0,01$ mm pontossággal azonos vastagságúra készített $16 \times 16 \times 7$ mm-es próbatestet használtuk, a 283. ábra szerinti törő készülékben. Ez az utóbbi az általunk törőszilárdságnak nevezett összetett szilárdságot határozza meg.

3.06 *Keménység.* A keménységen — a nemzetközi használattal egyezően — a Rockwell A-skála szerint 62,5 kg terheléssel mért R_A értéket értjük. Ez a szemcsék kötési keménységére ad jellemző értéket, és nincs összefüggésben az alapanyag Mohs-skála szerinti keménységével. Korrelációs számításaink szerint a számszerűen mérhető fizikai jellemzők közül a keménység adta a legszorosabb kapcsolatot a forgácsolási éltartammal. A kb. 100 értékcsoporttal végzett számításnál az éltartam és az R_A keménység között a korrelációs



285. ábra. Törőszilárdság és átlagos porozitás kapcsolata lapkakísérleteink alapján

együttható értéke 0,71-re adódott. Ily módon statisztikai matematikával igazolható volt, hogy a kopásállóság szempontjából a kerámia keménysége a legjellemzőbb mutató.

3.07 *Beköszörülés.* Az Intézetünkben kifejlesztett beköszörülési vizsgálatoknál (284. ábra) gyémántszemcsés vágótárcsával beköszörülést végeztünk a lapka élére merőlegesen. Korrelációs számításaink szerint a köszörülési nyom mérete és az esztergálási éltartam között is szoros kapcsolat van, a korrelációs együttható 0,68, a keménységnek és a beköszörülésnek az éltartamra vonatkoztatott teljes korrelációs együtthatójára 0,85 értéket kaptunk.

3.08 *Porozitás.* A porozitást két módon vizsgáltuk. Az átlagos porozitást — amely a lapka pórusainak százalékos mennyisége — az elméleti és mért fajsúlyból határoztuk meg. A porozitás egyenlőtlen eloszlása miatt a felületi

porozitást külön is vizsgáltuk. A felületi porozitást könnyen felszívódó festékkel határoztuk meg, és mutatónak a színeződés mértékét tekintettük. Nulla porozitásnál a lapka nem színeződik.

A forgácsolás a lapka felületét koptatja, ennek megfelelően a kopásállóságra jellemzőbbnek bizonyult a felületi porozitás, mint az átlagos. A színeződés mértékétől függően határozott keménységkülönbség is kimutatható. A színeződött lapkák keménysége több R_A -ig terjedően alacsonyabb, mint a nem színeződötteké. Az erősebben színeződött lapkák kopásállósága is mérhetően csökken. A felületi porozitást jelző színeződési vizsgálat, mivel igen jellemző és egyszerű, mind a kísérleti, mind az üzemi vizsgálatoknál nagyon hasznosnak bizonyult. Hőkezelési kísérletsorozatunknál a bezsugorodás alsó értékének határául a színeződés megjelenését tekintettük.

Az átlagos porozitás nagysága kísérleteink szerint a lapka szilárdságát befolyásolja jelentékenyen. Erre példaként a 285. ábra diagramját közöljük. A diagram a törőszilárdság változását adja a porozitás függvényében, egyébként azonos anyagú lapkánál. A porozitás változását a zsugorítási hőmérséklet változásával értük el. A maximális szilárdságot nem nulla porozitásnál kaptuk, amelyre magyarázatot a szemcseszerkezet vizsgálata adott. A zsugorítási hőmérséklet egy határon túli növelésével nemcsak a porozitás csökken, hanem a szemcsék mérete is nő, és ezzel együtt jár a szilárdság csökkenése.

3.09 Szemcseszerkezet. A szemcseszerkezet kérdését jelen kötetben Szakács György cikke részletesen ismerteti.

Itt csak annyit kell megemlíteni, hogy hőkezelési kísérleteinknél a zsugorítási hőmérséklet megengedhető felső határát a szemcseszerkezet eldurvulása szabta meg.

A felsorolt összefüggések alapján a lapka kopásállóságát és szilárdságát adott alapanyag esetén a porozitás és a szemcseszerkezet szabja meg. Ezzel adottak voltak azok a módszerek és hatások, amelyekkel a forgácsolóképesség szempontjából meg lehetett határozni a zsugorítási hőmérsékletek, és idejük alsó és felső határait.

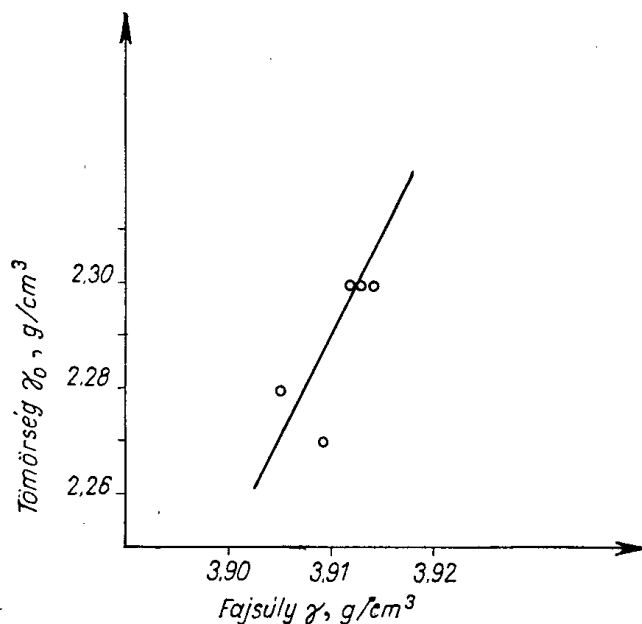
3.10 és 3.11 Zsugorodás, fajsúly. A zsugorodás és a fajsúly olyan, egymással is összefüggő, számszerűen mérhető fizikai tulajdonságok, amelyek a sikeres előállítás döntő jellemzői.

A zsugorodáson a színterelés következtében keletkező százalékos hossz-méretcsökkenést értjük, tehát a lineáris zsugorodást. Értéke a nyers és a kiégetett darab méreteiből meghatározható. Sajtolt lapkáknál a zsugorodás mértékét a sajtolás irányában és arra merőlegesen különbözőnek találtuk. Ezért kísérleteinknél a lineáris zsugorodás átlagos értékét az égetés utáni fajsúlyból és a nyers lapka tömörségéből számítással határoztuk meg. A zsugorodás mértéke a lapka kész méretei szempontjából jelentős, értékelésénél a nyers lapka tömörségét is mindig tekintetbe kell venni. Előnye, hogy egyszerűen számítható, ha a lineáris méretekből határozzuk meg.

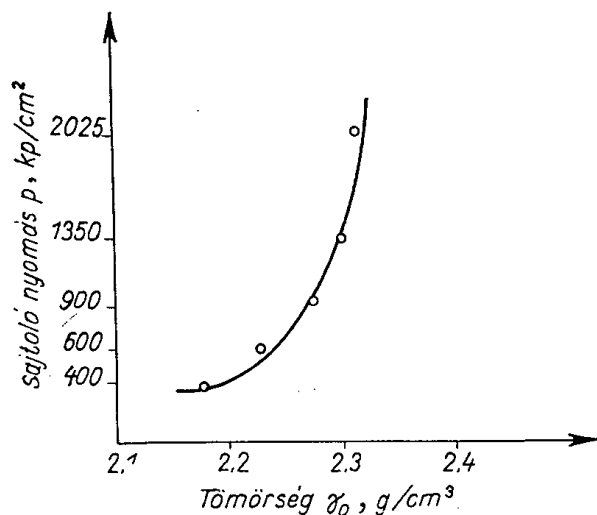
A lapka fajsúlya önmagában is jellemző a zsugorító hőkezelés sikerességére.

Ismert porminőség esetén az előkészítés körülményeitől függetlenül megállapítható a porozitás mértéke és ebből a zsugorítási körülmények helyessége.

3.12 Tömörség. Tömörségen a sajtolt, hőkezelés előtti lapka g/cm^3 -ben mért térfogatsúlyát értjük. A nyers darab tömörsége — azonos zsugorítási



286. ábra. Azonos anyagú és égetésű kerámiai lapka fajsúlyának változása a hőkezelés előtti tömörség függvényében



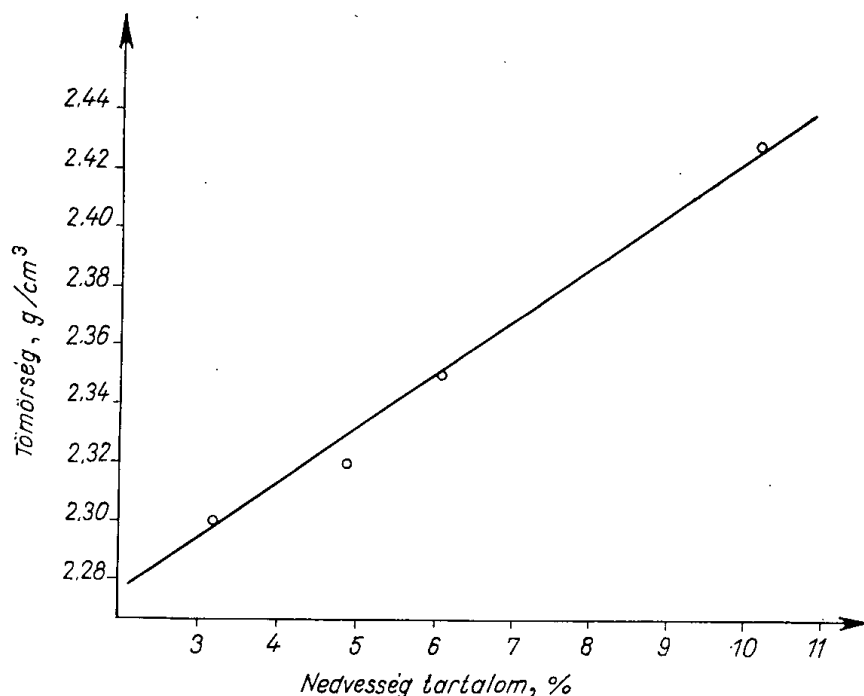
287. ábra. A sajtoló nyomás változásának hatása a lapka tömörségére azonos nedvességtartalom esetén

viszonyok mellett is — befolyásolja a fajsúlyt és bizonyos mértékig a szemcse-szerkezetet is. Ennek szemléltetésére példaképpen a 286. ábra diagramját közöljük. A diagram megadja azonos anyagú, azonos hőmérsékleten és ideig zsugorított lapkák fajsúlyváltozását a tömörség függvényében. Látható, hogy a fajsúly nő a tömörséggel, azonos égetési viszonyok mellett. A zsugorítási hőfok és idő hatását ismerve, ez úgy is fogalmazható, hogy a tömörség növelése hasonló hatást okoz, mint a hőmérséklet vagy hőntartási idő növelése. Össze-

függésük ismeretében meghatározható a kísérleteknél megengedhető szórás, illetve a különbségek a kiértékelésnél korrigálhatók.

3.13 Sajtoló nyomás. Sajtolással készített nyersdaraboknál a tömörséget a kísérleti körülményeink mellett legjelentősebben a sajtoló nyomás és a nedvességtartalom befolyásolja.

A sajtoló nyomás változásainak hatását a 287. ábrán közölt diagramszemlélteti. A sajtoló nyomás növelésével a lapka tömörsége kezdetben erősen, majd csökkenő mértékben nő. A sajtoló nyomás lehetőleg ott választandó, ahol



288. ábra. A nedvességtartalom hatása a lapka tömörségére azonos nyomásnál

a tömörségváltozás már nem jelentékeny. A választásnak felső határt szab az az ismert körülmény, hogy az alapanyagtól és a sajtolási adaléktól függően egy bizonyos nyomás felett sajtolási repedések keletkeznek.

3.14 Nedvességtartalom. A sajtolásra előkészített anyag sajtolás alatti nedvességtartalmának hatásáról a 288. ábra diagramja tájékoztat. A diagram tanúsága szerint növekvő nedvességtartalomhoz növekvő tömörség tartozik. Az alkalmazható nedvességtartalomnak alsó és felső határa is van. Az alsó határt a próbatest kezelhetősége szabja meg; a felső értéknek az szab határt, hogy nagy nedvességtartalomnál a nyomás hatására az anyag képlékenyvé válik.

4. A kísérlet felépítése és körülményei

4.01 A kísérlet felépítése. Az ismertetett kapcsolatok birtokában a zsugorítási hőmérséklet és a hőntartási idő hatásának megállapítására végzett kísérletek felépítése a következő volt:

a) Azonos körülmények között nyers lapkákat sajtoltunk az előzetesen kijelölt tömörséghatáron belül.

b) Egy-egy vizsgálati pont meghatározása öt préstest égetésével történt.

c) A zsugorítást 2 perc és 5 óra közötti hőntartási időekkel végeztük.

d) A különböző hőntartási időtartamú zsugorítások hőfokait úgy választottuk, hogy helyesen kiégetett, alulégetett és túlégetett lapkákat kapjunk.

e) Minden lapka fajsúlyát meghatározva, az azonos viszonyok között égetett öt lapkánál minden esetben a tömörség — fajsúly koordinátarendszerbe berajzoltuk a mért pontokat (lásd 286. ábra).

A pontok legtöbb esetben kis szórással egy egyenes mentén helyezkedtek el. A különböző égetési viszonyok között kapott egyenesek iránytangense gyakorlatilag azonos volt. Ilyen módon meghatározható volt a tömörségnek a fajsúlyra gyakorolt átlagos hatása. Minden égetési viszonynál meghatároztuk ebből a diagramból a tömörség átlagához tartozó fajsúlyt, ezzel a kiértékelésnél teljesen kiküszöbölhetővé vált a tömörség szórás hatása. Ehhez a vizsgálathoz kereken 100 próbatesttel 21 mérési pontot határoztunk meg a fent leírt módon.

f) Az előljáróban felsorolt egyéb fizikai jellemzőket a kísérleti eredmények kiértékelése után a jellegzetes pontokban határoztuk meg.

4.02 A kísérletek körülményei.

a) A kísérleteknél felhasznált anyag 99,95% Al_2O_3 -tartalmú α -korund $1\ \mu$ átlagos szemcsenagysággal.

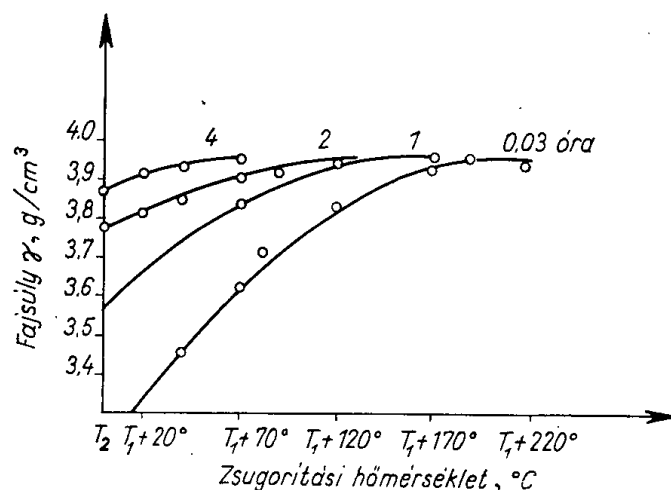
b) A kísérleti darabok alsó és felső bélyeggel dolgozó szerszámban hidraulikus sajton készített $20 \times 20 \times 10$ mm nyers méretű lapkák voltak. A sajtolt lapkák tömörsége $2,28 \pm 0,04$ g/cm³ volt.

c) A kísérleti égetést erre a célra átalakított széncsőfűtésű speciális korundbélésű laboratóriumi Tammann-kemencében végeztük. Az égetés oxidáló atmoszférában történt. Az égetési hőmérséklet-ingadozás a beállított értékhez képest egyórás hőntartásokig $\pm 5^\circ\text{C}$, ennél hosszabb időtartamnál $\pm 8^\circ\text{C}$ a vezérlési hőmérsékleten mérve.

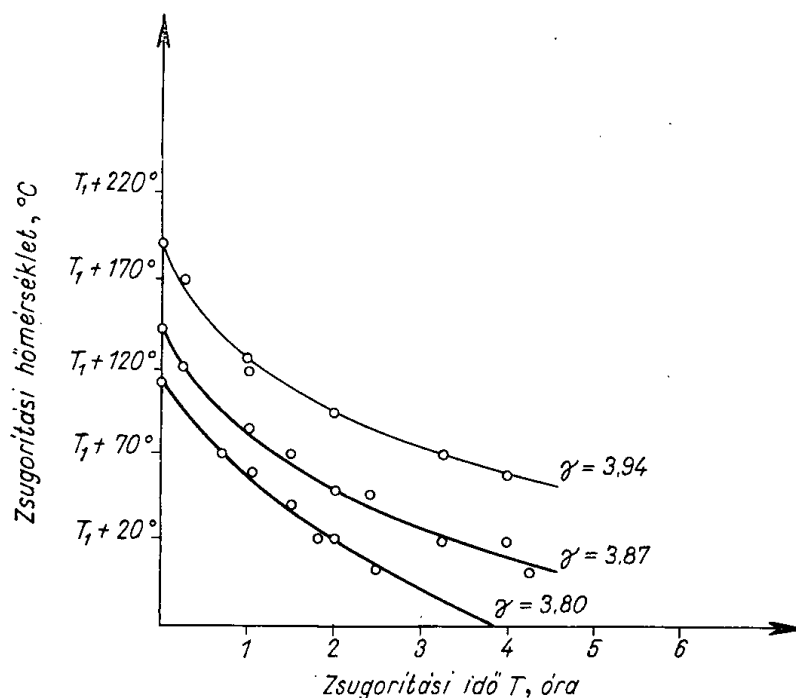
5. Kísérleti eredmények

A kiértékelésnél először fajsúly szerint rendeztük a lapkákat. Megállapítható volt, hogy a $3,94$ g/cm³-nél nagyobb fajsúlyú sorozatok kivétel nélkül durva szemcsések lettek. Ez független volt attól, hogy ezt a fajsúlyhatárt kisebb hőmérsékleten hosszabb hőntartással vagy nagyobb hőmérsékleten rövidebb idejű égetéssel érték el. A $3,87$ és $3,94$ g/cm³ közötti fajsúlyú sorozatokban mind vegyes, mind durva szemcsés lapka volt. A $3,80$ és $3,87$ g/cm³ közötti fajsúlyúak egyenletes finom szövetszerkezetűek voltak, és a színeződési vizsgálat nem mutatott felületi porozitást. A $3,80$ g/cm³-nél kisebb fajsúlyú lapkák egyértelműen színeződtek, azaz felületi porozitást mutattak.

Forgácsolási szempontból az adott alapanyagnál a fentiek szerint azok az égetési körülmények eredményesek, amelyek a $3,80$ és $3,87$ g/cm³ közötti fajsúlyt biztosítják. Ezt a két hőfokhatárt kell meghatározni minden égetési időhöz. A feladat elvégzésére a mérési adatokból a 289. ábra diagramját szerkesztettük meg. A diagram a fajsúlyváltozást ábrázolja a zsugorítási hőmérséklet és időtartam függvényében. Ebből a diagramból meghatároztuk



289. ábra. A lapka fajsúlyának változása az égetési hőmérséklet függvényében a 99,95 Al_2O_3 -tartalmú kísérleti anyagunknál, 2,28 nyerslapka-tömörsegnél



290. ábra. A helyes égetés zónája zsugorítási hőmérséklet—zsugorítási idő koordináta-rendszerben. Az égetési zónát a 288. ábra diagramjából meghatározott azonos fajsúlyok görbéi határolják

a 3,80 és 3,88 g/cm^3 fajsúlyt biztosító, összetartozó hőntartási idő és hőfok-értékeket. Ezeket a pontokat a 290. ábrán berajzoltuk a zsugorítási idő—zsugorítási hőmérséklet koordináta-rendszerbe. Az azonos fajsúlyú pontok igen kis szórással egy folyamatos görbével összeköthetők voltak.

A 3,80 és 3,87 g/cm^3 -es fajsúlyok görbéi a diagramot három mezőre osztják. A két görbe közötti területre eső hőkezeléssel jó forgácsolási minőségű

lapkákat kapunk. Ez az adott pontra nézve a helyes égetés mezeje, amelyet „jól égető zónának” nevezünk. A $3,80 \text{ g/cm}^3$ -es fajsúlyok görbéje alatti mezőből felületileg is porózus (színeződő) lapkákat kapunk, amelyek kopásállóság és szilárdság szempontjából kisebb értékűek. A $3,87$ -es görbe feletti mezőbe eső hőkezelésnél a durva szemcsék keletkezésének veszélye forog fenn. Teljesség szempontjából berajzoltuk a $3,94 \text{ g/cm}^3$ fajsúly vonalát is, amely feletti területről minden esetben teljes keresztmetszetükben durva szemcsés lapkákat kaptunk.

Mindhárom mezőből származó lapkákon keménységi és forgácsolási méréseket végeztünk. A vizsgálatok mind rövid, mind hosszú zsugorítási időnél a szemcseszerkezet, illetve a színeződés alapján a várt eredményeket adták.

Az ismertetett kísérletsorozaton kívül, eltérő előkészítésű porokkal is végeztünk ellenőrző kísérleteket. Ezek hasonló jellegűeknek bizonyultak.

ÖSSZEFOGLALÁS

A kísérleti eredmények alapján megállapítható :

1. Az Al_2O_3 anyagú lapkák forgácsolási szempontból jó eredményt adó égetésének van alsó és felső hőfokhatára. Ezek a zsugorítási időtartam növelésével csökkennek.

2. Az alsó és a felső égetési hőfokhatárok közötti különbsége (jól égetési zóna) a hőtartás időtartamával növekszik. Tehát hosszabb hőtartásnál a megengedhető hőfokkülönbség nagyobb lehet.

3. Azonos zsugorítási időkhöz tartozó jól égetési zónahatárok helye és távolsága a por minőségének függvénye.

4. A lapkák égetés előtti tömörsége befolyásolja a szükséges égetési hőfokot, illetve hőtartási időt. A tömörség megengedhető szórása a hőmérséklettartás pontosságából és a jól égetési zóna szélességéből meghatározható.

A közölt kutatás a Különleges Anyagok Osztálya kerámia csoportja közös munkájának eredménye, ennek a témarésznek a felelőse *Mihályi Ferenc* tudományos munkatárs volt.

I R O D A L O M

Agte—Kohlermann—Heymel: Schneidkeramik — Akademie Verlag. Berlin 1959.

H. Britsch: Das Sintern von Korund — Ber. Dtsche. Keramische Ges. Band 36 (1959) s 133—164.

Isaev—Zorev—Kucsma: Rezanie Metallov Keramicseszkim Instrumentom. Moszkva 1952.

Kitajgodszkij—Pavluskin: Iszkussztvennij szverprozsnüj mikrolit Steklo i keramik 1953. nov. p. 4—7.

Knudsen, F. P.: Journ. Am. Cer. Soc. Cer. Abst. Bd. 42 (1959) No 8. 376—387.

Pahlitzsch—Kamiske: Untersuchungen und Vergleich von Keramischen Drehwerkzeugen verschiedener Herkunft... Werks. Betr. 1960 szept.

Pogány T.: Hazai keramikus lapkák vizsgálati módszerei. GÉP, 1959 aug.

Pogány T.: Oxidkerámia forgácsoló lapkák kopásvizsgálatának egyes eredményei. (Lengyelül) Mechanik-Warsava 1959 No. 8., S 413—417.

Staudinger, H.: Keramische Schneidstoffe. Werkstattstechnik. 1960. No. 5. S 254—262.

Szakács György: Az esztergálási éltartam és a keramikus lapka szemcséfinomsága közötti összefüggés vizsgálata. Kohászati Lapok, 1960 7—8. sz.

HEGESZTÉSI OSZTÁLY

Feladata vasötvözetek hegesztési metallurgiájának és technológiájának fejlesztése, hegesztési alapanyagok és eljárások kidolgozása. Nem foglalkozik hegesztő gépek és berendezések tervezésével, de feladatát képezi azok hegesztéstechnikai szempontból való kipróbálása és értékelése.

Tervezőintézeteket és a megfelelő iparági vállalatokat tanácsával támogatja, hegesztéstechnikai kérdésekben hegesztési szempontból felülbírálja a részükre feladatul adott terveket. A hegeszthető alapanyagok kidolgozásában együttműködik az Intézet Acélmetallurgiai és Öntödei osztályával, és párhuzamosan végzi a kidolgozott acél- és öntöttvas-fajták hegeszthetőségi vizsgálatait. Új elektródatípusok kidolgozására alapvető kutatásokat végez, és a kialakított optimális gyártási technológiát alkalmazásra átadja a Csepeli Elektrodagyárnak.

1959-ig főleg a fent felsorolt témakörökben végezte kutatásait, amelyek közül az alábbiakat soroljuk fel vázlatosan:

Szerszámok felrakóhegesztése és hőkezelése, szerszámok felújítása hegesztéssel, szürke öntöttvas ívhegesztése, hegesztési varratok hőkezelésének megoldása infravörös hősugárzókkal, nagyméretű ötvöztött acélöntvények javítása, nagy folyáshatárú gyengén ötvöztött szerkezeti acélok hegesztéstechnológiájának, valamint a hegesztés metallurgiájának kikísérletezése, hegesztési varratvizsgálatok, nagy termelékenyséigű hegesztő eljárások, mint fedettívű automatikus hegesztés, gazdaságos lángvágás szerkezeti részeinek kialakítása, ötvöztött acélhuzalok pótlására bevonat ötvöztetés, fedőporból való ötvöztetés eljárásainak és anyagának kidolgozása.

Jelenleg az osztály két nagy csarnokban és egy laboratóriumban számos — és ma már modernnek tekinthető — berendezéssel végzi megfelelő személyi ellátottság mellett a távlati fejlesztés, valamint az ipari alkalmi igények kielégítését, és kutatási területét sok más területre is kiterjesztette, mint amilyenek a védőgáz hegesztés, az ellenálláshegesztés stb.

Sz. M.

A VASIPARI KUTATÓ INTÉZET ÉS A CSEPELI ELEKTRÓDAGYÁR 10 ÉVES EGYÜTTMŰKÖDÉSÉNEK EREDMÉNYEI ELEKTRÓDAVÁLASZTÉKUNK FEJLESZTÉSE

FLIEGER NÁNDOR és GYENES JÓZSEF

DK 621.791.742

A Vasipari Kutató Intézet Hegesztési osztálya és a Csepeli Elektrodagyár Üzemi Laboratóriuma között egy évtizedes kapcsolat áll fenn. A tudomány és az ipar nagyon szoros kapcsolata ez, amelyet a témafelvetéstől a megvalósításig és az ipari bevezetésig mindig a legtökéletesebb együttműködés jellemez. Ez az együttműködés állandó jellegű, megszakítás nélküli, rendszeres és módszeres. Az általában havonként tartott munkaértekezletek színhelye felváltva a Vasipari Kutató Intézet és a Csepeli Elektrodagyár. A munkaértekezletek anyagát a Kutató Intézet éves tématerve, illetve az Elektrodagyár műszaki fejlesztési terve szolgáltatja. De azok a problémák is megvitatásra kerülnek, amelyek a folyamatos gyártás során merülnek fel az Elektrodagyárban, illetve amelyeket a hegesztőipar vet fel. Aki a munkaértekezletek jegyzőkönyvét átlapozza, elcsodálkozik azon, hogy a magyar hegesztőanyag-gyártó iparnak és a hegesztőiparnak milyen sok problémáját oldotta már meg ez a kis munkaközösség az elmúlt 10 év alatt.

Magyarországon nincs hegesztéstechnikai intézet. A magyar hegesztőipar mégis némiképpen helyt tud állni a korszerű hegesztéstechnika által felvetett legégetőbb problémák megoldásában. Ez jó részben ennek a munkaközösségnek köszönhető. Ez a munkaközösség tűzte ki célul a meglevő elektródátípusok javítását, új elektródátípusok létrehozását, az új elektródátípusok gyártástechnológiájának és hegesztéstechnológiájának részletes kidolgozását.

Mik azok az eredmények, amelyekhez a 10 éves jó együttműködés vezetett?

1. Létrehoztuk, illetve megjavítottuk az *ötvözetlen acélok* hegesztésére szolgáló hat elektróda-alaptípust. Ezek közül három, az ívstabilizáló, oxidáló és ércsavas már előbb is megvolt, de ezek átalakítására, a mindenkori anyagbeszerzési viszonyokhoz való áthangolására, szilárdsági tulajdonságaik megjavítására ebben az időszakban került sor, sőt az ércsavas típusú elektródáknál ez a munka még jelenleg is folyamatban van.

A bázisos, rutilos és cellulóz típusú elektródákat mint teljesen új típusokat bocsátottuk az ipar rendelkezésére. Ezek közül a cellulóz típusú elektródát és a rutilos lemezhegesztő elektródát csak nemrég dolgoztuk ki. Ez a hat alaptípus most már alkalmas a legtöbb hegesztési feladat megoldására, amely a

szerkezeti és a gépacélok hegesztése során felmerülhet, sőt az ER 3 jelű rutilos lemezhegesztő elektróda a vékonylemez szerkezetek, járműkarosszériák hegesztésének égető problémáját is megoldotta. Ma már ott tartunk, hogy a különböző kényesebb hegesztési feladatok megoldására nem csupán az ércsavas ES1 elektródát tudjuk ajánlani, amelynek őse az „univerzális” WEF elektróda volt, hanem emellett — és pedig az alapanyag minőségétől, a lemezek illesztésétől, a hegesztési helyzettől stb. függően — az ER1-et, az EB1-et, illetve az EC1-et is.

Ahol nagyon nagy szilárdsági követelményeket támasztanak, vagy ahol az alapanyag C- és S-tartalma a szokásosnál nagyobb, oda a bázisos elektródák alkalmazását, ahol rossz a lemezek illesztése, ahol nagy hézagokat kell áthidalni vagy ahol kisebb gyakorlatú hegesztők dolgoznak, oda a rutilos elektródák alkalmazását, és ahol nagyon nehéz hegesztési helyzetben kell hegeszteni, pl. függőlegesen felülről lefelé is, oda a cellulóz típusú elektródák alkalmazását javasoljuk. A hegesztések nagy többségéhez ötvözetlen acélhegesztő elektródákra van szükség, ezért a munkaközösségnek éveken keresztül a fő témája volt a kötőhegesztő elektródák receptúrájának kidolgozása. A legfontosabb típusok kialakításával ez már nem önálló téma, de a meglevő típusok minőségi ellenőrzése, tovább fejlesztése és a helyes alkalmazásra való nevelés a munkaközösségnek állandó napirendi feladata marad, hiszen ezen az óriási területen szorul legtöbb segítségre a hegesztőipar. A készülő új magyar szabvány szellemében — amelynek megalkotása körül szintén komoly szerepet vállalt ez a munkaközösség —, elkezdjük az alaptípusok, elsősorban a rutilos és az egyre növekvő jelentőségű bázisos elektródák kis, közepes és nagy szilárdságú változatainak kidolgozását is.

Az ötvözetlen kötőhegesztő elektródák területén legnagyobb jelentőségűnek tartjuk a rutilos elektródák kikísérletezését 1954-ben. Ezekből a magyar hajóipar évente 1000 tonnát használ fel, ami kb. 3,5 millió forint, tehát mostanáig 15 millió devizaforint megtakarítást jelent. Az ebben az évben kidolgozott rutilos lemezhegesztő elektródával is elérhető, számításunk szerint, évi 1 millió forintos megtakarítás a jármű hegesztőipar területén.

2. A *gyengén ötvözött acél* hegesztőelektródák közül az $E CrMo_1$ és az $E CrMo_2$ -öt hozta létre a munkaközösség. Mindkettő bevonatból ötvözött elektróda. Nagy jelentőségük éppen abban rejlik, hogy a megfelelő ötvözött acélhuzalok előállítása nagyon költséges volna a különleges huzalhúzási technológia miatt. Ezeknek az elektródáknak huzalja — éppúgy, mint a kötőhegesztő-elektródáké — egyszerű ötvözetlen acél, a bevonatba beépített ferrokróm és ferromolibdén ötvözik fel a heganyagot hegesztéskor.

Az $E CrMo_1$ elektróda rutil alapú bevonatú, amely finomcseppes leolvadást és ideális hegesztési tulajdonságokat biztosít. A heganyag Cr-tartalma 1%, Mo-tartalma 0,5% körül van. Cr-Mo ötvözésű hidrogénálló acélok hegesztésére alkalmas. Legfontosabb tulajdonsága a nagy tartós szilárdság.

$E CrMo_2$ ugyancsak rutilos bevonatú elektróda. A heganyag Cr-tartalma 2,5%, Mo-tartalma 0,8% körül van, és némi vanádiumot is tartalmaz, tehát ez Cr-Mo-V-ötvözésű hidrogénálló acélok hegesztésére szolgál. Nagynyomású és nagy üzemi hőmérsékletű kazánok hegesztése is ezzel az elektródával vihető keresztül. Ezekből az elektródákból eddig 25 tonnát gyártottunk. Helyettük ötvözetlen elektródákat nem lehet alkalmazni, tehát ezek hiányá-

ban mindenképpen külföldi elektródát kellene használni. Ezzel a két elektródátípussal — ezek szerint — közel 1/2 millió forint megtakarítást értünk el eddig. Ebből a két típusból a közeljövőben bázisos változatokat is fogunk készíteni, amelyek még kedvezőbb szilárdsági tulajdonságúak lesznek.

3. *Erősen ötvözött szerszámfelrakó elektródákat, bevonatötvöztetés változatban, külföldi viszonylatban is az elsők között hozott létre munkaközösségünk.* A még máig is fennálló előítéletek ellenére a bevonatötvöztetés módszere a meleg- és hidegmegmunkáló, valamint forgácsoló szerszámelektródák kialakításában kitűnően bevált. Hét szerszámfelrakó elektródát dolgoztunk ki 5 év alatt.

Melegszerszám-felrakó elektródák. *Ef WS₁* nagy teljesítményű kovácsszerszámok felújítására szolgáló elektróda bázisos bevonattal. A heganyag kb. 10% W-t és kb. 2,5% Cr-t tartalmaz, kis C- és V-tartalom mellett. A heganyag keménysége hegesztés után fűvott levegővel hűtve 50—55 HR_c. *Ef WS₂* közepes teljesítményű kovácsszerszámok felújítására szolgáló elektróda ugyancsak bázisos bevonattal. Ennek heganyaga szegényebb ötvözőkben: 5—6% W-t és 2—3% Cr-t tartalmaz, kisebb C és kevés Mo mellett. A heganyag keménysége valamivel kisebb az előbbinél: hegesztés után fűvott levegővel hűtve 45—50 HR_c, de ez megfelelő hőkezelési technológiával 55 HR_c-re is felvihető.

Ezeknek az elektródáknak nagyon nagy előnyük, hogy nemcsak régi szerszámok javításához, hanem új melegmegmunkáló szerszámok munkafelületeinek elkészítéséhez is használhatók szénacél alapanyagon. A felújított szerszámok élettartama a régi többszörösére növekszik, így a kovácsológépek szerszámköltségeit nagyon nagy mértékben lehet csökkenteni ezeknek az elektródáknak a használatával.

Hidegmegmunkáló szerszámelektróda. *Ef CrS₁* bázisos bevonatú ledeburitos elektróda. Igen jól bevált a régi szerszámok vágóéleinek, munkafelületeinek feltöltésére, illetve teljesen új szerszámok gyártására, takarékcéllal készült alapanyagokra történő felhegesztéssel. Az elektróda heganyaga kb. 2% C mellett kb. 14% Cr-t tartalmaz. Keménysége hegesztés után 40—50 HR_c, amely 18—20 HR_c-re lágyítható és 60—65 HR_c-re edzhető. Jól használható vörösrézgyám alkalmazásával a nagyon gazdaságos egytömögű, salakozás nélküli hegesztésre is.

Gyorsacél elektródák. Összesen öt gyorsacél hegesztő elektródát kísérleteztünk ki: 2 db 585-ös, 2 db G 370-es és 1 db G 275 típusúval. Az első négy bevonatötvöztetéssel, az ötödik a bevonatötvöztetés és a huzalötvöztetés kombinációjával készült.

Ef G 585. Nagy cseppes és finom cseppes, tehát bázisos és rutilos kivitelben készült. Gyorsacél forgácsoló szerszámok felújításához vagy új szerszámok készítéséhez használható szénacél alapanyagon. A heganyag kb. 1% C-t, 5% Cr-t, 10% W-t és 2,5% V-t tartalmaz. Keménysége hegesztés után 60—63 HR_c, fűvott levegőáramban edzve. 26—28 HR_c-re lágyítható.

A finom cseppes elektróda jellegénél fogva csak varratszerű hegesztésre alkalmas, a nagy cseppes a salakozás nélküli egytömögű gyám melletti hegesztésre is kiválóan alkalmas.

Az *Ef G 370* szintén nagy cseppes és finom cseppes változatban készül. Alkalmazási területe az előbbiekkal azonos, de a heganyag nagyobb W-tartalma miatt még nagyobb igénybevételeket is elbír.

Az *Ef G 275* finom cseppes változatban készült, de csak nagyon kis mennyiségben, mivel ehhez 5–6% Co-tartalmú huzal szükséges, amelynek előállítása jelenleg Co hiányában szünetel. A heganyag az előbbieknél nagyobb éltartósságával tűnik ki.

A szerszámfelrakó elektródák jelentősége nagyon nagy. Vagonszámba tehető az a nemes valutát jelentő szerszámmegtakarítás, amely ezeknek az elektródáknak az alkalmazásával elérhető. Ezek felhasználása már országos szinten történik. A különböző bemutató előadások, tanfolyamok, kiadványok a hegesztő szakemberek százait oktatta ki ezeknek az elektródáknak a használatára és a hőkezelési technológiára. A 4 év alatt gyártott szerszámelektródák mennyisége 72 tonna, ami, ha csak 10-es szorzószámot használunk is (a felújított vagy javított szerszámok súlyának 10%-át véve felrakott elektródasúlynak), 720 tonna szerszámacél-megtakarítást, vagyis közel 30 millió devizaforint megtakarítást jelent.

4. *Öntöttvas hegesztőelektródák.* A munkaközösség a szürkeöntvények javításához szükséges öntöttvas alapú félmeleghegesztő elektródák kikísérletezésével is foglalkozott. Két változatot hoztunk létre:

EÖV₁ öntöttvas alapú, mártott kivitelű pálca olyan bevonattal, amely a jó hegesztési tulajdonságokat biztosító anyagok mellett grafitkiválasztó hatású anyagokat is tartalmaz. Ez az elektródatípus jól bevált az öntödei javítómunkákhoz, tehát az öntödei selejt csökkentésére. Gyártása azonban a megfelelő öntöttvas pálca alapanyag miatt korlátozott. Ezért kellett más megoldást találnunk, így született meg az

EÖV₂ bevonatötvöztetéses öntöttvas hegesztőelektróda, amelynek heganyaga szürkeöntvény jellegű. A bevonatötvöztetéses elektróda-előállítás egyik legszebb teljesítménye ez az elektródatípus, mert hiszen ötvöztelen szénacél-huzalból állítunk elő nagy C- és Si-tartalmú öntöttvas heganyagot.

10 év munkáján tekinthetünk végig. Érdekes megjegyezni, hogy az első 5 év alatt inkább csak az alapot raktuk le, megismertük egymást, kidolgoztuk munkamódszereinket és stabilabbá tettük a négy legfontosabb kötőhegesztő elektróda receptúráját. Komolyabb eredmények, a rohamos ütemű felfejlődés a választékbővítés területén a második 5 évre esnek: 2 kötőhegesztő elektróda, 2 gyengén ötvözött elektróda, 9 szerszámfelrakó elektróda és 2 öntöttvas hegesztőelektróda, tehát összesen 15 új elektróda-típus született meg. A munkaközösség által létrehozott elektródákkal eddig 5 év alatt mintegy 45 millió devizaforint megtakarítást értünk el, vagyis átlagban közel évi 10 millió forintos megtakarítást biztosítunk népgazdaságunk számára. Ilyen eredmények nemcsak a jól végzett munka büszkeségével töltenek el bennünket, hanem egyben újabb feladatok vállalására is köteleznek. Komoly, nagy távlati feladatokat tűztünk ki magunk elé a következő évekre: a kötőhegesztő elektródák választékának további bővítését, újabb szerszámfelrakó elektródákat, elsősorban a bányaszerszámok felújításához, továbbá ötvöztelen és ötvözött fedőporok kikísérletezését a fedettívú automatikus hegesztéshez.

Meg vagyunk győződve arról, hogy ezeket a feladatokat is meg tudjuk oldani munkaközösségünk jó együttműködésen alapuló lelkes munkájával.

SZERSZÁMOK FELRAKÓ HEGESZTÉSE

DR. ZORKÓCZY BÉLA
a műszaki tudományok kandidátusa

DK 621.791.92

1. *A témakör jellemzése*

Szerszámok céljaira iparunk évenként több száz tonna ötvöztött, sőt tekintélyes részben erősen ötvöztött acélt használ fel. Működés közben a szerszámok alakító, vágó vagy forgácsleválasztó munkát végeznek. A dolgozó szerszám anyagának igénybevétele annak egyes helyein lényegesen különböző: a szerszám dolgozó felülete, vágó éle nagyon nagy felületi nyomásnak, koptató hatásnak, esetleg nagy helyi felhevülésnek van kitéve; a dolgozó felületet, az élt alátámasztó, hordozó szerszámtest vagy szár viszont nagy statikus és majdnem mindig dinamikus igénybevételeknek: hajlításnak, nyomásnak, nyírásnak, csavarásnak van kitéve.

Az igénybevételek szerint tehát a szerszámok dolgozó felületeinek, éleinek nagyon kemény, kopásálló és egyéb szerszámtípusoknál hőszilárd anyagból, a szerszámtestnek, illetve szárnak pedig megfelelő szilárd (esetleg hőszilárd) és mindenkor szívós anyagból kell készülnie. A legnagyobb keménység- és kopásállás, különösen hőszilárdsággal egybekötve, csak erősen ötvöztött acéllal érhető el. A legnagyobb kopásállást biztosító edzési keménység, valamint a komplex karbidok természetes keménysége viszont minimális szívóssággal jár együtt, tehát a szerszámél céljaira legjobb erősen ötvöztött acél, a szerszámtest számára nem a legjobb. Erre a célra az ötvöztetlen és kissé ötvöztött acél jobban megfelel.

Ezért alakultak ki a betétkéses, a gyorsacéllapkás és a keményfémlapkás forgácsoló szerszámok. A szerszámél felrakó hegesztésnek is ugyanez adja meg a létjogosultságot, de még azzal a jellegzetességgel, hogy a kemény él szívós testtel való kapcsolásának alkalmazási területét szinte korlátlanul kiterjeszti. Ennek a technológiának felhasználási területe természetesen a teljesen ötvöztött acélból készült kopott élű vagy törött szerszámok felújítása is hegesztés útján.

2. *A kutatás feladata*

A kutatás végcélja az volt, hogy a szerszámfelújítás céljaira megfelelő hegesztő elektródafajtákat és azok alkalmazási technológiáit kidolgozzuk. De ezenfelül és fő célként felkutassuk a takarékos, tehát ötvöztetlen szerszámtestre felhegesztett erősen ötvöztött élű, illetve dolgozó felületű szerszámok

fajtáit; ezek számára kiválasszuk a legalkalmasabb alapanyagot, kidolgozzuk a megfelelő elektródát és a felhegesztés, valamint a hőkezelés technológiáit. A munkát a kutatási eredmények ipari bevezetése tetőzte be.

A feladat sokrétű és nagy kiterjedésű. Megoldásában az Intézet irányítása alatt a Miskolci Nehézipari Műszaki Egyetem Mechanikai Technológiai Tanszéke és a Csepeli Elektródagyár dolgozói, az eredmények ipari alkalmazásának kiszélesítésében pedig az érdekelt vállalatok dolgozói is részt vettek. A munkamegosztásnál igyekeztünk betartani a Magyar Tudományos Akadémia Műszaki Osztályának a hazai kutatómunka tagozódására vonatkozó azt az irányelvét, hogy az elvi kutatás az egyetemi tanszékek, az iparági kutatás a kutatóintézetek és a konkrét gyakorlati alkalmazás a gyári kísérleti laboratóriumok feladata.

Aszerszámél felrakó hegesztésének sikeres alkalmazása nem könnyű feladat. Külföldön a 30-as években kezdték alkalmazni, de éppen a hegesztési és a hőhatás okozta hibák miatt komoly mértékben nem tudott elterjedni.¹ A fent vázolt 3 lépcsős kutató munkán kívül ezért előadások, bemutatók, kurzusok, brosúrák és oktató film útján igyekeztünk megteremteni azt a hegesztéstechnikai kultúrát, amely a felrakó hegesztés eredményes elterjesztését biztosíthatta.

3. Szerszámfelrakó elektródák

A szerszámfelrakó hegesztés nagyüzemi alkalmazásának első feltétele az előírt összetételű erősen ötvöztött varratot adó, jó hegesztési tulajdonságokat biztosító, tömeggyártásban gazdaságosan készíthető elektródaválaszték. Ennek legegyszerűbb megoldása a megfelelően ötvöztött huzalból készült fém pálcák bevonása megfelelő ívstabilizáló és salakvédelmet adó kerámiai gyurma rásajtolása útján. Jól profilozott minőségi acélárugyár hiányában a gyorsacél- és a ledeburitos króm acél-huzalok tömeggyártását nem tudtuk biztosítani.

Az elektródaválaszték kidolgozását célzó kutatómunkánk számára tehát csak a nehezebb és hosszabb út maradt: a bevonatból való ötvöztetés. Az ún. bevonatötvöztetésű elektródák fémmagja azonos az ötvöztetlen acélok kötőhegesztéséhez használt elektródák huzalával (MSZ 6281). Bevonata az ívstabilizáló és salakvédő alkotókon kívül annyi grafitot, ferroötvözetet és fémoxidot tartalmaz, amennyi a lágyacél pálcá anyagának az ívben való átolvadás közben az előírt mértékben való ötvöztetéséhez szükséges.

Számos beötvöztetési és fémsalak-egyensúlyi kísérlet alapján dolgoztuk ki azokat az elektródafajtákat, amelyeknek adatait a 139. táblázatban közöljük.

A 139. táblázatban összefoglalt elektródák közül azok, amelyek jele F betűt tartalmaz, rutilos bevonatúak. Ezek anyaga finom cseppekben olvad, csekély beolvadású és finom élek felrakására alkalmas. Hegesztésükhöz mindkét áramnem alkalmas.

A többi elektróda bevonata mészbázisos, nagy cseppekben olvad le. Hegesztésük csak egyenáram + sarkáról végezhető. Nem érzékenyek túlhevítésre, ezért nagy tömegű salakolás nélküli felrakó hegesztésre alkalmasak.

¹ Pattermann O.: „Werkzeugstähle” (Kladno 1937) 395—396. o.: „Dagegen ist das autogene und elektrische Auftragschweissen bei Werkzeugen nur ausnahmsweise zu empfehlen...”

139. TÁBLÁZAT
A szerszámmel felrakó elektródák adatai

Sor- szám	Elektróda jele	Hegesztő áram erőssége, A mm átmérőnél					A varrat (heganyag)										Megjegyzés (színelzés, árammen- felhasználás)
							összetétele, %					keménysége, HR _c					
							C	Cr	W	V	Mn	Si	hég.	lágú	edzve		
1.	EfCrS1	150— —170	180— —240	250— —290	290— —340	1,7— —2,5	12— —15	—	—	0,35— —0,70	0,2— —0,4	40— —50	20— —23	63— —67	narancssárga egyenáram + sarok hidegkivágó lyu- kaszító szersz. húzógyűrűk		
2.	EfG275F	120— —140	150— —170	180— —230	230— —260	0,75— —0,95	4,5— —5,2	17,5— —19,5	1,2— —1,8	0,25— —0,6	0,3— —0,6	59— —62	28— —32	63— —66	Co = 4—6% egyen- és váltóáram legnagyobb teljesít- ményű gyorsacél		
3.	EfG370F***	120— —140	150— —170	180— —230	230— —260	0,75— —0,95	4,5— —5,2	17,5— —19,5	1,2— —1,8	0,25— —0,6	0,3— —0,6	59— —62	28— —32	63— —66*	fekete egyen- és váltóáram nagy teljesítményű gyorsacél		
4.	EfG585N	140— —160	170— —220	240— —270	280— —320	1,1— —1,3	4,5— —5,8	11— —13	2,5— —3,2	0,25— —0,6	0,2— —0,5	59— —62	26— —30	64— —66**	citromsárga egyenáram + sarok gyorsacél szersz.		
5.	EfG585F	120— —140	150— —170	180— —230	230— —260	0,8— —1,1	4—4,6	10—13	2,3— —2,8	0,25— —0,6	0,3— —0,6	59—62	26—30	64— —66**	fekete egyen és váltóáram gyorsacél szersz.		
6.	EfWS1	120— —150	140— —180	170— —250	230— —280	0,3— —0,4	2—2,7	8—12	0,2— —0,5	0,3— —0,6	0,2— —0,5	45—55	19—25	50—55	sárga egyenáram + sarok nagy teljesítményű melegsajtoló szersz.		
7.	EfWS2	120— —150	140— —180	170— —250	230— —280	0,2— —0,4	1,6—3	5—6	—	0,3— —0,6	0,2— —0,5	40—50	19—25	50—55	zöld Mo = 0,2—0,4% egyenáram + sarok melegsajtoló szersz.		

* Edzést követő kétszer 45 perces 560—570° C-on való megeresztés utáni keménység.

** Edzést követő kétszer 45 perces 540—550° C-on való megeresztés utáni keménység.

*** Nagy cseppes változata: EfG370N, színelzése barna, adatai azonosak az EfG370F-ével.

Az Ef G 275 F elektróda vegyes ötvöztetésű. Úgy készül, hogy a megfelelő Co-tartalmú huzalt az Ef G 370 elektróda bevonatával látjuk el. 1958-ig nagy tömegben nem készült, így színjelzése nincs.

Mérésekkel ellenőriztük az egyes ötvözőelemek beötvöződési százalékát. Ennek jelentősége egyrészt a gazdaságossági számításoknál, másrészt újabb elektródaváltozat kidolgozásánál van. A „C” beötvöződése a ferroötvözet C-tartalmából és 95% C-tartalmú ezüstgrafitból együttesen történik. A 140. táblázat

140. TÁBLÁZAT

A szerszámélt felrakó hegesztőelektródák
bevonatalkotóinak beötvöződési %-ai

Elem	Beötvöződés, %	
	mészházisos	rutilos
	bevonatoknál	
C	50—60	60—80
Cr	75—80	80—85
W	80—85	85—90
V	60—70	70—80

ázat a szerszámélt felrakó elektródák bevonatában levő jellegzetes ötvözőknek a varrat anyagába való beötvöződési százalékát, hasznosítási százalékát tartalmazza.

A bevonatból való ötvöztetés az ötvözött acél heganyag előállítására jól bevált. Előnyei: 1. feleslegessé teszi a nehezen gyártható, drága ötvözött huzalfajták gyártását; 2. az elektródák a szokásos módon nagy tömegben gyárthatók; 3. az Elektródagyár rugalmasan változtathatja gyártási programját, tehát az ipar változó igényét nagy raktárkészlet nélkül ki tudja elégíteni. Hátrányai: 1. a bevonatkészítés tökéletes technológiai fegyelmet és többszörös minőségi ellenőrzést igényel; 2. megköveteli a bevonat alapanyagának homogenitását; 3. a változó összetételű ferroötvözetek csak receptmódosító kísérleti munkával használhatók fel; 4 a hiányos bevonatú elektródarészekből leömlesztett varrat összetétele nem megfelelő.

4. A szerszámélt felrakó hegesztésének jellegzetességei

A felrakó hegesztéssel végzett szerszámkészítés és felújítás sikere az ott ható tényezők teljes összhangját követeli meg. Biztosítani kell 1. az alapanyag és 2. az elektróda megválasztásának, valamint 3. a hegesztés és 4. a hőkezelés technológiájának összhangját. Az él keménységére és a repedés elhárítására a legerősebb hatása van a hőkezelés technológiájának, amely az alapanyag megválasztására is hatással van. A felrakott heganyag mindenkor olyan erősen ötvözött acél, amelynek izotermás, valamint folyamatos hűtésű

átalakulási diagramjának, C-görbéjének orrpontja erősen jobbra tolódott, tehát edződést okozó ún. kritikus lehülési sebessége viszonylag kicsi. Valamennyi légedzésű acél. Ez a követelmény az alapanyag minőségére való tekintet nélkül megköveteli az *előmelegítést*.

4.01 *Az előmelegítés hőmérséklete és módja.* Az előmelegítésnek két fő feladata, hogy megakadályozza a varrat edződését és hogy az alapanyag és a lehülő hegyanyag hőfokkülönbségének csökkentésével elhárítsa a zsugorodási repedést. Az első feladat kijelöli az előmelegítés alsó határhőmérsékletét a hegyanyag M_s (M_k) hőfokában. A második feltétel szerint a felső határ a hegyanyag A_{cl} hőmérséklete.

Kutatási eredményeink szerint az előmelegítési hőmérséklet optimuma a hegyanyag C-görbéinek középső nagy lappangási hőközének középhőmérséklete (141. táblázat).

141. TÁBLÁZAT

A szerszámfelrakó hegesztés
előmelegítési hőmérsékletei

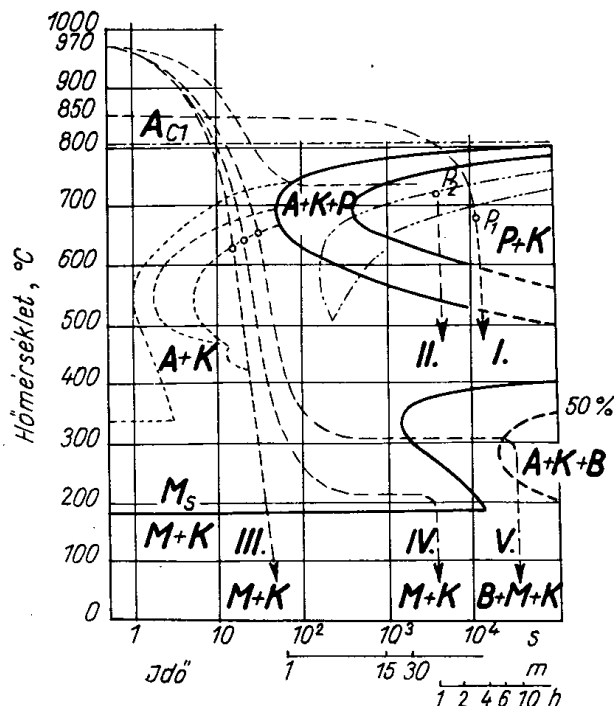
Szám	Elektróda	Hosszú lappangás hőköze	Optimális előmelegítés hőfoka, C°
1	EfCrSl	380—520	450
2	EfG275 F	400—600	500
3	EfG370 F	400—600	500
4	EfG585 N	400—560	480
5	EfG585 F	400—560	480
6	EfWSl	460—600	530
7	EfWS2	460—600	530

Az előmelegítésnek két módja alakult ki: 1. az egyszerű és 2. az austenites előmelegítés. Az *egyszerű előmelegítés* a megválasztott hőmérsékletre a szerszámtest anyagától függő sebességgel való felhevítésből áll. Eszközei: izzó kemence, villamos ellenállás fűtésű kisugárzó lapokkal bélelt vagy gázlángsorral fűtött hőszigetelt előmelegítő doboz, esetleg egyszerű faszéntűz. Így melegítjük elő a legtöbb szerszámtestet.

Tömör ledeburitos krómacélból (Kl, CrSl) vagy tömör gyorsacélból készült nagyméretű és komplikált szerszámok felújításánál teljes biztonsággal úgy tudjuk elkerülni a repedést, ha a szerszámtestet austenites állapotában hegesztjük. Erre a célra szolgál az *austenites előmelegítés*, amelynek menete a következő: a szerszámtestet az edzési hőmérsékletre hevítjük és az előmelegítés hőfokán tartott sófürdőben lehűtve az előmelegítő dobozba helyezzük, és ott a hegesztését elvégezzük. Ennél az eljárásnál a C-görbe erősen jobbra

tolt helyzete miatt a szerszámtest túlhűtött austenites, tehát képlékeny alakításra alkalmas állapotban van az egész hegesztés alatt.

4.02 *Hőkezelő eljárások.* A felrakott dolgozó felületek megmunkálhatóvá tételére 1. az egyszerű lágyítást vagy 2. az izotermális lágyítást alkalmazhatjuk. Az él, illetve a dolgozó felület kopásállóvá tételét célzó eljárások: 3. folytonos hűtésű egyszerű edzés, 4. lépcsős edzés, 5. izotermás edzés, 6. egyszerű kikeményítés.



291. ábra. Az EfCrSl elektródával felrakott szerszámok hőkezelési utasításának kidolgozása a C-görbe alapján. I. egyszerű, II. izotermás lágyítás, III. egyszerű, folytonos hűtésű, IV. lépcsős, V. izotermás edzés adatait meghatározó lehűlési görbék. — K1 acél izotermás, — · — K1 acél folyamatos hűtésű, — — — C45 acél folyamatos hűtésű átalakulási diagramjai. A = austenit, K = karbid, P = perlit, M = martensit, B = bainit, a K1 acél izotermás átalakulási diagramjában

A különböző minőségű hegyanyagok hőkezelési utasításait azok C-görbéi alapján dolgoztuk ki. A C-görbék ilyen hasznosításának példájaként a 291. ábra az EfCrSl elektródával felrakott szerszám hőkezelési utasításainak kidolgozását szemlélteti.

1. A *lágyítás* kiindulási hőmérsékletéül az A_{c1} -nél nagyobb $850\text{ }^{\circ}\text{C}$ -ot választjuk. A kemencében lassú folyamatos hűtéssel végzett lágyítás végső hőmérsékletének és időpontjának meghatározására a teljes bomlás perlitmezéjében a P_1 pontot az orrponttól távol és $50\text{ }^{\circ}\text{C}$ -al a bomlásvonal alatt (4 óra, $680\text{ }^{\circ}\text{C}$) jelöljük ki a folyamatos hűtésű C-görbe perlitága alatt, a $HV = 300\text{ kp/mm}^2$ keménységet adó lehűlési görbétől jobbra. A nagyjában egyenletes hűtésnek megfelelően berajzolhatjuk az I. lehűlési vonalat. Eszerint a $850\text{ }^{\circ}\text{C}$ -ra hevített szerszámot a kemence hőfokának szabályozásával a P_1 pontnak megfelelő kb. 4 óra alatt hűtjük le $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ -ra, azaz óránként 40—

45 C°-al csökkentjük a hőmérsékletet. Ezután már szabad levegőn hűtőgödörben, vagy száraz hamuban hagyjuk kihűlni. Keménység HRC = 20—26, HV = 230—270 kp/mm².

2. Az izotermás lágyítás meleg sófürdőt, de negyedannyi időt igényel. Ennek lehülési görbáját a II. görbe (291. ábra) mutatja, amelynek menetét az izotermás C-görbe perlitmezéjében levő P₂ pont felvételével szabjuk meg. Az izotermás lágyításnál a szerszámot felhevítjük az edzés hőmérsékletére, 950 C°-ra, és teljes keresztmetszetben való átizzás után 700 C°-os sófürdőbe helyezzük 1 óra tartamig. Ezután nyugodt levegőn vagy helyesebben hűtőgödörben, esetleg száraz hamuban hagyjuk teljesen kihűlni. Keménység: HRC = 25—30, HV = 260—300 kp/mm².

3. Az egyszerű edzés lehülési görbáját az 291. ábra III. vonala adja meg. Végzése 950 C°-ról olajban vagy 1000 C°-ról fűjt levegőn való hűtéssel történik. Keménység: HRC = 63—66, HV = 800—900 kp/mm².

4. A lépcsős edzés menetét az 291. ábra IV. görbéje jellemzi. A szerszámot az edzési hőmérsékletéről, 950 C°-ról sófürdőben eddzzük, amelynek hőmérsékletét célszerűen a C-görbe alsó hosszabb lappangást adó hőközében választjuk: 240—250 C°. Ezen a hőmérsékleten sófürdő helyett olajfürdőt is használhatunk, ha az edzőkádát az olaj begyulladásánál egy zsinag elégeésekor önműködően lecsapódó fedővel látjuk el. A fürdőben tartás ideje 15—60 sec az anyagvastagság szerint. Véglehülés szabad levegőn. Keménység HRC = 63—66, HV = 800—900 kp/mm².

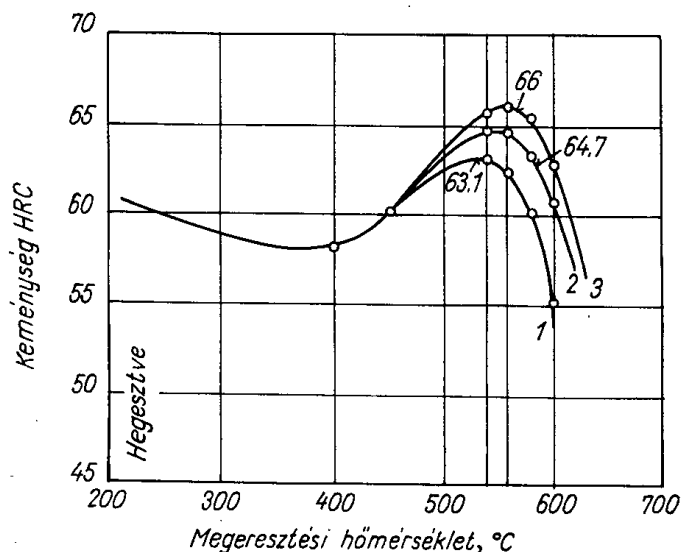
Lépcsős edzést kell alkalmazni a bonyolult alakú és a nagyméretű, teljes egészükben erősen ötvöztött acélból készült felújított szerszámok edzésénél azért, mert ez az eljárás a folyamatos hűtésű edzésnél keletkező nagy és így gyakran edzési repedést okozó saját feszültségeket messzemenően csökkenti. De lépcsős edzést kell alkalmazni az ötvöztelen vagy gyengén ötvöztött acél szerszámtestre erősen ötvöztött acél heganyag felhegesztésével készült ún. takarékos szerszámok edzésénél is. A kétféle acél hőtágulási együtthatójának különbözősége ugyanis folyamatos hűtésű edzésnél nagy saját feszültséget okoz azok metallográfiailag egyébként is kritikus határrétegében. Több éves üzemi tapasztalat igazolja azt a kutatási eredményünket, hogy a helyesen végzett lépcsős edzés a felrakott élű szerszámok edzési repedéseit kiküszöböli.

5. Nagy ütő- és koptatóhatásnak egyidejűleg kitett szerszámok élkeményítésére az izotermás edzést alkalmazzuk, amely legtöbbszor bainitmartensites szövetet ad. Végrehajtásának irányítását a 291. ábra V. lehülési görbájén láthatjuk. A szerszámot az edzés hőfokára történt áthevítése után olyan sófürdőben hűtjük, amelynek hőmérsékletét a C-görbe alsó orrponti hőfoka határozza meg. A fürdőben tartás idejét aszerint választjuk, hogy a szívósság fokozására mennyit áldozunk a keménységből a bainitnek a martensit rovására való szaporítása útján.

Igen nagyméretű szerszámok izotermás edzését az ún. tört edzéssel is végezhetjük, úgy hogy az edzés hőmérsékletéről fűjt levegővel hűtjük le teljes feketedésig, majd az alsó orrpontnak megfelelő, 300 C°-ra hevített megeresztő kemencébe vagy hőfokszabályzóval felszerelt hősugárzós fűtésű melegítő dobozba helyezzük a célszerűen megválasztott ideig, 3—10 óráig.

6. A gyorsacél szerszámél keményítésére az ún. egyszerű kikeményítés eljárása akkor alkalmazható, ha az él geometriai kialakítása lágyítás nélkül,

pusztán köszörüléssel történhet. Ez az eljárás mikroszkópi vizsgálatainknak abból a megállapításából született, hogy a szénacél alapra gyorsacél elektródával felrakott réteg szövete hegesztett állapotban ugyanazokat a szövetelemeket (martensit, maradék austenit, primer kettős karbidok) tartalmazza, mint a hegesztés után $1250\text{ }^{\circ}\text{C}$ -ról edzett szerszámacél. Ez adta azt a gondolatot, hogy az edzés rézgyámban végzett hegesztés esetén elhagyható, és a szerszámacél köszörülés után végzett, a gyorsacéloknál szokásos megeresztéssel teljes keménységűre kikeményíthető. Ez a felismerés — amelyet sok ellenőrző kísérlet igazolt — az alapja az egyszerű kikeményítésnek.



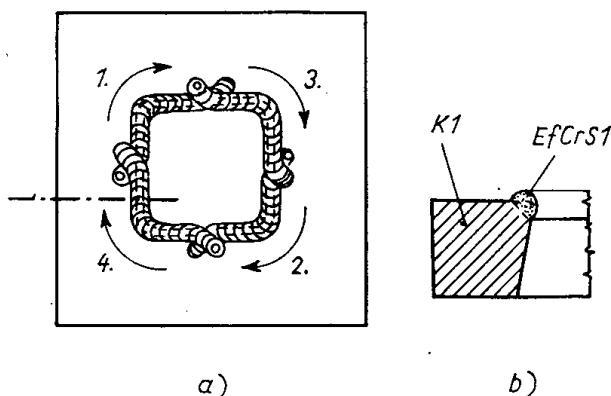
292. ábra. Az EfG585 N elektróda varratanyagának egyszerű kikeményítéssel elért másodlagos keménység egy élő forgácsoló szerszámon: 1 — hegesztés után nyugodt levegőn; 2 — fűjt levegőn hűtve; 3 — csak a fészek előmelegítésével fűjt levegőn való hűtésekor elért keménységek

Egyélű szerszámok egyszerű kikeményítéssel való készítésének menete: 1. a késszár hegyén a gyorsacél lapka helyét 5–10 mm mélyen kimunkáljuk, 2. $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ -ra előmelegítjük, 3. rézgyámba helyezve a lapkát gyorsacél hegyanyagot adó, pl. EfG585 N elektródával közbenső lesalakolás nélkül teljes vastagságban felrakjuk, 4. a felrakott réteget fűjt levegővel lehűtjük, 5. az élt alakra köszörüljük, 6. a kést $550 \pm 10^{\circ}\text{C}$ -on kétszer 45 percig vagy 3-szor 30 percig megeresztjük. Keménység: 63–66 HRC, $HV = 800\text{--}900\text{ kp/mm}^2$.

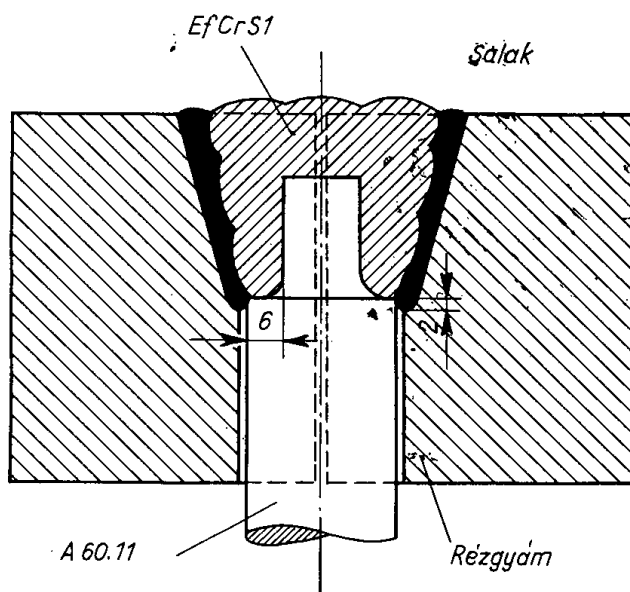
Az egyszerű kikeményítéssel elérhető keménység nagyságát a hegesztés utáni lehűlés sebességének növelésével növelhetjük. Ezt igazolják a 292. ábra foglalt kutatási eredményeink. Ezek során $30 \times 30 \times 250\text{ mm}$ méretű, $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ -ra előmelegített késszárak végére 8 mm mély 40 mm hosszú fészekbe EfG585 N elektródával lerakott varratokat háromféle hűtési sebességgel készítettünk: 1. szabad levegőn hűtve (1), 2. fűjt levegőn (2) és 3. fűjt levegőn, de a hűlési sebességet fokozva úgy, hogy nem az egész késszárat melegítettük elő, hanem csak a fészket (3). A késeket különböző hőfokokon kétszer 45 percig megeresztve nyertük a 292. ábra másodlagos keménység görbéit. Az él

hűtési sebességének fokozása nemcsak a keménységet növeli $HRC = 63,1$ -ről 66 -ra, hanem az optimális megeresztési hőfokot is 540 -ról $560\text{ }^{\circ}\text{C}$ -ra, és ezzel együtt fokozza az éltartósságot is.

Az egyszerű kikeményítés az egyélű gyorsacél szerszámok ipari elterjedése előtt újabb perspektivákat nyitott. Legnagyobb gazdasági jelentősége



293. ábra. Varratos hegesztés módja és sorrendje



294. ábra. Nagyméretű lyukasztótüske egy tömegű felrakó hegesztése

az önköltség nagymérvű csökkentésén kívül abban rejlik, hogy a nagy hőmérsékletű, $1250\text{--}1280\text{ }^{\circ}\text{C}$ -os edzés elkerülésével nagyon sok selejtot elhárít: edzési repedést, elszéntelenedést, elégtelen edzést és így a minőséget automatikusan növeli.

4.03 *Hegesztő módszerek.* A kézi ívhegesztéssel történő felrakásnál két-féle módszer alakult ki a kutatás során. Az egyik a varratos felrakás, amelynek menetét a 293. ábrán egy $250 \times 250\text{ mm}$ kivágásra szolgáló teljes tömegében

K1 (CrSl) acélból készült kivágó lap felújításának egyetlen varrathernyóval végzett hegesztés módja (293. b) és sorrendje (293. a) mutatja.

A másik eljárás a nagyobb tömegű heganyag lerakására kidolgozott ún. „egy tömegű”, salakolás nélküli hegesztés. Ennek menetét a 294. ábra szemlélteti, amely nagyméretű takarékos lyukasztó tűske rézgyámban való hegesztését mutatja be. A 60.11 MSZ 111-es acélból készült szárat kb. 500 °C-ra előmelegítve satuban két részes rézgyám közé szorítjuk. A hegesztést egyenáram + sarkáról 4 mm-es EfCrSl elektródával túlárammal (220 A) úgy végezzük, hogy az ív negatív sarka mindig a csapon, illetve a lerakott heganyagon és sohasem a rézgyámon legyen. A megszakítás nélküli hegesztés közben a salak magától a rézgyám felé húzódik. A teljes felületén folyékony fürdő kialakulása után a heganyag lerakásának gyorsítására 5 mm-es elektródával folytatjuk és fejezzük be a felrakást a kidolgozandó vágóélnél 4–5 mm-rel magasabban.

A hegesztés után a felrakott szerszámot a lágyító kemencébe helyezzük, a róla fakalapáccsal levert rézgyámot pedig vízben hűtjük. A rézgyám felületét mindig fémtiszta és sima állapotban kell tartani.

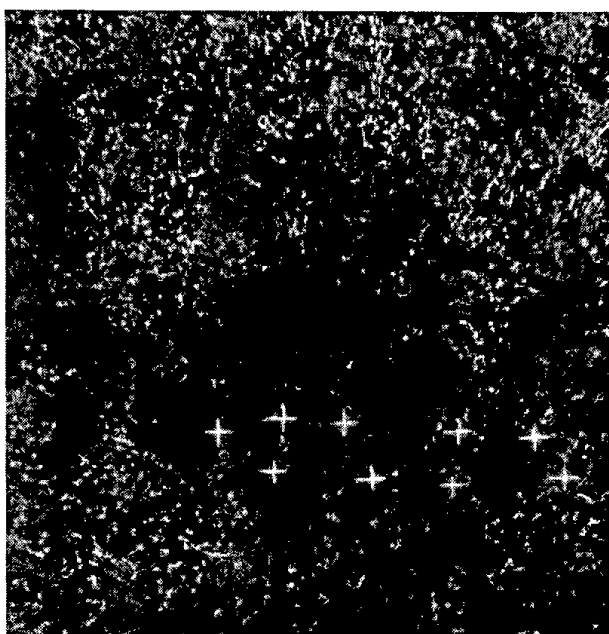
5. Hidegalakító szerszámok felrakó hegesztése

5.01 *A hidegalakító szerszámok anyagai.* Hidegalakító szerszámok a hideg kivágólapok és sajtolómatricák, bélyegzők, nyomó és karimázó görgők, hideghengerek, dróthúzóvas, húzógyűrűk és húzótüskék. Ajánlott szerszám-acélok kis teljesítményekhez és igénybevételekhez az S. 81, S. 101, S. 111 MSZ 4354–56 minőségű ötvözetlen szerszámacélok, nagy teljesítményű, erősen igénybe vett szerszámokhoz a K1, K2 és K3 MSZ 4353–56 minőségű króm szerszámacélok.

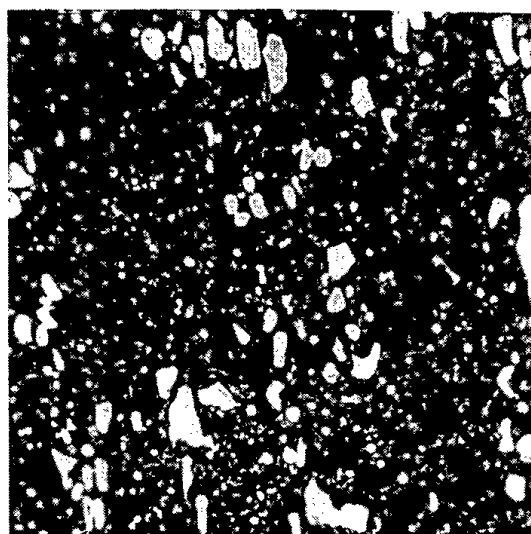
Ezeknek a szerszámoknak a felrakó hegesztő elektródái céljaira a nagy teljesítményű K1 acél összetételét választottuk, és erre a célra csak ezt az egy minőséget; az EfCrSl-et gyártjuk. (139. tábl. 1.) Ezzel az elektródával felrakva bármely hidegalakító szerszám élét, helyes technológia esetén mindig nagyobb, de legalább azonos éltartamot, illetve kopásállást kapunk, mint a kovácsolt K1 acélból készült szerszámnál. Ennek biztosítása mindig csak megfelelő edzés és kis hőfokú, 260–200 °C-ú megeresztéssel történhet.

Az EfCrSl-gyel felrakott heganyag lépcsős edzés után még a tubusfröccsentő ütőtüskék felújításánál is túlszárnyalta teljesítményben a kovácsolt K1 acélt. Ennek magyarázatát adják a 295., 296. és 297. ábrák. Az 295. ábra az EfCrSl edzett heganyagot mutatja 500-szoros nagyításban. A $(\text{Cr}, \text{Fe})_7\text{C}_3$ kettős karbid az egyenletes dendritágak szegélyén hálósban helyezkedik el. A 296. ábra a kovácsolt K1 acélt mutatja edzett állapotban, 400-szoros nagyításban. A kettős karbidok itt szemcsékben helyezkednek el, amelyek nagyon hajlamosak a soros elrendeződésre. Az ilyen karbidsor mentén könnyen támad edzési repedés (297. ábra).

A bevonatötvöztetésű elektróda varratanyagának beötvöztetési egyenletességére következtetni lehet a varrathernyó hossza mentén mért keménységekből. A 298. ábra $25 \times 180 \times 220$ mm méretű C 30 alapra lerakott 1, 2 és 3 rétegű varrat, valamint rézsínek között egy tömegű hegesztéssel felrakott 4 rétegű varrat hossza mentén mutatja a hegesztés után mért keménységek eloszlását.



295. ábra. Az Efcrl elektróda heganyagának szövete edzett állapotban. Hőkezelés: 950 C° 5 perc — 240 C° sófürdő 25 perc — véglehűtés levegőn. Megeresztés 200 C° 30 perc. Keménység: HRC = 63, HV = 800 kp/mm². 3% HNO₃. Nagyítás: 500 ×



296. ábra. Kovácsolt K1 acél szövete edzett állapotban. Hőkezelés: 980 C° 5 perc — 50 C° olaj. Megeresztés 200 C° — 30 perc. Keménység: HRC 63. 3% HNO₃, N = 400 ×

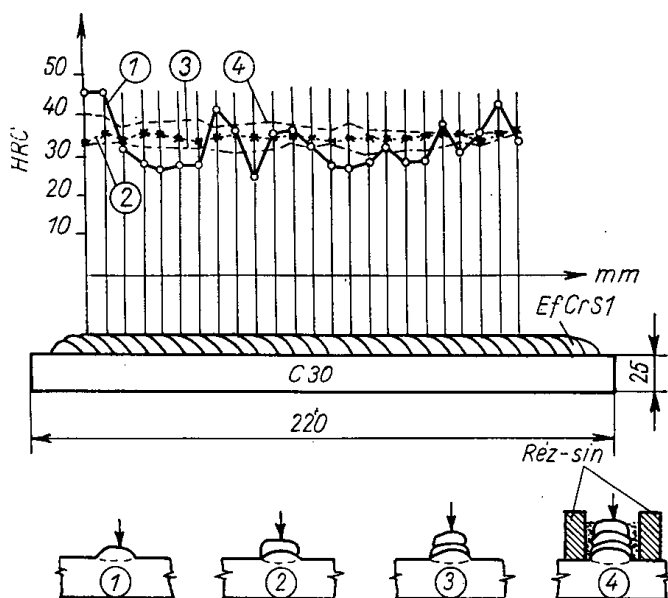
Edzett állapotban 3 különböző szállítású elektródával mért keménységek:

az első rétegben: $HRC = 65 \begin{matrix} +1,15 \\ -1,75 \end{matrix}$

a második (felső) rétegben $HRC = 65,6 \pm 8,4$.



297. ábra. Karbidsoros kovácsolt K1 acél szövete edzési repedéssel. 3% HNO_3 . $N = 400\times$



298. ábra. Az EfCrSi hegyanyag keménység-ingadozása kb. 200 mm hosszú varrathernyő mentén

A szerszámtest anyagául a felrakott élű takarékos szerszámoknál általában ötvözetlen vagy gyengén ötvözött acélt használnak. A helyes választást a test anyagának szilárdsági tulajdonságai irányítják, amelyek az élkeményítő hőkezelés után abban keletkeznek. Az EfCrSi elektróda varratának szokásos élkeményítő lépcsős edzése után a leggyakrabban használt acélfajtákban kialakuló szilárdsági tulajdonságokat a 142. táblázatban közöljük.

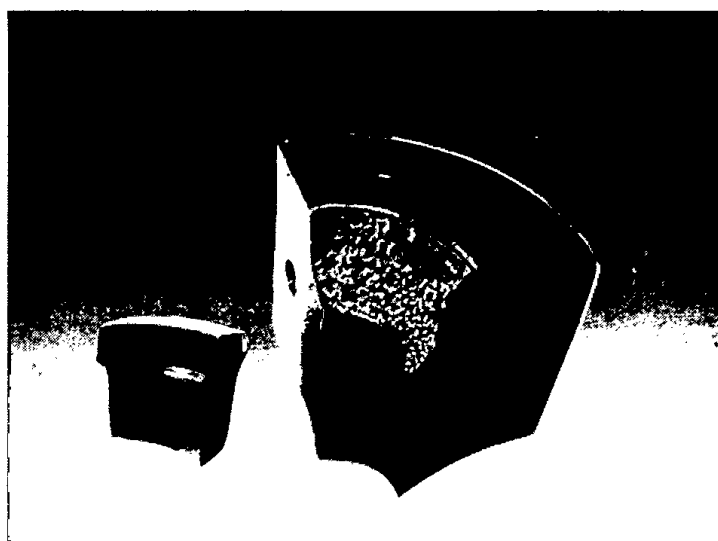
142. TÁBLÁZAT

Hidegalakító, felrakott élű, edzett szerszámok anyagainak
szilárdsági tulajdonságai

Hőkezelés: 950 C° 30 perc → 230 C° olaj 25 perc → levegőhűtés

Szám	1	2	3	4	5	6
Anyag	MSz 4353—56		MSz 61—53		MSz 4354—56	
	K 1	M 2	C 30	C 50	S 71	S 101
σ_F kp/mm ²	70	75	55	60	80	125
σ_B kp/mm ²	72	85	78	85	115	140
δ_{10} %	—	—	9	7	5	1
ψ %	—	—	50	35	20	4
HV kp/mm ²	850	600	200	240	270	400
A_k mkg/cm ²	0,25	0,75	9	5	4,5	4

A 142. táblázat adatainak értékelése: minden ötvözetlen acél alkalmas hidegalakító takarékos szerszámok készítésére, amelynek C-tartalma nagyobb 0,3%-nál. Szívósságuk messze meghaladja a K1-es acélét. Nagy teljesítményű,



299. ábra. Kisméretű K1 acélból készült törött kivágó szerszám

erősen igénybe vett kivágószerszámok számára legjobb az S 71-es ötvözetlen szerszámacél, amelynek szilárdsága 60%-kal meghaladja a K1 acélét, szívóssága pedig 19-szer nagyobb. Mivel pedig vágóélének keménysége azonos, tárgyilagosan megállapítható, hogy az S 71-es ötvözetlen szerszámacél testre EfCrSl elektródával felrakó hegesztéssel készült kivágószerszám minőségileg jóval felülmúlja a tömör K1-es acélból készültet.

5.02 Példák hidegalakító szerszámok felújítására. 1. Kisméretű törött K1 acélból készült kivágó túske felújítása (299. ábra). Az ilyen kis szerszám lágyí-

tása és a törésfelület lemunkálása elhagyható. A munkamenet: 1. Egyszerű előmelegítés gázhegesztő égővel kb. 500 C°-ra az izzás kezdetéig. 2. A letört anyag felrakása 4 mm-es EfCrSl elektródával, 160 A egyenárammal, az elektróda a + sarkon. 3. Hegesztés után közvetlenül 850 C°-os kemencébe helyezzük lágyításra, 15 perc hőfokon tartás után lezárt kemencében hűtjük 45° C/6 sebességgel 680—700 C°-ig, utána véglehűlés meleg hamuban vagy lezárt kemencében. Keménység: HV 30 = 280 Kp/mm². 4. Megmunkálás köszörülési ráhagyásig. 5. Lépcsős edzés: felhevítés 600 C°-os, majd 950 C°-os kemencében, 5 perc hőfokon tartás után edzés 250 C°-os olajfürdőben, 30 perc fürdőben tartás után véglehűlés szabad levegőn. Keménység: HRC = 64—66. 6. Megeresztés 200 C°-os olajfürdőben 30 percig. Keménység: HRC = 62—64.

2. Nagyméretű, egyszerű K1 acélból készült kivágólap kopott élének felrakása. A szerszám vázlatát a 293. ábra mutatja. Felújításának műveletei: 1. Kilágyítás 4.02 pont szerint. 2. A vágóél 45°-os szögben való lemunkálása 4 mm szélességig reszelővel vagy köszörűkővel. 3. Egyszerű előmelegítés 500 C°-ra. 4. Hegesztés előmelegítő dobozban 4 mm-es EfCrSl elektródával, 170 A áramerősséggel a 393. a ábrán megadott sorrendben. A kezdő- és a végkrátereket az élen kívül a lapra helyezzük ki. 5. Lágyítás. 6. Az él készre munkálása köszörülési ráhagyással. 7. Lépcsős edzés 4.02 pont szerint. 8. Megeresztés 200 C°-os olajban 1 órás főzéssel. 9. Keménységvizsgálat HRC = 62—64. 10. Élköszörülés.

3. Bonyolult K1 acél szerszámok felújításának munkamenete az előbbi-től csak abban tér el, hogy a 4.01 pontban leírt austenites előmelegítést használjuk.

5.03 Példák hidegalakító szerszámok takarékos készítésére

1. *példa.* Kisméretű kivágó szerszám készítése. A szerszámtest anyagául C50-es acélt választunk és az élkiképzéshez az ötvözetlen acéllap felületén a kivágónyílásnál minden irányban 8—10 mm-rel szélesebb 6—8 mm mélyen kimunkált hornyot töltjük ki EfCrSl heganyaggal. A horony kimunkálását végezhetjük marással, de sokkal termékenyebb a horony anyagának villamos ívvel való kiolvasztása a 300. ábra szerint. Ebben az esetben az acéllapot 300—400 C°-ra előmelegítjük, függőlegesre állítjuk és a hornyot a bejelölt határvonalak között felülről lefelé haladva bármely vastagon bevont elektródával túlárammal leolvasztjuk.

A horony kitöltése varratosan történik a salaknak az egyes hernyók tetejéről való gondos letisztításával. A szerszám elkészítésének menete egyébként azonos az 5.02 pont alatt elmondottakkal.

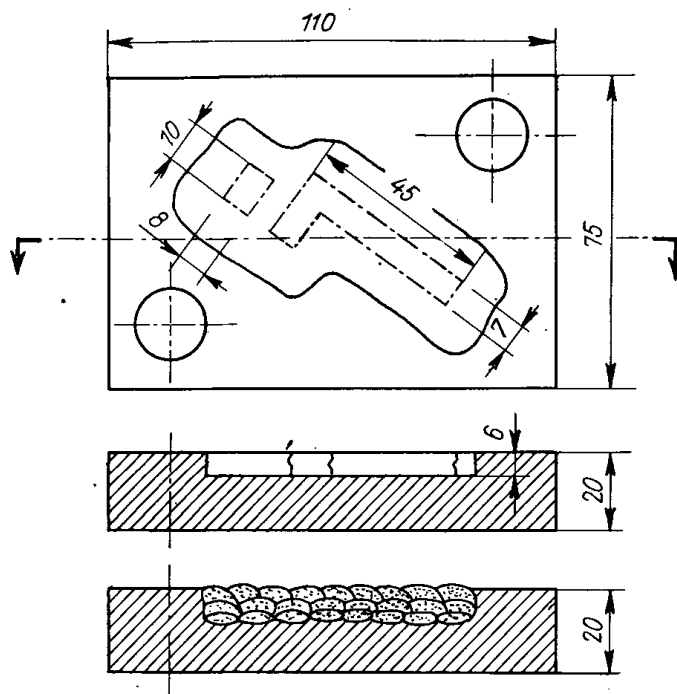
2. *példa.* Nagyméretű húzógyűrűk hegesztéséhez használt rézgyám csapja a nagy mennyiségű heganyagtól túlhevülve nem hűti le a hozzáhúzódó salakot, hanem felületén megolvadva megsérül. Ezért erre a célra a 301. ábrán vázolt vízzel hűtött rézgyámot használjuk. A hűtővíz áramlását a rézgyám izzási színe szerint szabályozzuk a csapnyílással.

3. *példa.* 300 mm-nél hosszabb vágóélű kivágószerszámok takarékos gyártására kétféle technológia alakult ki.

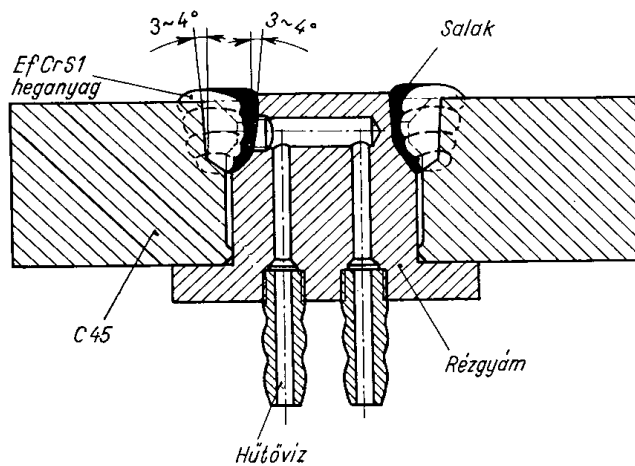
Az egyik szerint a szerszámtest acéllapjára 300 C°-os előmelegítés után lángvágóval elkészítjük a kivágónyílást. Forgácsolással vagy ívvel való leolvasztással kialakítjuk a varratfészket az él mentén. A fészek szélessége 8—12 mm, mélysége 6—20 mm. Sarkát kb. $r = 5$ mm görbületi sugárral alakítjuk.

A hegesztést a 302. a ábra szerint 80—100 mm-es szakaszokban úgy végezzük, hogy az egyes szakaszokon a varratot teljes méretben felrakjuk. A jó kötés biztosítására az egymással nem szomszédos szakaszok végeit lépcsőzetesen képezzük ki (302. b ábra).

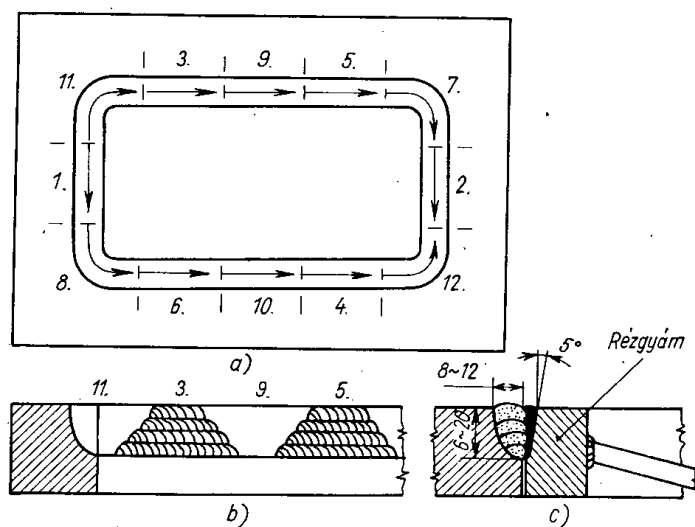
A hegesztés megkönnyítésére rézgyámot is használhatunk a 302. c sz. ábra szerint. A rézgyámot úgy kell elkészíteni, hogy mellette a salaknak elegendő helye legyen. A felrakást egytömögű hegesztéssel végezzük úgy, hogy a varrathernyóban keletkező megdermedt, de még meleg salakra ráhegesztünk, miközben az újból felolvad és a gyám mellé húzódik. Egy-



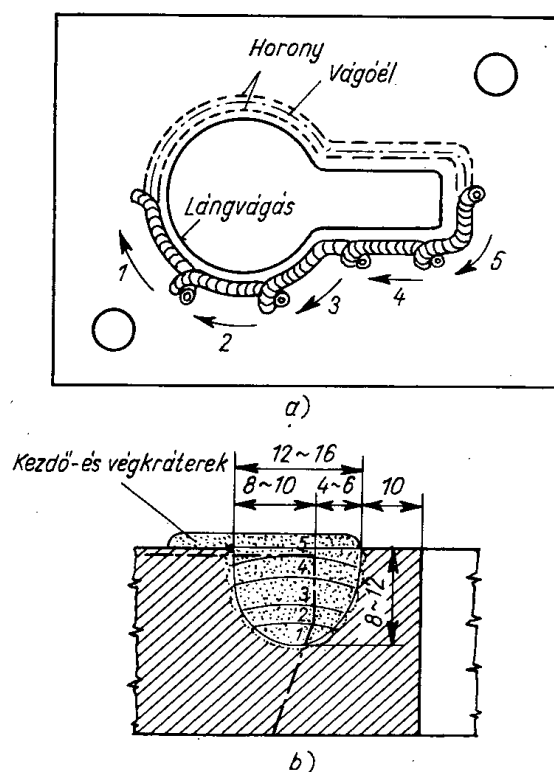
300. ábra. Kisméretű kivágó szerszám takarékos készítése. *a* — a szerszám vázlata és a varrat-horony körvonala; *b* — A—A-metszet a horony kiolvasztása után; *c* — A—A-metszet a horony felrakó hegesztése után



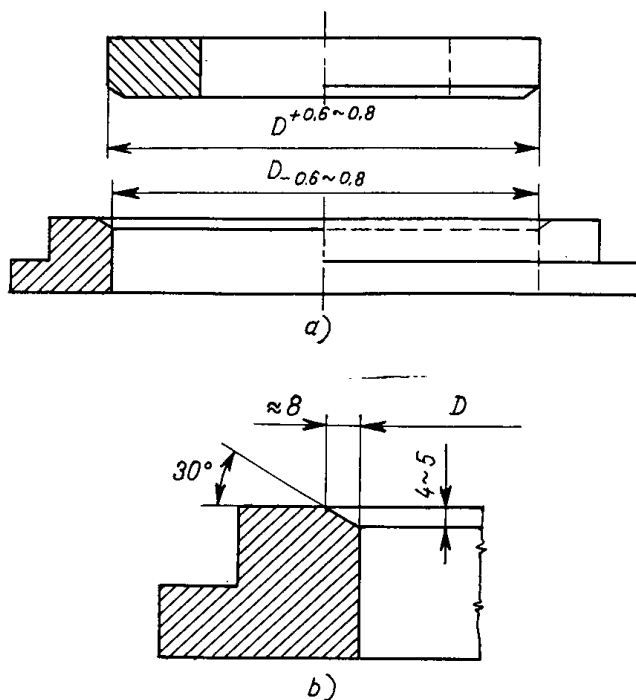
301. ábra. Nagyméretű takarékos húzógyűrű élfelrakó hegesztése hűtött rézgyám mellett



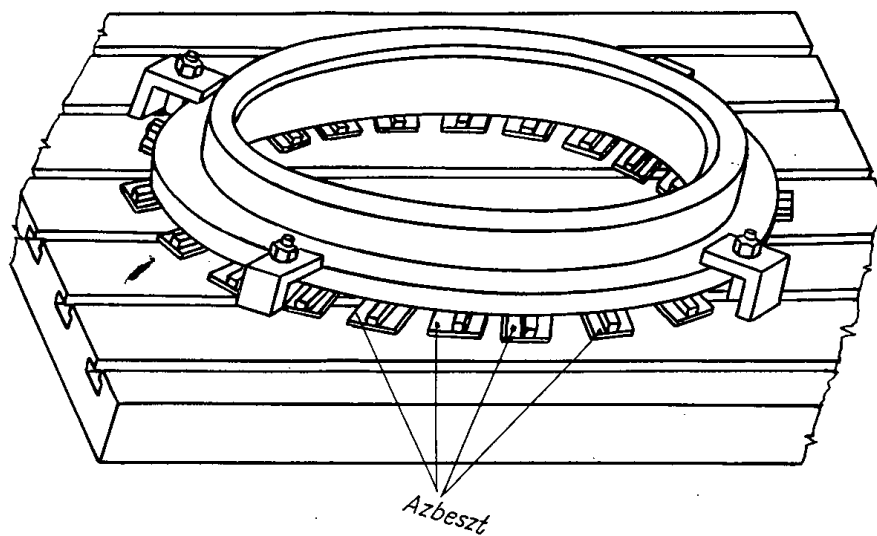
302. ábra. Nagy kivágólap éleinek szakaszos felrakása



303. ábra. Takarékos kivágólap előkészítése a horonyba rakáshoz és hegesztési sorrendje



304. ábra. Nagy körtárcsakivágó szerszám testének kimunkálása



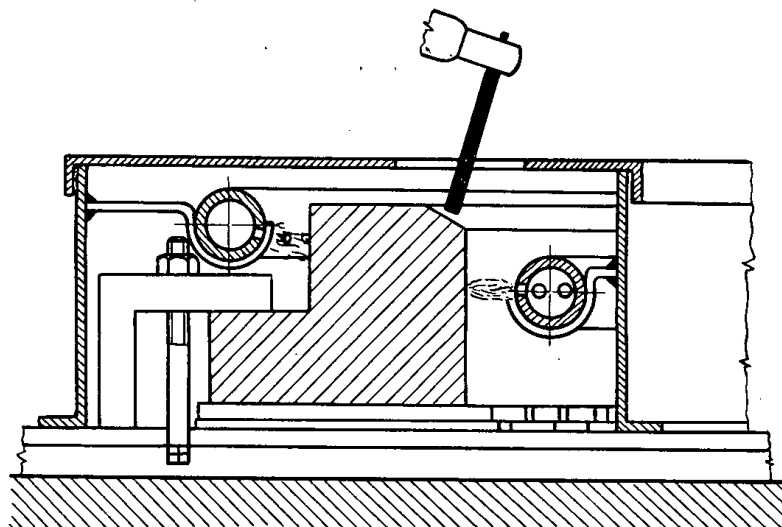
305. ábra. A szerszámtest leszorítása hegesztéshez

egy szakasz elkészülte után a gyámot vízben hűtjük és felületét letisztítjuk. Az áthidaló szakaszok lerakása előtt a határoló szakaszvégeket a salaktól gondosan letisztítjuk. A fedővarratot 80—100 mm hosszú ráklépésben úgy rakjuk le, hogy a kezdő és végkráterek az élen kívül a lap felületére kerüljenek.

A hosszú vágóélű szerszámok élananyagának felrakását a horonybarakás módszerével is végezhetjük. A vágólapnak erre a célra való előkészítését mutatja a 303. ábra. A tervezett vágóél mentén hornyot marunk vagy olvasztunk ki ívvel a vágólap anyagából. A horony szélessége 12—16, mélysége 6—12 mm. A horony belső éle mentén kb. 10 mm szegélyt hagyva 300—400° C-ra előmelegített állapotban lángvágóval nyílást vágunk, hogy a lap belső, egyébként is eltávolítandó anyaga ne gátolja a készítendő varrat kereszt irányú zsugorodását.

Ezután 3 rétegű varrattal kitöltjük a hornyot és a már ismert technológiával elkészítjük a kivágó szerszámot.

4. példa. Egészen nagyméretű, de egyszerű alakú és így csak köszörüléssel megmunkálható élű kivágó szerszámok, vágólapok és bélyegek felrakó hegesztéssel való takarékos minő-



306. ábra. A kivágó gyűrű előmelegítése gázlánggal

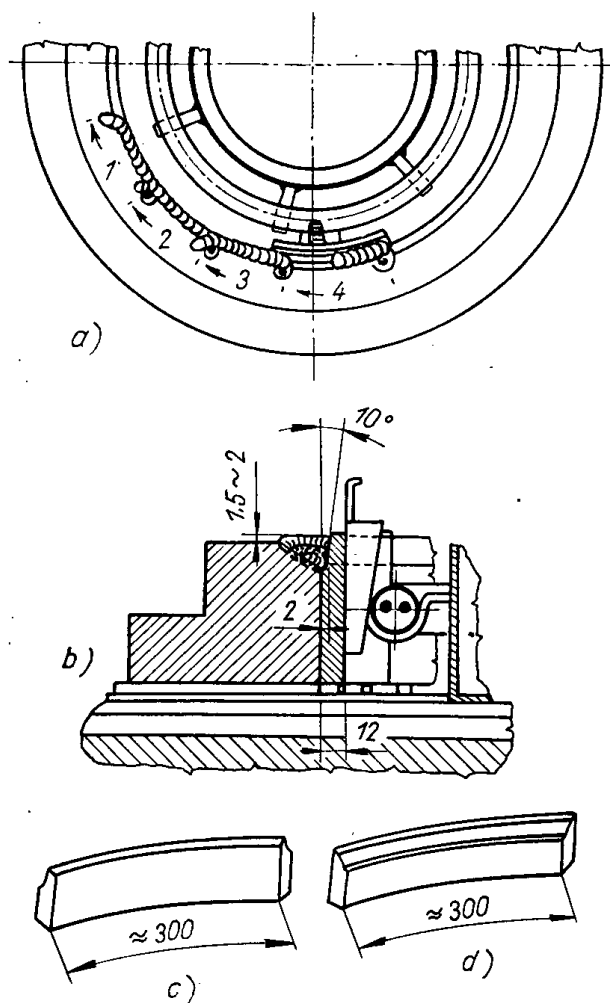
ségi gyártása az eddigiektől lényegesen eltérő technológiával történik. A készítés elve az, hogy a készre munkált ötvöztelen acél szerszámtest élére 2 rétegű hernyóvarratot rakunk fel EfG585 F jelű gyorsacél elektródával úgy, hogy csak kevés anyagot kelljen az élkiképzésnél eltávolítani. Ezt a munkát a varrat anyagának hegesztés után kialakult szövetszerkezete épségben tartása céljából köszörüléssel végezzük.

Az él keményítő hőkezelését a 308. ábra VI/a vagy VI/b lehűlési vonalai szerint két-féleképpen végezhetjük: 1. a VI/a görbe szerint a varrat elkészülte után lehűtve és kétszer 45 percig 550 C°-on megeresztve, tehát egyszerű martensites kikeményítéssel; vagy 2. az VI/b görbe szerint a hegesztés után a melegen tartó szekrény hőmérsékletét az előmelegítés 450 C°-áról 260 C°-ra csökkentjük és ezen a hőmérsékleten addig tartjuk, amíg a varrat túlhűtött austenitje bainitig bomlik, tehát bainites egyszerű kikeményítéssel.

Finomlemezről nagy, 600—1000 mm átmérőjű körtárcsák kivágására szolgáló szerszámok gyártásmenete:

1. Anyagául C 30.61-es vagy 50.21-es acélt választunk. A nagyoló megmunkálás után a munkadarabokat normalizáljuk. Finom esztergálás a 304. ábra szerint. 2. Hegesztéshez a szerszámtestet sík felületű T-hornyos szürkevas lapra fogjuk fel a 305. ábra szerint. 3. Körülvesszük a hővesztéseget csökkentő szekrényvel, amelynek belsejében lángsoros gázégőt szerelünk a 306. ábra elvi vázlat szerint. A gázégő helyett még alkalmasabb az infravörös sugárzó lapokat alkalmazni. 4. A hegesztést 400—500 C° közé előmelegített állapotban végezzük olyan 250—300 mm hosszú 12×50 mm keresztmetszetű rézgyám mellett, amely a (307. c ábra) szerint vagy a bélyeghez a belső éle a 307. d ábra szerint van kialakítva. A két-varrathernyós hegesztést ráklépésben végezzük a 307. a és b ábra szerint. A felső hernyó kezdő- és végkráterét a kivágó-

lap felületére helyezzük az élen kívül. 5. A hegesztés befejezése után a gázlángok csökkentésével vagy a sugárlapok részleges kikapcsolásával a szerszámtest hőmérsékletét $260-280\text{ }^{\circ}\text{C}$ -ra csökkentjük és ezen a hőfokon tartjuk a felhegesztett testet 8–10 órán át. A hőmérsékletet tapintó hőmérővel kell állandóan ellenőrizni. Keménységmérés: $\text{HRC} = 60-62$. 6. Egyengetés $550\text{ }^{\circ}\text{C}$ -on (szükség szerint). 7. Készremunkálás köszörüléssel.



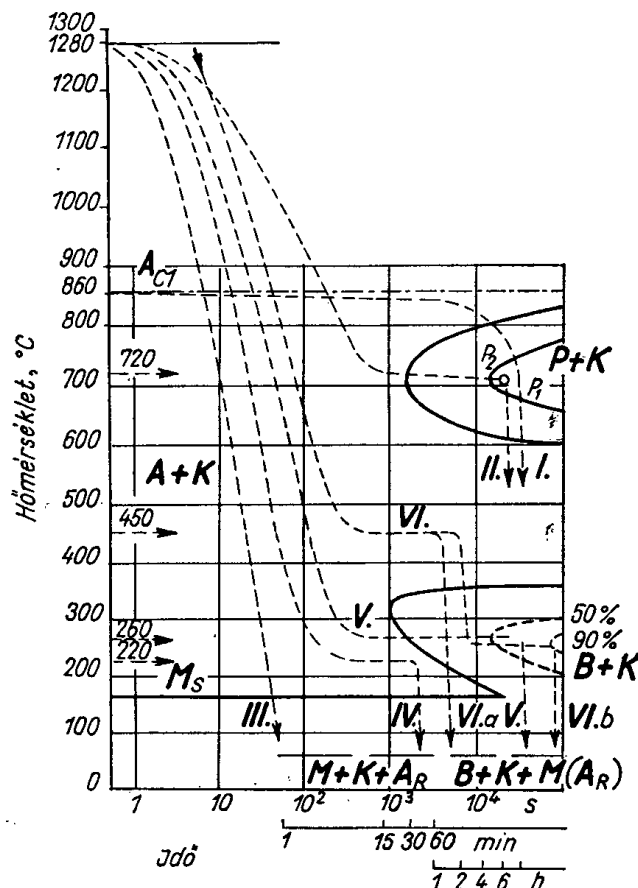
67. ábra. Nagy kivágó szerszám felrakó hegesztése: a — hegesztési sorrend; b — varrat-képzés; c — a gyűrű; d — a béllyeg rézgámja

A gyorsacél elektródák varratának egyszerű kikeményítésre való alkalmasságát egyéb, kisebb kivágó szerszámok készítése során is hasznosítják, és így olyankor, amikor a szerszám megmunkálása köszörüléssel végezhető, EfCrSi elektróda helyett EfG585 F vagy EfG370 F elektródával hegesztjük fel a hidegalakító szerszámokat is.

6. Forgácsoló szerszámok felrakó hegesztése

6.01 *A forgácsoló szerszámok anyagai.* Olyan forgácsoló szerszámokat, amelyeknek éle munka közben nem hevül $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ -nál nagyobb hőmérsékletre, K1 acélból is készítenek. Ezek élfelrakó elektródája az EfCrSi , a felrakás technológiája pedig azonos az 5. fejezetben leírttal.

Ebben a fejezetben csak a nagy teljesítményű szerszámok élfelrakásával foglalkozunk. Ennek elektródái az 139. táblázat 2., 3., 4. és 5. sz. alatt felsorolt gyorsacél varratot adó elektródák. Ezek közül az ipar legnagyobb mennyiségben EfG585 N, utána pedig az EfG370 F elektródát használja.



308. ábra. Felrakott élű gyorsacél szerszámok hőkezelései. C = 0,81, W = 18,25, Cr = 3,77, V = 1,07, Mo = 0,44% összetételű R3 gyorsacél C-görbéje. A = austenit, A_R = maradék austenit, K = karbid, P = perlit, B = bainit, M = martensit. I. egyszerű, II. izotermás lágyítás, III. folyamatos hűtésű, IV. és VIa lépcsős, V. és IVb izotermás edzés adatait meghatározó lehűlési görbék

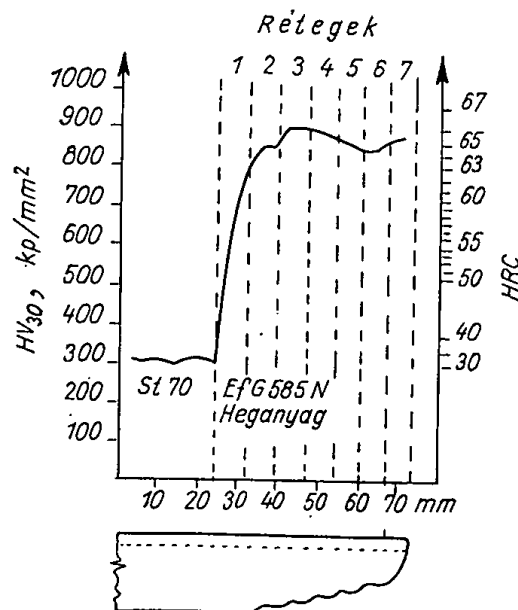
Ennek magyarázata, hogy EfG585 N az elektróda jó, hegesztési tulajdonságai nagyon jók, varratának éltartóssága pedig eléri a kovácsolt R. 3-as gyorsacélét, mely 18% W-t tartalmaz.

A gyorsacéllal felrakott élű szerszámok hőkezelési utasításait a 4.02 pontban leírt módszer szerint a 308. ábrán feltüntetett lehűlési görbék alapján dolgozzuk ki. Az egyszerű lágyításnál (I.) P₁ vezérpont szerint 850 C°-ról 700 C°-ig 15 C°/óra sebességgel (10 óra alatt) lehűtjük a szerszámot. Az izotermás lágyítást (II.) P₂ vezérpont szerint 700 C°-os sófürdőben 6 óráig végezzük és száraz homokban való hűtéssel fejezzük be. A folytonos hűtésű edzést (III.) EfG585 N és F varratnál 1250 C°-ról. EfG370 F varratánál

1260 C°-ról 50 C°-os olajban vagy fűjt levegőn való hűtéssel végezzük. A lépcsős edzést (IV.) 250 C°-os só- vagy olajfürdőben 10–15 perces tartással és nyugodt levegőn való hűtéssel végezzük.

A gyorsacél elektródák varratrétegeinek keménységeloszlására jellemző a konkrét méréseket tartalmazó 309. ábra, amely a beötvöződésre is tájékoztatást ad.

A gyorsacél elektródák varratainak jellegzetes szövetképeit a 310., a 311. és a 312.. ábrákon látjuk. A 310. ábra a lágyítás és a lépcsős edzés, valamint a megeresztés után mutatja a EfG585 N elektróda heganyagának szövetképét. A karbidok a martensitté alakult austenitszemek határain a lágyítás során szemcsékké gömbösödtek.

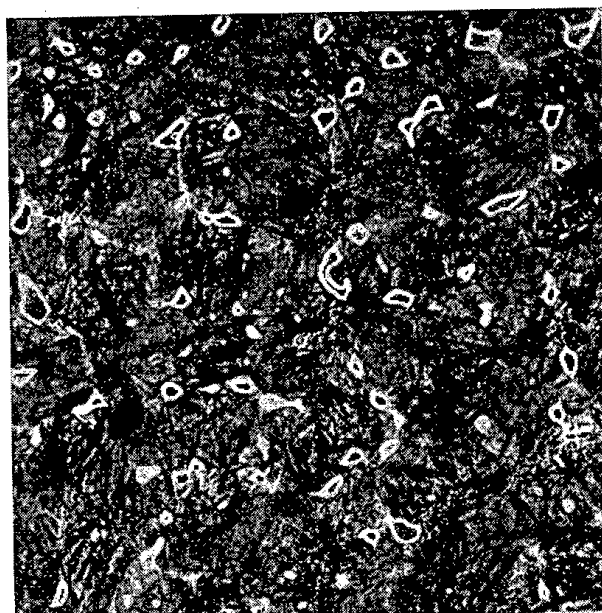


309. ábra. Az EfG585 N gyorsacél heganyagának keménységeloszlása a felrakott rétegekben. A heganyag összetétele: C = 1,1, W = 10,9, Cr = 3,91, V = 2,09%. Hőkezelése: edzés 1250 C° 5 perc — 250 C° sófürdő 15 perc — levegőn hűtés. Megeresztés 550 C°-on háromszor 30 perccel.

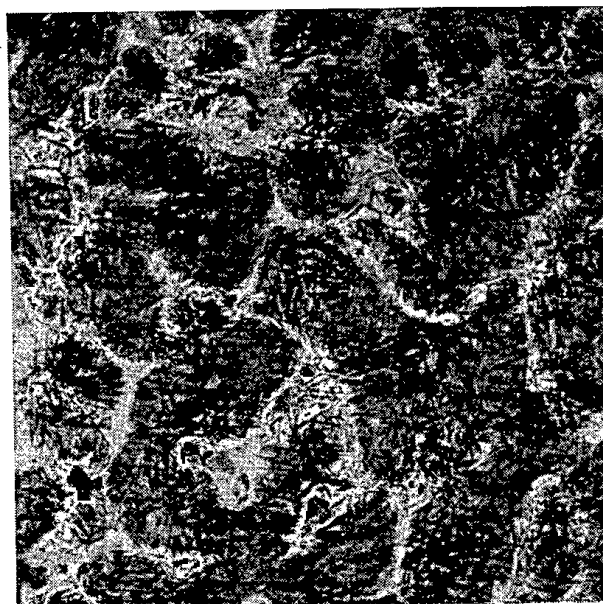
A 311. ábra ugyanennek az elektródának heganyagát az egyszerű kikeményítés után nyert szövetszerkezettel mutatja. Itt a karbidok nem tudtak szemcsékké gömbösödni, hanem vékony ereken a világos, ötvözőkben dús háló közepén helyezkednek el. Jellemző, hogy a heganyag keménysége ebben az állapotában az előzőével azonos.

A 312. ábrán az EfG585 F elektróda varratának szövetképét látjuk izotermás természetes kikeményítés után. A heganyag az 5.03 pont 4. példájában leírt hegesztő és hőkezelő technológia szerint készült. Nagyon jól láthatók benne a 8 órás 270 C°-on való tartás közben lefolyó izotermás átalakuláshoz keletkezett bainitok. A karbid itt is a fehér háló közepén húzódó ereken vált ki.

A szerszámtest anyagának megválasztását korlátozza a gyorsacélok nagy edzési hőmérséklete, amely az 1%-hoz közeli C-tartalmú acélok szo-



310. ábra. Az EfG585 N elektróda heganyagának szövete képe. Hőkezelései: 1 — lágyítás: 850 C° 5 óra, kemencehűtés; 2 — edzés: 1250 C°-on 5 perc — 240 C° olaj 15 perc, levegőhűtés; 3 — megeresztés: 540 C°-on 2 × 45 percig. Keménység HRC = 64. 3% HNO₃, N = 500:1



311. ábra. Az EfG585 N elektróda heganyagának szövete képe egyszerű kikeményítés után. Hőkezelés: hegesztés után fűjt levegőn hűtés, megeresztés 550 C°-on 3 × 30 percig. Keménység HRC = 64,7 (a 2. ábra 2. görbéje). 3% HNO₃. N = 500 : 1



312. ábra. Az EfG585 F elektróda heganyagának szövete képe bainites egyszerű kikeményítés után. Hőkezelés: hegesztés 600 C°-on előmelegítéssel, hegesztés után 270 C°-on tartva 8 órán át. Keménység: HRC = 58—60. 3% HNO₃. N = 500×

liduszát veszedelmesen megközelíti. A szerszámtest néhány anyagának a gyorsacél edzés hőkezelési állapotában meglevő szilárdsági tulajdonságait a 143. táblázatban foglaltuk össze.

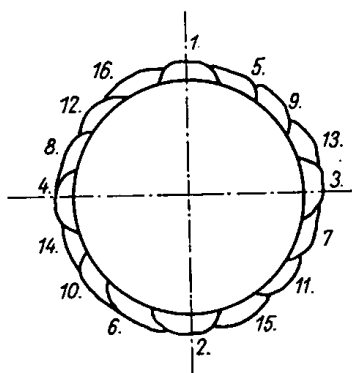
143. TÁBLÁZAT

Gyorsacél felrakó hegesztés alapanyagainak szilárdsági tulajdonságai edzett állapotban

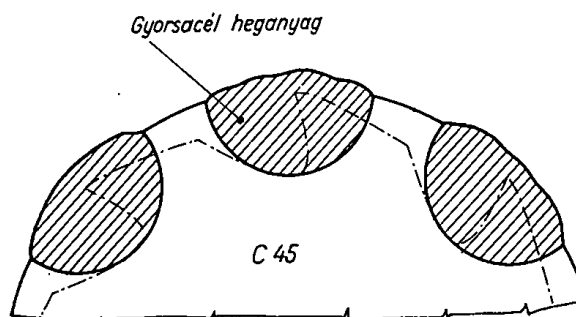
Hőkezelés: 1280 C° → 240 C° olaj 20 perc → lev. 3×30 perc 580 C°					1250 C° → 240 C° olaj → lev. 3×30 perc 550° C		
Szám	1.	2.	3.	4.	5.	6.	7.
Anyag	4351—55 R3	61 C50	4352—56 W6	5750—53 CrV150	4354—52 S71	4352—56 W6	5750—53 CrV150
σ_F kp/mm ²	—	82	130	133	115	138	137
σ_B kp/mm ²	132	93	140	145	127	152	148
$\delta_{10}^{\circ}\%$	—	5	2	3,6	2	4	3,7
$\psi^{\circ}\%$	—	36	25	15	6	17	14
HV30 kp/mm ²	850	225	360	380	300	400	400
HRC	64,1	18	36,7	38,7	30	40,5	40,5
A _k mkp/cm ²	0,3	3,5	2,7	1,5	0,8	2,76	1,93

A táblázat adatai szerint az 1% Cr-t és 2% W-t tartalmazó kissé ötvözött acél a legjobb szerszámtest-anyag, mert a keménység kivételével minden tulajdonsága meghaladja az R. 3 gyorsacélét, szívóssága pedig 9-szeres.

6.02 Gyorsacél szerszámok felújítása. Finom fogú palástmarók, szármarók, dörzsárok felújításainak munkamenete: 1. Lágycítás 6.01 pont szerint. 2. Élek letompítása köszörüléssel. 3. Hegesztés 500 C°-on hőszűrő lapokkal bélelt



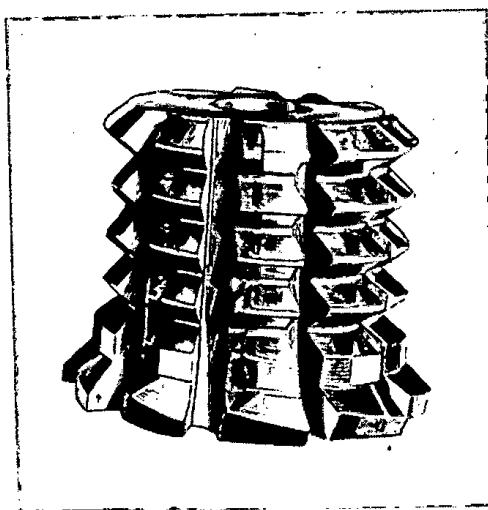
313. ábra. Palást- és szármarók feljavításának hegesztési sorrendje



314. ábra. A horonybarakás módszere

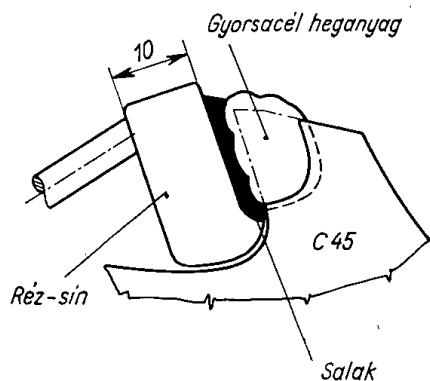
melegentartó dobozban 4 mmØ gyorsacél elektródával 139. táblázat adataival. a 313. ábrán megadott sorrendben alkotó mentén lerakott hernyóvarratokkal. 4. Lágycítás. 5. Megmunkálás. 6. Lépcsős edzés, megeresztés. 7. Köszörülés.

Nagy fogú palástmaró felújításának munkamenete azonos. A különbség az előmelegítésben és a hegesztés módjában van. Egyszerű előmelegítés helyett

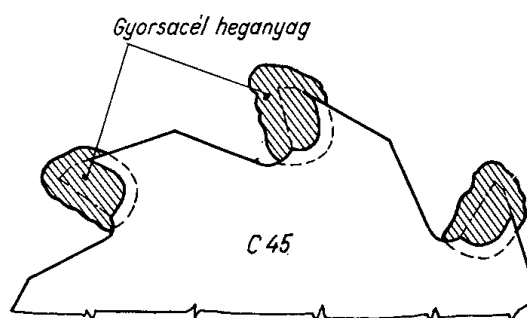


315. ábra. A horonybarakás módszerével készült alakos maró

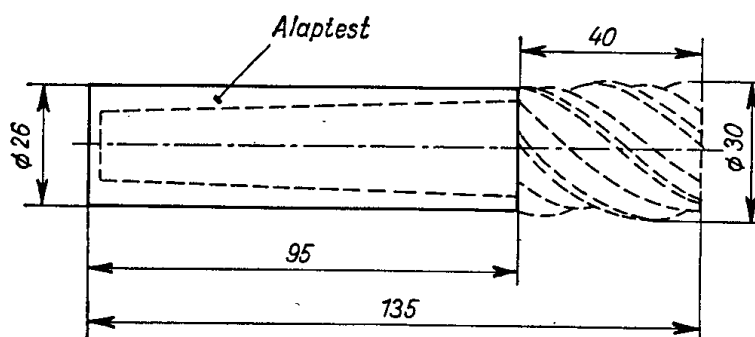
itt nagy foghézagok esetén az austenites előmelegítést tanácsos alkalmazni a 4.01 pont szerint. A hegesztést foganként szabad kézzel végezzük „F” jelzésű 3,25 Ø-jű gyorsacél elektródával. De lehet a fogak hajlását követő rézsíngyám mellett is végezni a 317. ábra szerint EfG585 N jelű 4 vagy 5 mm-es elektródával, egytömögű hegesztés módszerével.



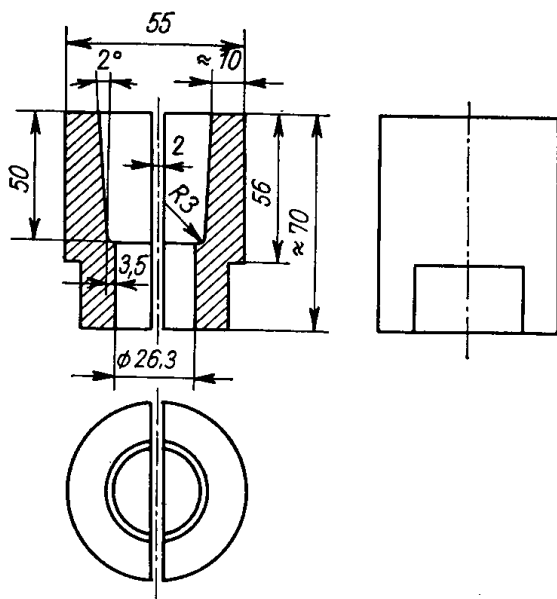
316. ábra. Takarékos palástmarók fogankénti felrakása



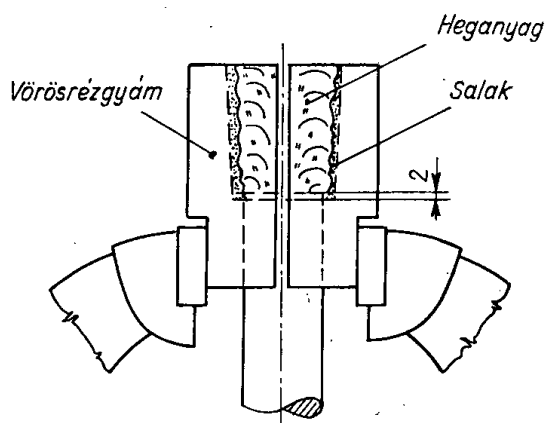
317. ábra. Fogankénti felrakás rézgyámmal



318. ábra. Gyors szármaró fő méretei



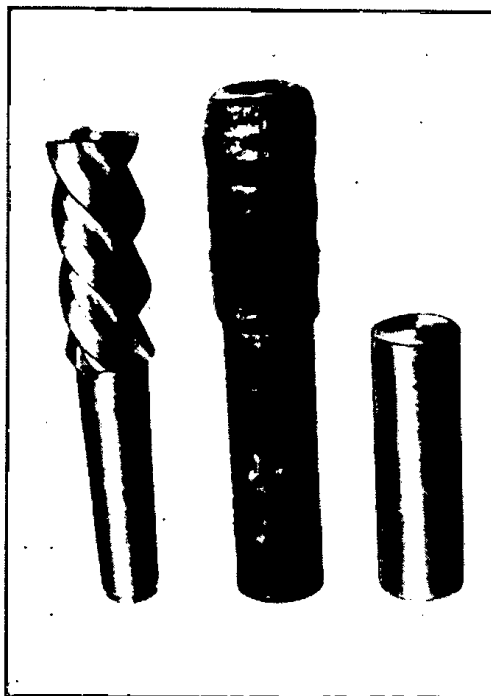
319. ábra. Rézgyám a gyors szármaró egy tömegű felrakó hegesztéséhez



320. ábra. A szármaró hegesztési helyzete

6.03 *Takarékos gyorsacél szerszámok.* 1. Finom élű marók száranyagául C 50-es acélt használunk. Készítésének munkamenete egyezik a 6.02 pontban leírt technológiáéval, de azzal a különbséggel, hogy a lágyítás és az élek letompítása helyébe a szár előnagyolása lép. A hegesztéshez úgy kell a szárat lemunkálni, hogy 3 rétegű varratot lehessen a 313. ábrában megadott sorrendben felrakni, és a vágóél a 3. rétegbe kerüljön.

2. Nagy fogú palástmaró takarékos gyártásának legegyszerűbb módja a horonyba rakással felhegesztett szerszámtestből való készítés. Szerszámtest anyagául itt C 50.61-es acélt, nagy teljesítményű marónál CrV 150-es vagy



321. ábra. A szármarókészítés három fázisa: szár, felrakott nyers darab, kész maró

W 6-os acélt választunk. A fogak középvonalát követő félkör keresztmetszetű hornyokba rakjuk a gyorsacél anyagot, ami a legkönnyebb hegesztési mód. Lágyítás után a fogakat a 314. ábra eredményvonala szerint munkáljuk ki.

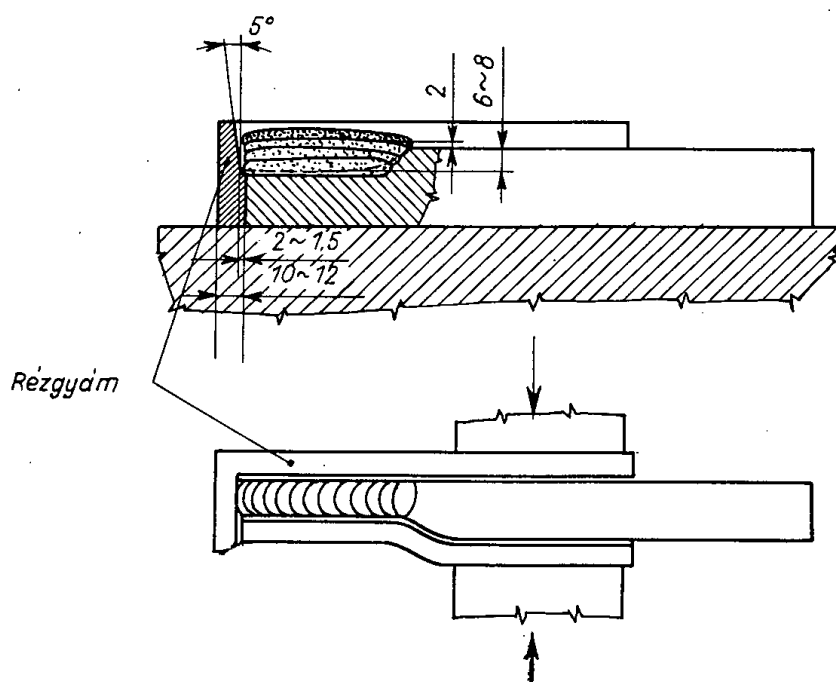
Alkotómenti mélyített horonyba való felrakó hegesztéssel készült takarékos szerszámtestből tárcsamarókat vagy alakos marókat V-, U-, foghoronymarókat is készíthetünk a 315. ábra szerint.

A horonybarakás viszonylag sok heganyagot igényel. A Gépipari Technológiai Intézet mérései szerint a 70 mm átmérőjű szerszámtest súlyának 20%-át teszi ki a felrakott gyorsacél. Ennek felénél nagyobb részét a szerszámkészítés közben elforgácsoljuk.

Nagyobb takarékoságot jelent, mert pl. a 70 mm átmérőjű marónál csak 10% gyorsacél felrakását igényli a foganként való felrakás a 316. ábra szerint. Ez azonban nagy figyelmet és ügyességet kíván. Megkönnyíti a fel-

rakást a fog homloklapjainak rézgyámmal való határolása és az egytömegű hegesztés. Ennek módszerét szemlélteti a 317. ábra.

3. A nagy emelkedésű, 4 fogú gyors szármaró karbonacél szárára egytömegű hegesztéssel rakjuk fel a gyorsacél tuskót, amelyből a vágóéleket kimunkáljuk. A 30 mm átmérőjű szerszám fő méreteit a 318. ábra, a hozzávaló rézgyám méreteit a 319. ábra mutatja. A szárat és a rézgyámot 600 C°-ra, sötétvörös megre előmelegítjük és a 320. ábra szerint kovácssatuba fogva EfG585 N 4 mm-es elektródával kezdve és 5 mm-essel folytatva, 4—5 mm-rel a kész méretnél magasabbra rakjuk fel a gyorsacél tömböt. Lágyítás, meg-



322. ábra. Takarékos egy élű forgácsoló szerszám felrakó hegesztése

munkálás, lépcsős edzés és köszörülés követi a felrakást. A szármarókészítés három fázisát mutatja a 321. ábra.

4. Egyélű forgácsoló szerszámok felrakó hegesztéssel való gazdaságos készítésének alapja az egyszerű kikeményítés alkalmazása (l. 4.02 6. pont). Az élfelrakást tehát olyan kis túlméretekkel kell végezni, hogy a vágóélek kialakítása a nyers hegesztett varratból pusztán köszörüléssel történhessék. A C. 50-es acélból készült, nagy igénybevételeknél nemesített száron a gyorsacél varrat számára 6—8 mm mély fészket munkálunk. A hegesztést 500° C-ra előmelegített, de a hegesztés alatt már nem melegített készszárra, a 322. ábra elvi vázlataszerint úgy végezzük, hogy a vágóél az „F” típusú finom cseppes elektródák használatakor a felső 3. rétegbe kerüljön. Nagy cseppes elektródáknál az élnek a beolvadás vonalától legalább 6 mm-re kell kerülni. A felrakást itt is rétegesen, de közbeni salakolás nélkül végezzük. A hegesztés befejezése után közvetlenül fújt levegővel hűtjük a varratot. Az élköszörülést háromszor

30 perces vagy kétszer 45 perces 540—560 C°-on való megeresztés követi, ami az élek számára a teljes HRC = 63—65 keménységet biztosítja.

Az egyélű forgácsoló szerszámok felrakó hegesztéssel való készítését az egyszerű kikeményítés tette gazdaságossá és versenyképpé a kovácsolt gyorsacél-lapkás késekével szemben. Utóbbiaknál ugyanis a lapka felhegesztése csak tompahegesztő-gépen történhet megbízhatóan; ez pedig nem minden érdekelt üzem felszerelésében szerepel.

7. Melegsüllyesztékek és sorjázók felrakó hegesztése

7.01 A melegalakító szerszámok anyagai. A melegsüllyesztékek anyaga 350 C°-nál nagyobb hőmérsékleten ismételt ütéshatásokból eredő tágitásnak, az alakítás közben megfolyó anyag nagy hőfokon ható koptatásának és az üreg felületén a hőmérséklet-ingadozás okozta váltakozó hőtágulás és zsugorodásnak van kitéve. A meleg ollókések és sorjázó szerszámok élei nagy hőmérsékleten az élükre összpontosult nagy nyomásnak és súrlódásnak vannak kitéve. Ezért a melegsüllyesztékek és vágószerszámok általában a nagyobb tartós folyás határáú és hőszilárd acélfajták. Jellegzetes ötvözői W, Cr, Mo. Minthogy a melegsüllyesztékek igénybevétele 350—500° C között a legnagyobb szívósságot igényli, felhasználásuk nemesített állapotban történik. Néhány szabványos melegsüllyeszték acél adatait a 144. táblázat tartalmazza.

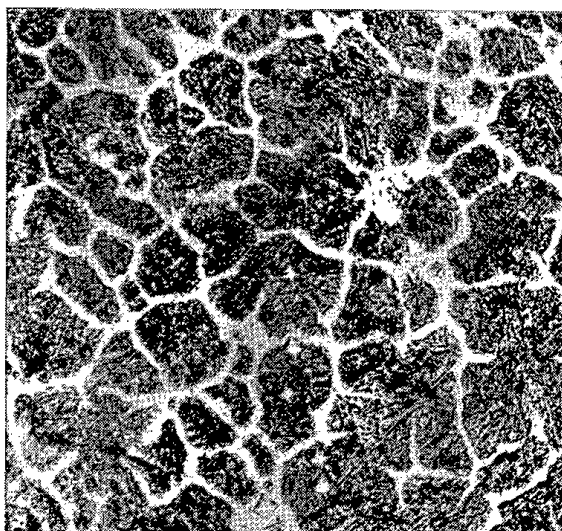
144. TÁBLÁZAT

Néhány melegalakító szerszám adatai

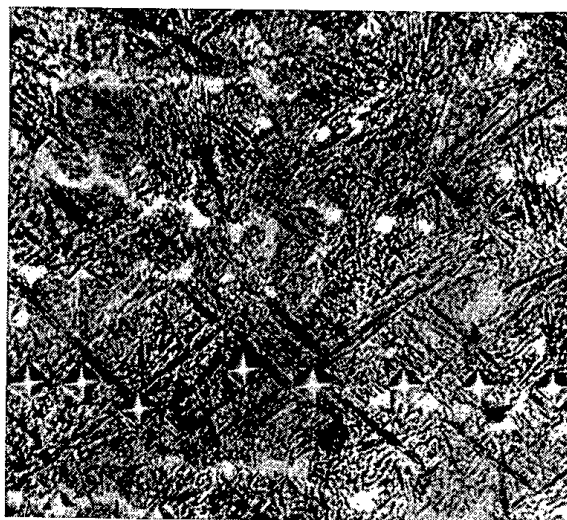
Szám	Anyag-jel	Jellemző ötvözőelem, % (átlag)					Ms, C°	Edzés		Felhasználás
		C	Cr	W	Mo	egyéb		C°	hűtés	
1.	W1	0,3	2	10	—	V 0,2	370	1100 1200	olaj lev.	6—10 kg-os bonyolult szerszámok nagy sorozathoz
2.	W3	0,3	2	5	0,5	V 0,3	350	980 1080	olaj lev.	10—200 kg-os nem nagyon bonyolult szerszámok
3.	W5	0,4	1	2	—	Si 1	340	870 970	olaj lev.	0—200 kg-os egyszerű szerszámok
4.	NK1	0,55	0,8	—	0,3	Ni 1,5	240	820 870	olaj lev.	200 kg-nál nagyobb szerszámok

A melegalakító szerszámok felrakó hegesztése céljaira szolgálnak az EfWS1 és EfWS2 jelű elektródák, amelyeknek adatait az 139. táblázat tartalmazza (139. tábl. 6., 7.). Az EfWS1 elektróda heganyaga a legfelső (harmadik) rétegének mikroszkópi képét látjuk a 323. ábrán. A bainit-martensites krisztallitokat világos karbidban dús háló veszi körül.

Az EfWS2 elektróda heganyagának szövetképét a 324. ábrán látjuk. Itt az ugyancsak bainit-martensites jellegű krisztallitok oszloposan fejlődtek



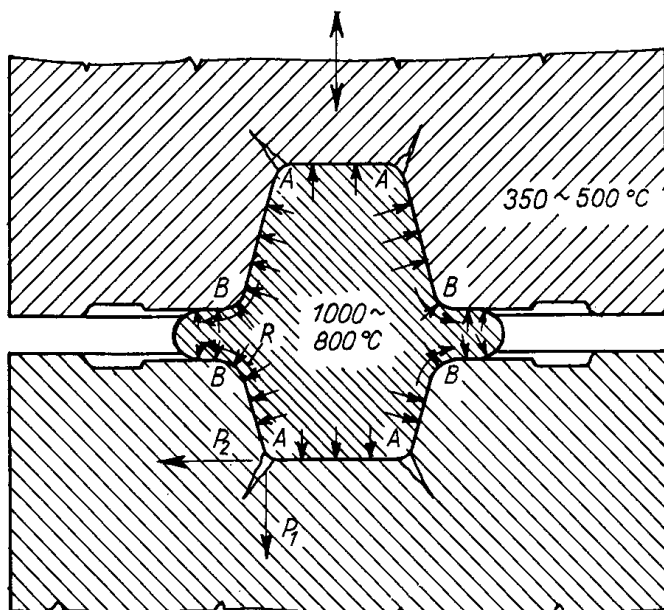
323. ábra. Az EfWS1 elektróda heganyagának szövetképe. Hegesztés után 2 órán át meg-
eresztve 580 C°-on. Keménység HV = 490 kp/mm². 2% HNO₃. N = 300 : 1



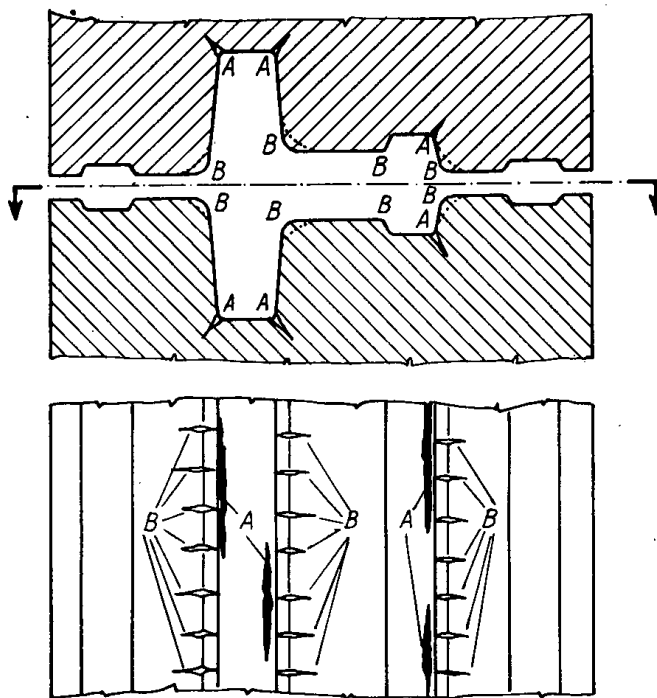
24 . ábra. Az EfWS2 elektróda heganyagának szövetképe. Hegesztés után 2 órán át meg-
eresztve 580 C°-on. Keménység HV = 450 kp/mm². 2% HNO₃. N = 500 ×

ki. A határukon látható karbidok mennyisége szemmel láthatólag kisebb,
mint az EfWS1 elektróda heganyagának szövetében.

7.02 Nagyméretű melegsüllyeszték javítása. Nagyméretű melegsüllyesz-
ték igénybevételét és annak során bekövetkező meghibásodását a 325. és a
326. ábrák szemléltetik. A melegen alakított anyag ellenállásának feszítő
hatása a konkáv sarkokban hosszrepedéseket (325. és 326. ábra „A”), a konvex
sarkokon elcsúszó anyag bevágó hatása keresztrepedéseket („B”) okoz.
E repedéseknek hegesztéssel idejében való kijavítása, a szerszám élettartamát
megsokszorozza.



325. ábra. A melegsüllyeszték igénybevétele



326. ábra. A melegsüllyeszték meghibásodásai

A javítás általában 5 műveletet igényel: 1. előkészítés, 2. előmelegítés, 3. hegesztés, 4. megmunkálás, 5. hőkezelés.

Az *előkészítés* a repedéseknek horony alakú kimunkálásában áll, azok tövéig. A kevésbé mély keresztrepedések kimunkálása mindig köszörüléssel végezhető. A mélyebb hosszvarratokat a) marással, b) ívvel való kiolvasztással lehet végezni.

A marással való hornyolás drágább, sokkal hosszabb időt és nagy marógépet igényel. Előtte a sülyesztéket ki kell lágyítani. A lágyítás munkarendjét a sülyesztékacél „C” görbéje alapján a 4.02 pont szerint írjuk elő. Pl. a nagy sülyesztékekben használt NKI acél (144. táblázat 4. sz.) esetében így: lassú vagy lépcsőzetes felhevítés 800—820 C°-ra. A hevítés sebessége 150—160 C°/ó. Hőntartás: 1 óra. Lehűtés 800 C°-ról 620 C°-ig 5 óra alatt, tehát 40 C°/ó sebességgel. Véglehűtés nyugodt levegőn.

A mély hosszrepedések kihornyolását sokkal gazdaságosabban végezhethjük az ívvel való kiolvasztással. Ehhez a szerszámot 500—550° C-ra (esetleg sötétbarna-vörös megre) előmelegítjük. Úgy állítjuk fel, hogy az üreget tartalmazó oldala függőleges legyen. A kiolvasztást a repedés legmagasabb pontján kezdjük és tetszőleges vastagon bevont elektródával, túlárammal — pl. 4 mm Ø -jű elektródánál az 5 mm Ø -jű áramerősségével — végezzük. A horony salaktól való megtisztítását közvetlenül a hegesztés követheti.

A hegesztéshez való *előmelegítés* legjobb hőmérséklete a 4.01 pont szerint a legnagyobb középső lappangási hőközbe esik: 580—540 C° (sötétbarna-vörös kezdődő izzási szín).

A *hegesztésnél* a mély hornyok jó minőségű varrattal való kitöltése kíván szakyszerű gondosságot. Ezek varratában ugyanis a merev oldalakhoz való lekötés és a viszonylagos mélység miatt a keresztirányú zsugorodás hosszrepedést okoz. Ennek elhárítására a varrat készítésének a következő biztonságos módszere vált be legjobban:

A hosszrepedés U alakban kimunkált hornyát 60—80 mm hosszú szakaszokra osztják. A horony behegesztése lépésenként úgy történik, hogy egyes szakaszait teljes magasságukban behegesztik. Minden egyes réteget az izzási szín eltűnéséig kalapáccsal nyújtanak, és a salakot róla gondosan eltávolítják. A hegesztéshez legalkalmasabb az EfW. S2 elektróda. Kutatómunkánk azt mutatta, hogy ilyen munkarend mellett az 500 C°-ra előmelegített sülyeszték anyaga a varrat beolvadási felülete alatt 3—4 mm mélységig austenites szerkezetűvé alakul, és a varrattal együtt túlhűtött austenites állapotban van az alakítás alatt. Ezért az így végzett nyújtás során sem a varratban, sem az alapanyagban repedés nem keletkezik.

A felrakott varrat keménysége 40—50 HRC (139. tábl. 7. sz.), ezért a varrat felületének lemunkálását lágyításnak kell megelőznie. A lágyítást lassú felhevítéssel 740—760 C°-on 4 órás hőfokon tartással és lezárt kemencében való lehűtéssel végezzük. Ajánlatos lágyítás közben a levegőnek pakolással való kizárása vagy legalább a sülyeszték üregének faszéndarával való kitöltése. Lágyítás után a keménység sehol sem nagyobb 28 HRC-nél, és így a hegesztéssel megjavított üreg bármely forgácsoló eljárással könnyen megmunkálható.

A megmunkálhatóság céljából kilágyított sülyesztéket az üzemi igénybevételek tartós állása céljából szívós keményre kell hőkezelní. A hőkezelést

annak figyelembevételével kell előírni, hogy az alapanyag NK, a felrakott részek W3 acél összetételének felelnek meg. Az edzést célszerűen a két acél edzési hőmérsékletének középértékéről: $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ -ról fűjt levegővel végezzük úgy, hogy a légáram az üreg falait érje a leghatásosabban. A megeresztés optimális hőköze $540\text{--}560\text{ }^{\circ}\text{C}$, tartama a vastagság minden 25 mm -ére számított fél óra, de legalább 2, legfeljebb 6 óra. Ekkor az NK acél keménysége $40\text{--}42$, az EfWS2 varrat keménysége pedig $46\text{--}47\text{ HRC}$ lesz. A hegesztéssel felrakott részek tehát a kopást jobban állják.

Nagyméretű süllyesztékek leggazdaságosabb javítása abban az esetben valósítható meg, ha a hegesztés után a forgácsoló megmunkálás köszörülésre korlátozható. Ezt úgy érhetjük el, hogy a hegesztést olyan gondos és ügyességgel végezzük, hogy a varrat lemunkálendő túlemelkedése az 1 mm -t nem haladja meg. Ebben az esetben a javítás műveleti sorrendje a következő:

1. A sarokélek keresztrepedéseinek kiköszörölése.
2. Előmelegítés az optimális előmelegítési hő közbe: $540\text{--}560\text{ }^{\circ}\text{C}$ -ra.
3. A hosszrepedések vájatának kiolvasztása ívhegesztő túlárammal.
4. A hegesztés elvégzése olyan kis ráhagyással, hogy kalapálással való nyújtás és simítás után a varrat túlemelkedése 1 mm -nél kisebb legyen.
5. Megeresztés $540\text{--}560\text{ }^{\circ}\text{C}$ -on $3\text{--}4$ órán át.
6. Készre munkálás köszörüléssel.

Az ilyen technológia mellett a süllyeszték érintetlen része megtartja eredeti nemesített állapotát. A felrakott anyag, amely a hegesztés után túlhűtött austenites állapotban van, lehűlés közben a lépcsős edzésnek megfelelő martensitátalakulást szenved. A megeresztéskor ez a rész is nemesedik.

7.03 Kisméretű süllyesztékek javítása. A kisméretű és nagy sorozatok kovácsolására szolgáló süllyesztékeket a legerősebben ötvözött W1-es acélból (144. tábl. 1. sz.) készítik.

Ezeknek javítása az esetleges repedések kiköszörölése vagy a 7.02 pont szerint való kiolvasztása után a teljes üreg behégesztésével történik. Itt a hegesztéshöz való előmelegítés felső határhőmérsékletét ($A_{cl} = 820\text{ }^{\circ}\text{C}$ -t) célszerű választani. Ebben az esetben a zsugorodási saját feszültségek helyi alakváltozásokkal lecsökkennek, kalapálással való nyújtásra nincs szükség.

A hegesztés után a lágyítást $850\text{ }^{\circ}\text{C}$ -on végzik 4 órai ízzítással és kemencében való lehűtéssel.

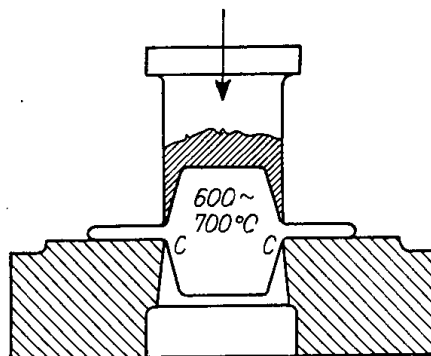
A süllyeszték üregének újból való teljes kimunkálása után a nemesítő hőkezelést a W1 acélnak megfelelően $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ -ról olajban vagy $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ -ról fűjt levegőn való hűtéssel és azt követő $580\text{--}600\text{ }^{\circ}\text{C}$ -on való megeresztéssel végezzük. Elért keménység: $47\text{--}50\text{ HRC}$.

7.4 Sorjázó szerszámok és melegollókések javítása. A sorjázó szerszámok és melegollókések működését és igénybevételi módját a 327. elvi vázlat szemlélteti. A szerszám legerősebben igénybe vett részei a „C”-vel jelölt vágóélek, amelyek meleg állapotban nyomásra hajlításra és kopásra vannak igénybe véve. A kis tömegű vágóélt a sajtolt darabtól vezetés útján átvett és a vágás surlódásából keletkezett meleg nagy hőfokra hevíti. Ha az él keménységét martensites edzés adja, az a felhevülés megeresztő hatásától erősen csökken, és az él eltompul.

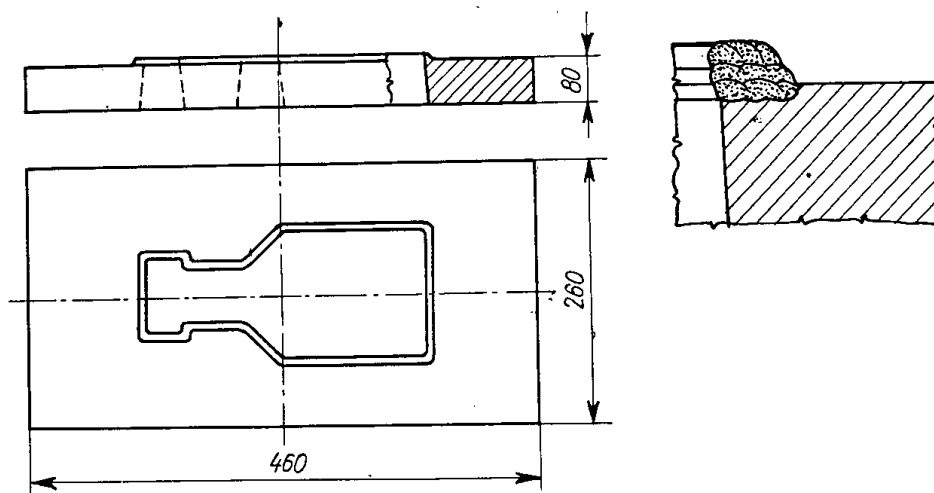
A sorjázó szerszámok céljaira általában csak olyan ötvözetlen vagy ötvözött acélfajtákat használnak, melyek élének keménységét a martensites

edzés biztosítja. Ilyenek a C 80-as acélok. Csak nagy sorozathoz való kis sorjázók, valamint a melegollókések kerülnek W3, esetleg W1 erősen ötvözött wolfram-króm-molibdén-acélokból.

A javítandó sorjázó szerszám edzett állapotban van. A hegesztéshez való előmelegítése feszültségcsökkentő, nagyhőfokú megeresztésként hat, és így



327. ábra. Sorjázó szerszámok éleinek igénybevétele



328. ábra. A sorjázó szerszámok élének felrakása

kilágýtása elengedhető. A hegesztéshez való előkészítés a repedések kiköszörüléséből áll.

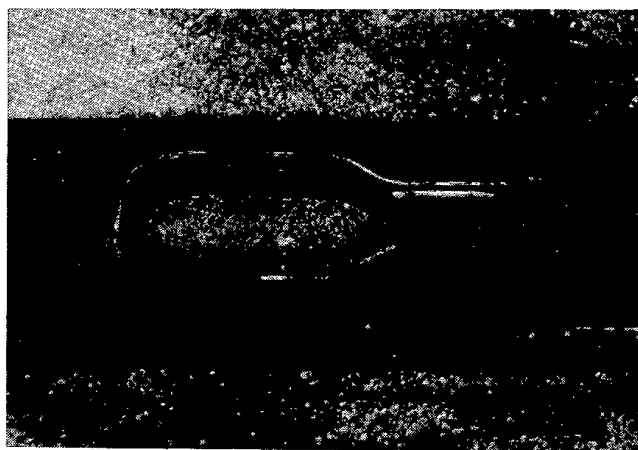
Az él felrakására kisméretű, nagy teljesítményű sorjázó szerszámokhoz és melegollókésekhez EfWS1 elektródát használunk, amelynek heganyaga 550-580 C°-os megeresztéskor másodlagos keményedést nyer. Nagyméretű sorjázó szerszámokhoz megfelelőbb az EfWS2 minőségű elektróda, amelynek varrata szívósabb, és ugyancsak hőszilárd és 500—550 C°-on megeresztésálló.

A hegesztést az optimális előmelegítési hőköz felső határára: 580 C°-ra előmelegített sorjázó lapon a 328. sz. ábra szerint úgy végezzük, hogy a több rétegben felrakott él egyes rétegeit 150 mm hosszú szakaszokban kalapálással nyújtjuk. Célszerű a felrakott él belső felületét hegesztés közben rézgyámmal

határolni, mert így a vágóél pontos körvonalrajza (fazonja) köszörüléssel munkálható ki.

Hegesztés után a szerszámot 540—560 C°-on 2 órán át megeresztik, és a vágóélt méretre és alakra, felületét síkra köszörülik. A felrakott él belső felületét élszalagszerűen közel függőlegesre munkálják. Ez lehetővé teszi, hogy az eltompult szerszámot a vágóél felső lapjának sikköszörüléssel élezzék. Ha a felrakott él egész magassága élezés közben elfogyott, hegesztéssel újra felrakható.

Az a tény, hogy a meleg hatására lágyuló, martensites keménységű sorjázó szerszámacélt javítás közben egész kis mennyiségű, erősen ötvözött, hőszilárd élel helyettesítjük, a szerszám éltartósságát eredeti új állapotához



329. ábra. Takarékos sorjázó szerszám

képest növeljük. A javított szerszám használati értéke tehát az új szerszámét meghaladja.

7.05 Sorjázó szerszámok takarékos készítése. A felrakó hegesztés céltudatos felhasználása lehetővé teszi, hogy ötvözött acélanyag és munkaórák megtakarításával nagy teljesítményű sorjázó szerszámokat állítsunk elő. A szerszámtest ebben az esetben ötvözetlen acél, a vágóél pedig ötvözött acélból felrakó hegesztéssel készül.

A szerszám kivágólapja számára megfelelő méretű (328. ábra), 0,3—0,5% C-tartalmú ötvözetlen acéllemez választunk. Egyik felületét síkra munkáljuk. A sorjázandó sajtolt munkadarab súlyszétküregét ólommal kiöntjük. A sajtolt darab így elkészített félmintáját ráhelyezzük a szerszámlap le nem munkált felületére és rajzolótűvel körülrajzoljuk.

A kivágólap üregét lángvágással kivágjuk. Az oldalfalaknak simára és megfelelő ferdeségűre való köszörülése után a vágóélt a 7.04 pont szerint EfWS2 elektróda varratából elkészítjük. A 328. árba szerinti sorjázó szerszámnak így készült vágólapját mutatja a 329. ábra.

ÖNTÖTTVAS „FÉLMELEG” ÍVHEGESZTÉSÉRE ALKALMAS ELEKTRÓDA ÉS HEGESZTÉSI TECHNOLÓGIÁJA

MOLNÁR LÁSZLÓ

DK 621.791.75:669.13

Szürkeöntvények hegesztésének a gyártási eljárások között nincs különösebb jelentősége, létjogosultsága azonban mégis megvan, mert mind a hibás öntvények, mind a meghibásodott szürke gépöntések javításánál nélkülözhetetlen, és nagy értékek megmentését teszik lehetővé.

A szürkeöntés sok jó tulajdonsága — mint pl. jó önthetősége, könnyű megmunkálhatósága, jelentős korrózióállósága — mellett hegesztése bizonyos nehézségekkel jár. A nehézségek a szürkeöntés három tulajdonságából adódnak:

1. Hiányzó alakváltozási képesség. Míg az acéloknál a felhevítés és a lehűlés által előidézett feszültségek maradó vagy rugalmasság alakváltozásban nyernek levezetést, az öntöttvasnál ez nem következik be, mert nincs képlékeny alakváltozó képessége: $(\sigma_{Kgl/m/m^2} \neq \frac{\lambda \cdot E}{L})$. Ebből következik az

öntöttvas hegesztéstechnológiájának egyik fontos alapelve, hogy feszültségek előidézését kerülni kell.

2. Csekély hővezetőképesség (0,07—0,1 cal/cm sec. fok). Mivel az öntvény belsejében a hő csak lassan tud tovább terjedni, különösen olyan daraboknál, ahol nagy keresztmetszet-változások adódnak, a kitágulás nagyon egyenlőtlen lesz, és ennek következtében feszültségek ébrednek. Ez a körülmény meghatározza az alkalmazandó technológia egyik további szempontját, azt hogy a szürkeöntésű munkadarabokat lassan, (30—100° C/ó) egyenletesen elő kell melegíteni.

3. Szürkeöntvény szövetszerkezetének természete. A szürkeöntés szilárdsága a grafit kiválási formájának függvénye. Legjobb tulajdonságú az az öntöttvas, amelynél perlites mezőben a grafit finom, egyenletes elosztásban helyezkedik el. A grafit kristályosodásának, kialakulásának körülményeit befolyásolni lehet. A dermedésnek induló öntöttvasban a kristályosodást a meglevő grafitcsírák vezetik be, és ez annál finomabb formában megy végbe, minél több ponton indul meg. De vannak bizonyos anyagok is, amelyek mint oltóanyagok a grafit finom kikristályosodását elősegítik. Ilyen pl. az alumínium.

A grafitkiválásnak ezeket az elvi adottságait használtuk fel az EÖVK. 1 jelű öntöttvas ívhegesztő elektródák kialakításánál.

Hegesztő eljárások

Az öntöttvas tulajdonságainak leginkább megfelelő eljárás a gázhegesztés. Mindaddig, amíg a hegesztés terjedelme nem nagy, végrehajtása a hegesztő szempontjából nem jár nehézségekkel. Nagyobb terjedelmű hegesztésnél a hegesztő nagy meleghatásoknak van kitéve, és ez kritikussá teheti a hegesztés megbízható kivitelezését.

Az ívhegesztés jósága az elektródától és az előmelegítés nagyságrendjétől függ. Ferrites, austenites kötőelektródával még előmelegítéssel sem lehet megbízható kötést biztosítani anélkül, hogy rideg, kemény átmeneti rétegek ne keletkezzenek, Monel-elektróda kielégítő eredményt ad, de nagyon költséges. Csupasz öntöttvas elektróda meleghegesztéssel kitűnő eredményt ad de az előkészítési munka nagyon költséges és a nagyfokú előmelegítés miatt hegesztése kellemetlen.

Az igyekezet arra irányult, hogy ívhegesztéssel hidegen vagy csekély előmelegítéssel, amely a hegesztőre nem terhes, legyen megoldható az öntöttvas hegesztése.

Ennek az igyekezetnek és a leolvasztott öntöttvas heganyagban az egyenletesen finom elosztású grafitkiválás irányíthatóságának eredményeképpen jött létre 1950-ben az ún. „félmelegben” hegesztő EÖVK. 1 jelű vastagon bevont öntöttvas ívhegesztő elektróda.

Azt a metallurgikus feltételt, hogy a leolvasztott heganyag szürkevas jellegű és benne a grafit finom elosztású legyen, úgy sikerült biztosítani, hogy csíra képző és oltó elemként a bevonatba ezüstgrafit és alumínium került alkalmazásra. Az így előállított varrat jellemzői egybevetve az alapanyaggal és az elektródával, a 145. táblázatban láthatók.

145. TÁBLÁZAT

Analízis, %	C	Si	Mn	S	P
Alapanyag	3,64	1,75	1,23	0,112	0,11
Elektróda	3,30	3,37	0,44	0,15	0,38
Heganyag	4,00	3,87	0,4	0,06	0,31

A heganyag szilíciumtartalma megnövekedésének nem volt különösebb jelentősége, mert repedés-érzékenységet nem okozott. 200 mm hosszú varrat-hernyót biztosan repedésmentesen lehetett lehegeszteni. A C-tartalom fel-dúsulása a heganyagban inkább kedvező, mint kedvezőtlen jelenségnek tekinthető, mert az a gyors grafitkiválást segíti elő, ez pedig ez átmeneti rétegek könnyű megmunkálhatóságát biztosítja.

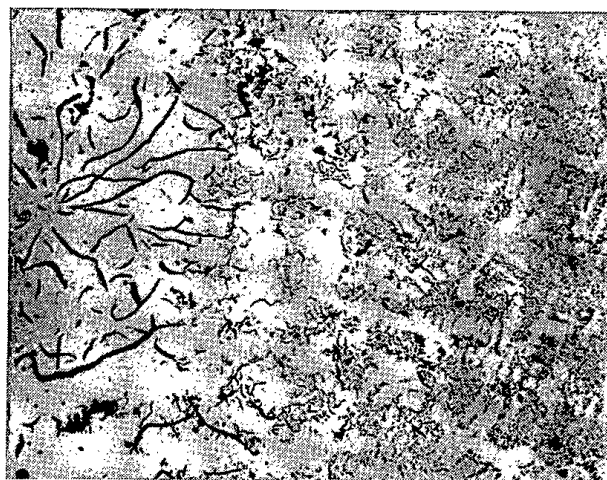
Az EÖVK. 1 elektródával készített hegesztett kötések szilárdsági értékeit az 146. táblázat szemlélteti.

Az eredmények kielégítőek, mert a kísérleti daraboknál a heganyag szilárdsága csak 12%-kal kisebb, mint az alapanyagé, keménységük pedig

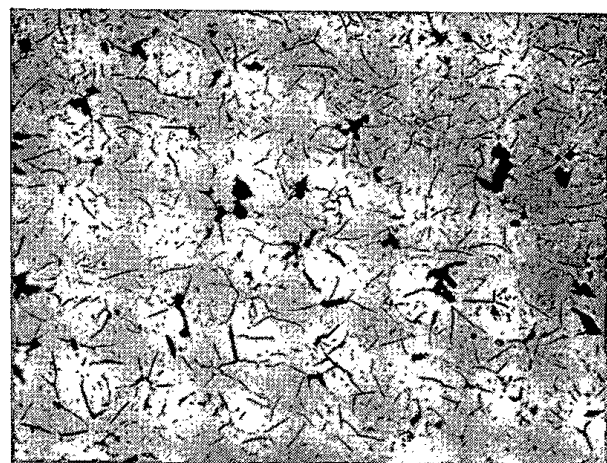
146. TÁBLÁZAT

	Szakítószilárdság		Hajlítószilárdság		Áthajlás		Keménység
	kg/mm ²	átlagban	kg/mm ²	átlagban	mm	átl.	HB kg/mm ²
Alapanyag	17,55 21,85 21,40	20,47	41,1 52,2 42,6	46	10 12 10,25	10,8	170
Hegesztett kötés	19,50		40,5*		9,12		
	17,85 15,82		36,5* 41,8		7,50 7,75		
		17,80		40		8,1	155** 145***

* alapanyagban törött
** átmeneti rétegben törött
*** heganyag



330. ábra. Hegesztett kötés mikroképe



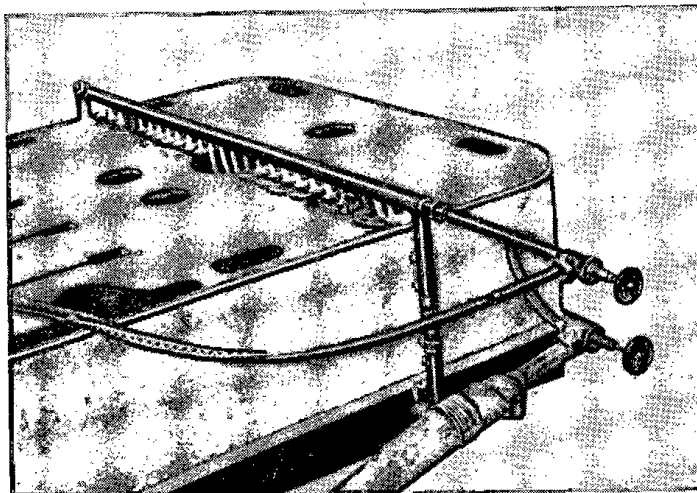
331. ábra. Heganyag mikroképe

közel azonos, tehát nem okoz megmunkálási nehézséget. Nagyobb mennyiségű (kb. 1500 t), több tonna súlyú szürkeöntvény javításánál kifogástalan megmunkálhatóság, tömörség és korrózióállóság minden esetben biztosítható volt.

Mikrocsiszolatok a megömlesztett alapanyagban a grafit finom elosztását, míg az átmeneti rétegben bőséges eutektikus grafitkiválást mutatnak. A grafit eloszlása a heganyagban közel azonos az alapanyagével, a grafiterek nagysága az alapanyagban levők nagyságrendjének $2/3-1/2$ -ét teszi ki (330. és 331. ábra).

Az EÖVK. 1 elektróda alkalmazása

Ahhoz, hogy a heganyag és az átmeneti réteg biztosan szürkevasként dermedjen meg, a bevonat grafitcsíra és oltóhatást előidéző anyagai mellett szükséges, hogy az alapanyagot minimálisan $200-230^{\circ}\text{C}$ -ra előmelegítsük



332. ábra. „Meridián” előmelegítése fűrógép-alaplapon

A helyi előmelegítést — mint ahogyan az az öntöttvas gázhegesztésénél is szokásos — úgy kell végezni, hogy az nagyobb mérvű feszültségeket ne idézzen elő és a munkadarab szabadon tudjon kitágulni. (332. és 333. ábra).

Ha ez nem biztosítható, akkor legcélszerűbb az egész munkadarabot a szükséges hőfokra előmelegíteni. A felmelegítést az öntöttvas rossz-hővezető-képessége miatt lassan ($30-100^{\circ}\text{C}/\text{ó}$) kell végezni.

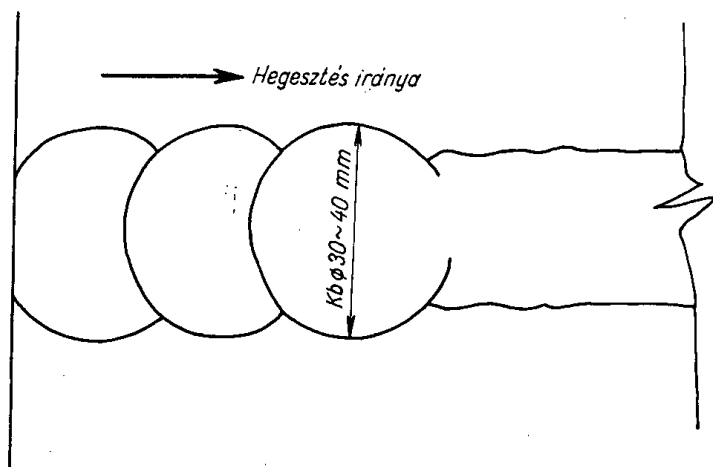
A bevonat bázisos jellegére való tekintettel az elektródát közvetlen felhasználás előtt $150-200^{\circ}\text{C}$ -on kb. két órán át ki kell szárítani. Az áramerősség egyenáram esetén kb. $55-60\text{ A}$, váltóáram esetén kb. $60-70\text{ A}$, az elektróda átmérőjének millimétereként. Egyenáramnál a lehegesztés pozitív pólusról történik. Az ív hossza a kötőelektródáktól eltérően hosszabb. Az ív feszültsége $30-32\text{ V}$ legyen.

A hegesztés nem varrathernyő formájában, hanem megszakításokkal, egymást $1/3$ részt átfedő foltokban történik. Az ily módon képzett heganyag



333. ábra. „Meridián” előmelegítése marógép-állványon

kellő mértékben grafitizálódik, és a hőokozta feszültségek alacsonyabb szinten maradnak. A zsugorodási feszültség még azáltal is csökkenthető, ha egy-egy folt leolvasztása után az ízzási szín ($600-650^{\circ}\text{C}$) eltűnésekor a foltot 30–50 dkg-os kalapács keskeny végével megnyújtjuk (334. ábra).



334. ábra. Hegesztés folyamata EÖVK1 elektródával

GAZDASÁGOS LÁNGVÁGÓ FÚVÓKA KIDOLGOZÁSA

MOLNÁR LÁSZLÓ

DK 621.791.5

Ésszerű anyaggazdálkodásunk megkívánja, hogy a lángvágás oxigénfogyasztásának az eddiginél gazdaságosabb felhasználását szorgalmazzuk, mert hazánkban is az összes oxigénfogyasztás 50—60%-a a lángvágást terheli. A felhasználás nagyságrendjét még jobban érzékelhetjük, ha meggondoljuk, hogy 2,5 kg vas eloxidálásához 1 kg oxigén felhasználása szükséges.

A feladat megoldásánál többek között a kisebb vágási rés keletkezésének és képzésének feltétele is szerepet játszott. A lángvágás oxigénfogyasztását ugyanis nagymértékben befolyásolja a keletkező rés szélessége, mert keskeny rés keletkezésénél nyilvánvalóan kevesebb vasat kell eloxidálni, és így kisebb oxigénfogyasztással lehet számolni. Tovább menően kevesebb lesz a képződő salak mennyisége is, és a nagynyomású oxigén kinetikai energiájának csak ezt a lecsökkent mennyiségű salakot kell a vágási résből kinyomni.

Ezeket a feltételeket logikusan leginkább a hosszú, keskeny és párhuzamos határvonalú oxigénsugár tudná biztosítani. A megoldást — széleskörű kísérleteink alapján — a diffúzoros fúvóka adta. Kialakításánál alkalmazott megfontolások, számítások helyességét mind a résoptikai felvételek, mind a

147. TÁBLÁZAT

Lemezvastagságok szerinti résméretetek
hengeres, diffúzoros fúvókával végzett
lángvágásnál

Lemezvastagság, mm	Résszélesség, mm	
	Hengeres fúratú	Diffúzoros fúvóka
12	1,8—2,1	1,3—1,4
28	2,2—2,5	1,4—1,5
50	2,7—3,0	1,9—2,1
60	2,9—3,3	2,2—2,5
80	3,6—3,8	2,4—2,6
100	4,0—4,4	2,5—2,8

begyűjtött előmelegítő lángon átáramló oxigénsugár szabad szemmel jól megfigyelhető képei igazolták (335—338. ábra.).

Az oxigénfogyasztásra vonatkozó ellenőrző mérések eredményeit a 339. ábra szemlélteti.

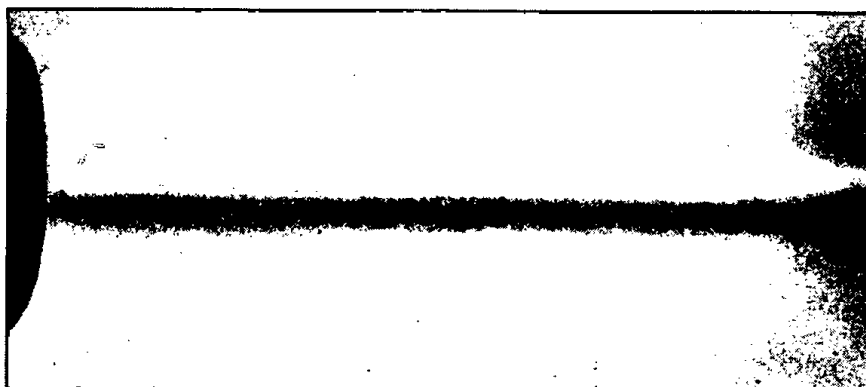
A fogyasztási görbékből megállapítható, hogy azonos, optimális vágósebességnél 25—45%-os oxigénmegtakarítást lehet elérni, ha a lángvágásnál a



335. ábra. Hengeres furatú fúvóka oxigénsugarának résoptikai képe
 $p_0 = 7 \text{ ata}$; fogyasztás $9,5 \text{ m}^3/\text{h}$

hengeres furatú fúvóka helyett a diffúzoros fúvókát használjuk. Vagy ha a hengeres furatú fúvóka optimális fogyasztását vesszük azonosnak, akkor a 340. ábra adatai szerint a diffúzoros fúvókával kb. 20—25%-kal nagyobb sebességgel lehet vágni.

A gépi lángvágás fajlagos fogyasztásának (l/m) összehasonlítását — hengeres és diffúzoros fúvókánál — a 341. diagram adja.

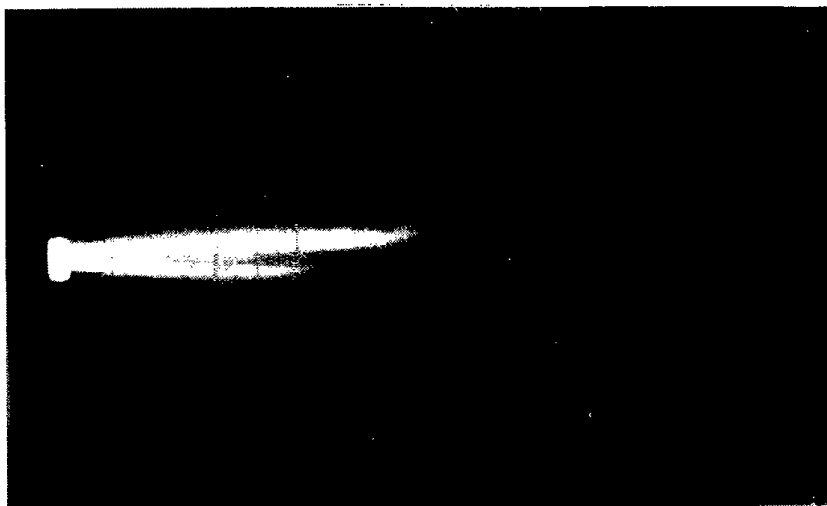


336. ábra. Diffúzoros fúvóka oxigénsugarának résoptikai képe

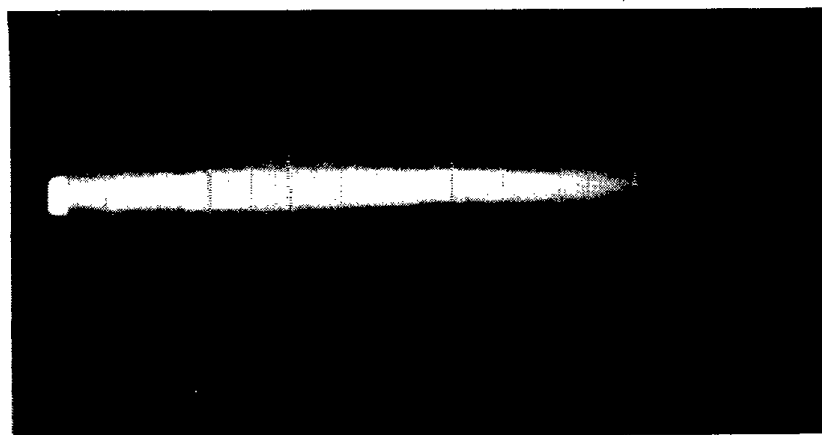
A diffúzoros fúvóka kialakítása a rés szélességének csökkentését is meghozta. A lemezvastagságok szerint felvett résméretek (lásd 147. táblázat) hengeres és diffúzoros fúvókákkal végzett vágásoknál az utóbbinak mintegy 30—35%-kal kisebb értékeit igazolja.

A vágási felület minőségében érdembeli különbség a hengeres és diffúzoros fúvókával vágott felületek között nem mutatkozik, mint ahogyan az a 342. és 343. ábrából is látható.

A diffúzoros fúvóka állandó nyomásra van méretezve. Előnye, hogy a legnagyobb vágási teljesítményt a vágó oxigén nyomásának optimális beállítása biztosítja. A dolgozó legnagyobb keresetre való törekvése tehát a legnagyobb népgazdasági haszon elérése irányában hat.



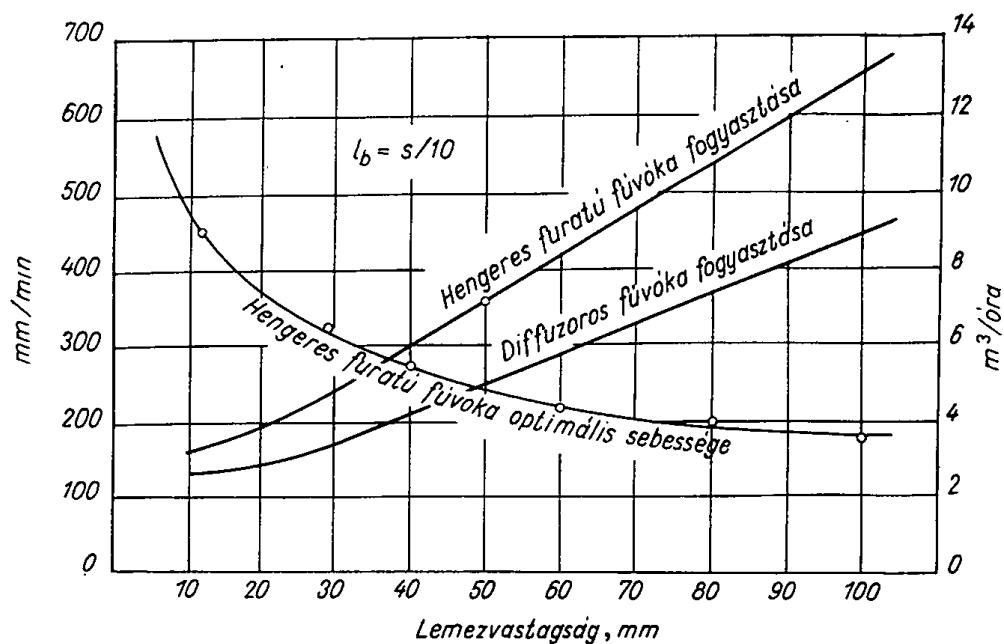
337. ábra. Hengeres furatú fúvókavágó oxigénsugarának képe



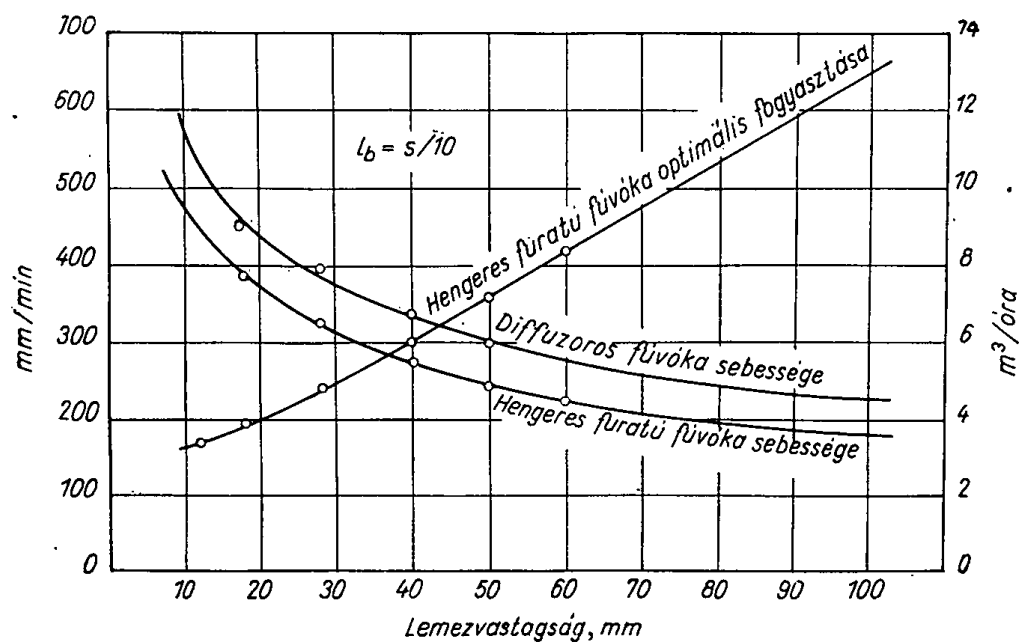
338. ábra. Diffúzoros furatú fúvóka oxigénsugarának képe

Az újrendszerű fúvókát nemcsak új vágóberendezésekben alkamazzák, hanem a kijavítások során az ország minden kézi vágópisztolyának fúvókája becserélhető. Így az oxigénmegtakarítás országos méretekben való elterjesztése biztosítható.

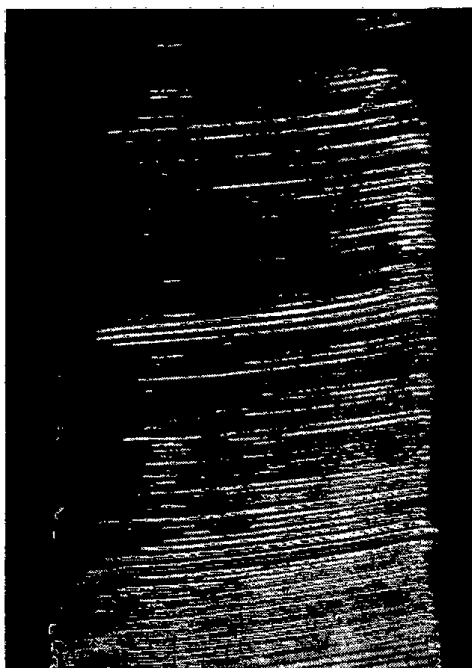
Az új fúvóka kidolgozásának tudományos alapjait és kutatási eredményeinek értékelését Intézetünk tudományos munkatársa, *Kristóf György* „Az oxigénsugár jellegének hatása a lángsugár minőségére, teljesítményére és gazdaságosságára” című 1955-ben megvédett kandidátusi értekezésében foglalta össze.



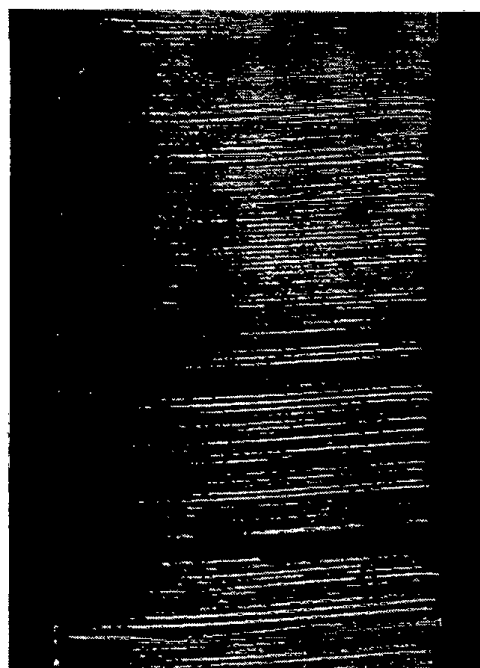
339. ábra. Hengeres, diffúzoros fúvókák oxigénfogyasztásának diagramja



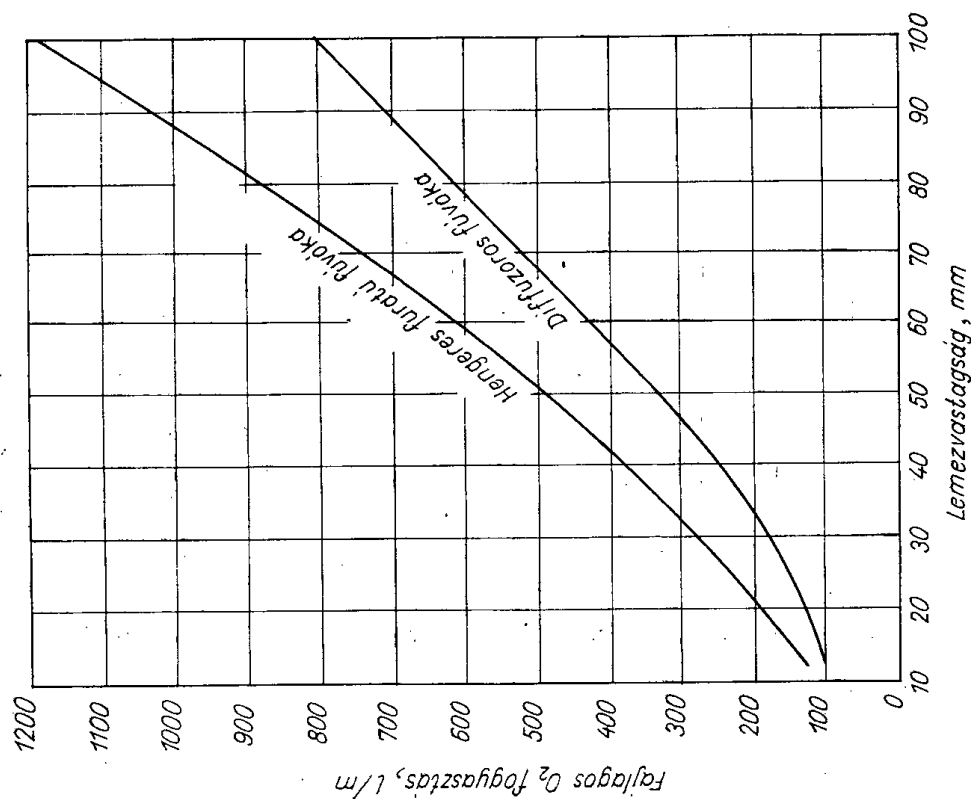
340. ábra. Hengeres, diffúzoros fúvóka sebességének diagramja



342. ábra. Hengeres, diffúzoros fúvókával vágott felület



343. ábra. Hengeres, diffúzoros fúvókával vágott felület



341. ábra. Gépi lángvágás fogyasztásának (l/m) diagramja

HEGESZTÉSI VARRATOK HELYI ELŐMELEGÍTÉSE ÉS FESZÜLTSEGMENTESÍTÉSE INFRAVÖRÖS SUGÁRZÁSSAL

HAJAGOS FERENC

DK 621.785.39: 621.791.056

Általános gyakorlat, hogy korszerű erőműveknél, nagynyomású gőz-elosztó rendszereket kiváló minőségű acélból készítenek. Az említett alkalmazási módoknál a magas hőfokra való tekintettel króm-molibdén-, valamint króm-molibdén-wolfram-vanádium-acélokat alkalmaznak.

A csővezetékek összekötése elektromos ívhegesztéssel történik. Hegesztés előtt előmelegítésre van szükség, hogy az alapanyag és a hegyvarrat átmeneti övezetének beedződését elkerüljük. Hegesztés után a hegyvarrat környezetét tovább kell melegíteni, hogy a hegesztésből eredő belső feszültségek felszabaduljanak. Megfelelő eredmény elérésére szükséges, hogy az előmelegítés megfelelő hőmérsékleti határok között történjen, és a hőmérséklet a hegesztés folyamán is biztosítva legyen. Az utólagos hőkezelés közvetlenül a hegesztési művelet befejezése után következik, úgyhogy az előmelegítés és az utólagos hőkezelés között a legkisebb mértékű lehűlés sem következhet be, különben a hegesztett kötés minősége nagymértékben csökken.

Ezeknek a feltételeknek az elérésére különböző megoldásokat alkalmaznak több-kevesebb eredménnyel, amely a hegesztési varrat elhelyezésétől és a rendelkezésre álló melegítő berendezésektől függ.

A téma kidolgozása keretében az infravörös sugárzás fizikai tulajdonsága alapján sötéten sugárzó fűtőelemeket kísérleteztünk ki, amelyeket ipari feladatok megoldásánál is sikeresen alkalmazunk. Az infrasugárzó fűtőelemekkel az előmelegítés, a hegesztés alatti hőntartás, valamint a hegesztést követő hőkezelés biztosítható, és a célnak teljesen megfelelő berendezés csekély beruházási költséggel megvalósítható.

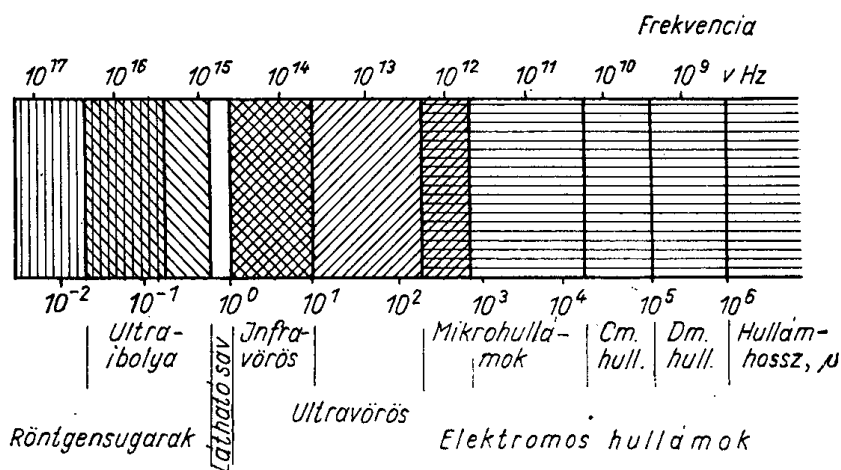
Az infravörös sugárzásnál a hő elektromágneses hullámmal útján terjed, és a hőhasznosítás a befektetett energiához képest a legjobb hatásfokú, mert minden közvetítő anyag nélkül a legkisebb veszteséggel jut el a felmelegítendő testbe. A hasznos hőmennyiség a sugárzó és a felmelegítendő anyag abszolút hőmérséklet negyedik hatványának különbségével arányos:

$$Q_s = k (T_1^4 - T_2^4),$$

ahol Q_s sugárzással átadott hőmennyiség; k anyagi minőségtől és fizikai tulaj-

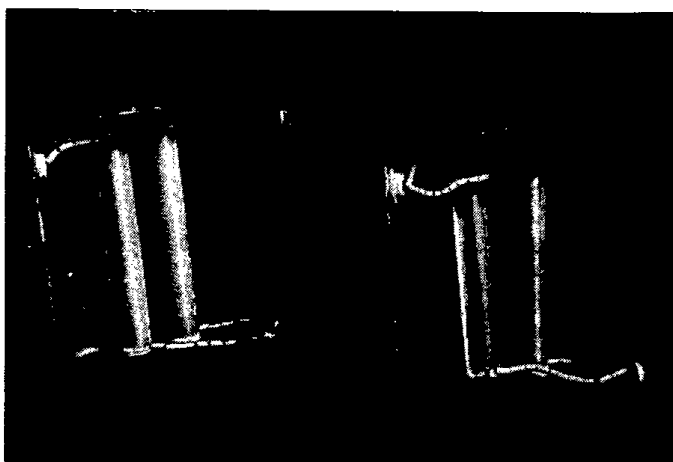
donságtól függő tényező; T_1 sugárzó hőmérséklete K° -ban; T_2 felmelegítendő anyag hőmérséklete K° -ban.

A fentiek alapján a sugárzó hőmérsékletének változtatása a melegbevitel nagymértékű változását vonja maga után. Kísérleteinknél megállapítottuk,



344. ábra Infravörös sugarak elhelyezkedése a szinképben

hogy az infravörös sugár 30—50 mm légrétegen gyakorlatilag veszteség nélkül hatolt át, és hatása nem felületi, hanem az anyag belsejébe hatolva alakul át hőenergiává. Mivel hullámtermészetű sugárzás, reflektorral irányítható.

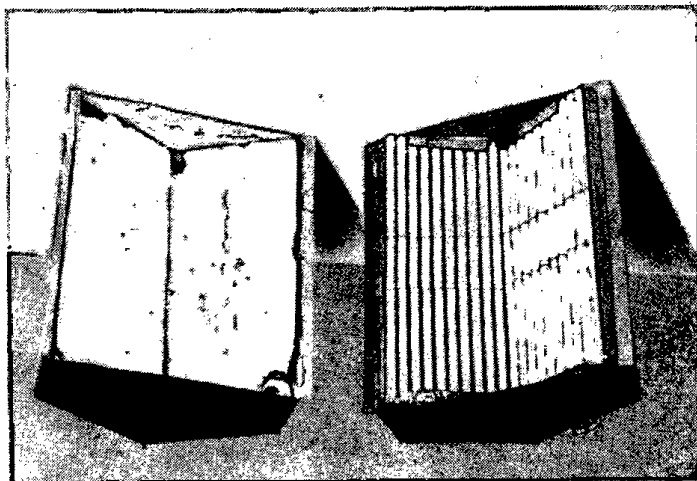


345. ábra Vonal sugárzó parabolikus vetítőernyővel

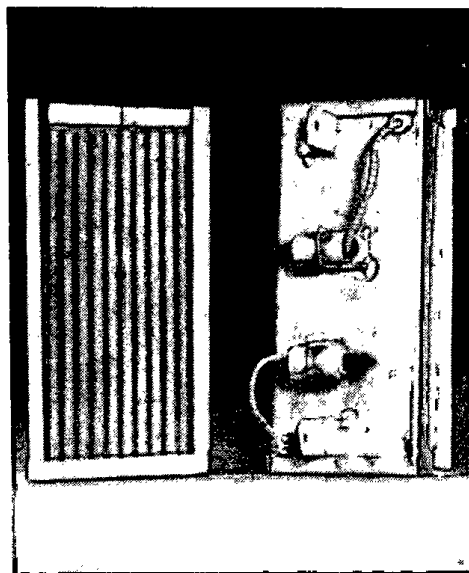
Ismert fizikai jelenség, hogy minden izzó test sugarakat bocsát ki magából. A hullám hossza a test hőmérsékletétől függ. Minél magasabb hőfokon izzik a test, a kibocsátott sugárzás energiacsúcsa annál rövidebb hullámok felé tolódik el. Infravörös sugárzásról akkor beszélünk, ha az izzó test energia-

görbéjének csúcsértéke (energiamaximuma) a nem látható tartományban, tehát $0,8 \mu$ felett van ($0,4-0,8 \mu$ a látható fény).

A hőfok csökkenésével az izzótest sugárzásának energiamaximuma a hosszabb hullámok felé tolódik el, és 3600 K° -nál az infravörös tartományba kerül. A sugárzó test energiájának egy része ekkor még látható fény. A hőmér-



346. ábra Siksugárzó 2kW teljesítményre



347. ábra Siksugárzó 1kW teljesítményre

séklet további csökkenésével 773 K° -nál $3,75 \mu$ hullámhosszon a sugárzás teljesen láthatatlanná válik (344. ábra.).

Mivel az elektromágneses infravörös sugarak energiája a besugárzott anyagban alakul át hőenergiává, a hőkezelés hatásfoka attól függ, hogy egy anyag az infravörös sugarakból mennyit képes elnyelni, abszorbeálni.

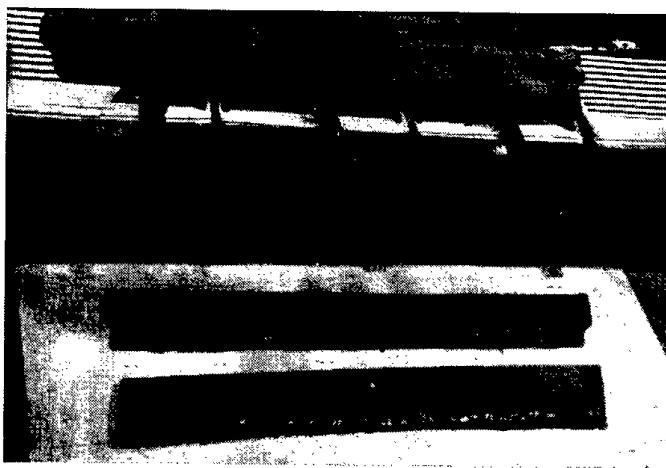
A sugárzó test maximális teljesítményéhez tartozó hullámhosszat a Wien-féle eltolódási törvényből határozhatjuk meg:

$$\lambda_{\max. T} = 2897 \text{ K}^\circ$$

Különbféle hőfokú sugárzók mérésénél azt találtuk, hogy acéltárgyak melegítésénél $3-3,5 \mu$ hullámhosszúságú sugárzás a leghatásosabb, ennek megfelelően $693-557\text{C}^\circ$ között a hőenergiafelvétel a legintenzívebb.



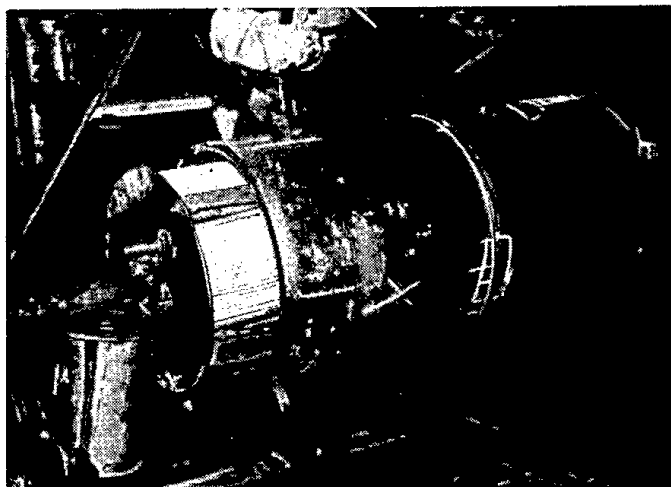
348. ábra Kovácsoló szerszám előmelegítése és hűntartása kézi felrakó hegesztésnél



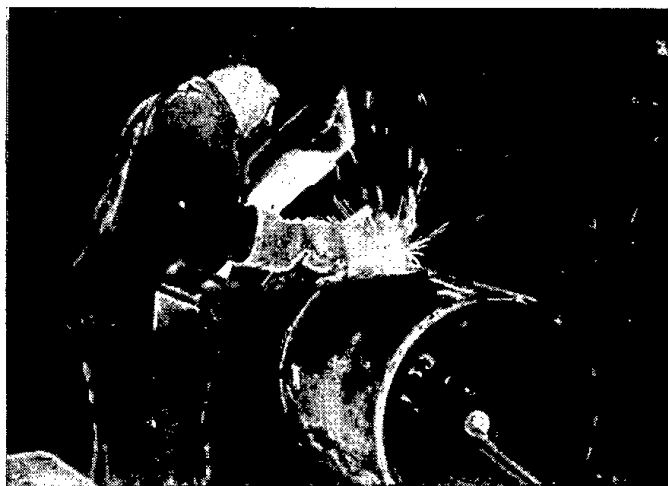
349. ábra Ollókés előmelegítése és hűntartása kézi felrakó hegesztésnél

Első kísérleteinkhez a 345. ábrán bemutatott polírozott, eloxált alumíniumlemezről parabolikusan kiképzett vetítőernyő fókuszában elhelyezett vonalsugárzót készítettünk. Tartós bekapcsolásnál a reflektor 320 C° -ra felmelegedett, ami hatásfok szempontjából káros, mert a hátrafelé sugárzott energia veszteséget okozott.

Ezért alakítottuk ki a 346. és a 347. ábrán látható 2 kW-os, illetve 1 kW-os síksugárzó típust, amely hátrafelé lényegesen kevesebb energiát sugároz. Ezeknél a vetítő parabolikus ernyőt hőszigetelő termalittéglával helyettesítettük. A sugárzó hátlapján mért hőfok 170°C volt, az előre sugárzott többletenergia ugyanazon a munkadarabon, ugyanolyan teljesítményfelvétel mellett 100°C -kal magasabb hőmérsékletet eredményezett.



350. ábra Előmelegítő berendezés ftálsav reaktor hegesztéséhez

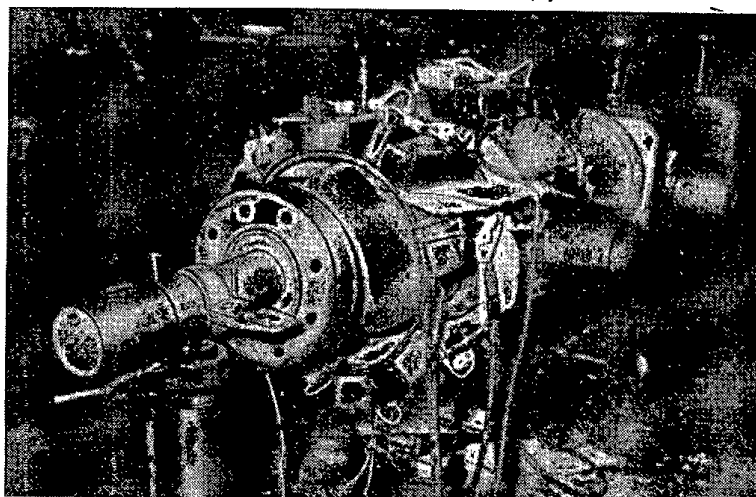


351. ábra Infra sugárzókkal hőntartott dob hegesztése

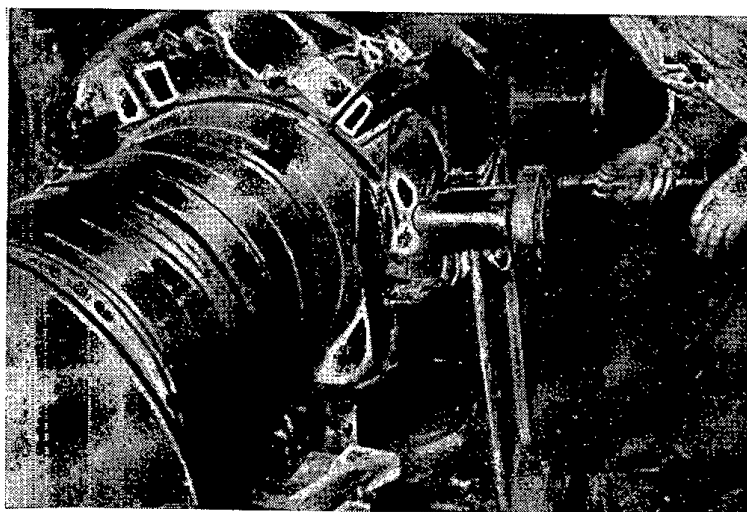
A tetszőleges méretű és alakú hegesztett szerkezetekhez alkalmas hevítő berendezések ezekből a 250×200 mm alapterületű, 2 kW teljesítményű vagy 250×100 mm alapterületű, 1 kW teljesítményű elemekből állíthatók össze, és a hevítési hőmérséklet a bekapcsolt elemek számával és a bekapcsolás időtartamával szabályozható. Nem szükséges az egész munkadarabot melegíteni, hanem csak a varrat legszükségesebb környezetét. A távolabbi részeken a hőmér-

séklet hővezetés útján egyenletesen oszlik el. A kívánt hőfok elérése után csak a veszteségek pótlásához szükséges energiát kell besugározni.

Ipari felhasználást legelőször a szerszámfelrakó hegesztésnél nyert. A 348. ábra a Budapesti Bányagép és Bányavillamossági V.-nál egy hegesz-



352. ábra Hőerőművi gőzelosztó előmelegítése hegesztéshez



353. ábra Infra sugárzókkal hőntartott gőzelosztó hegesztése

téshez előmelegített és a hegesztés alatti hőntartáshoz sugárzókkal felszerelt kovácsoló szerszámot mutat.

A 349. ábrán a Szállítóberendezések Gyárában silózógép ollókéseinek hegesztés alatti melegen tartásához használt melegítő berendezés, valamint felhegesztett és felhegesztéshez előkészített szerszámok láthatók.

Egyik legfontosabb felhasználási alkalom a Láng Gépgyárban volt, ahol 4 db ftálsav reaktort infrasugárzókkal melegítettek elő és tartottak hőfokon a hegesztés alatt.

Ennél a munkánál egy részlethegezéshez az előmelegítő berendezést a 350. ábrán, a bekapcsolt sugárzókkal hőntartott munkadarab hegesztését a 351. ábrán láthatjuk.



354. ábra Infra fűtőspirál kisátmérőjű csövek melegítésére

A Berentei Hőerőmű részére Cr-Mo anyagból készült gőzelosztók hegesztési munkáit a 352. és a 353. ábrán bemutatott elrendezéssel előmelegített és hőntartott állapotban végeztük el.

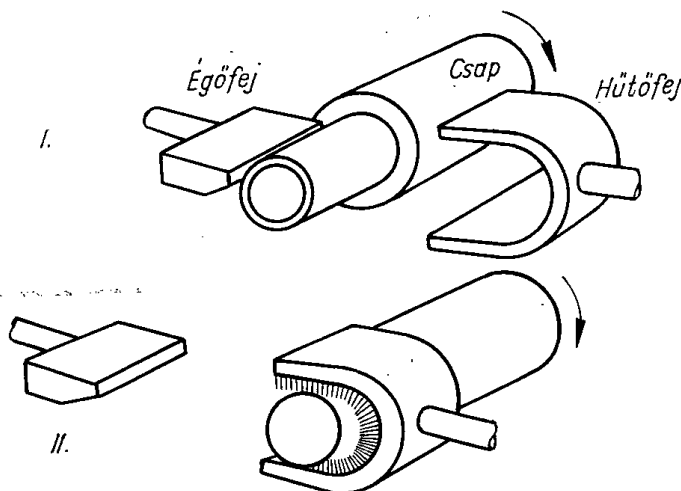
Kis átmérőjű csövek és csőcsonkok meleg hegesztésénél, ahol a síksugárzók nem helyezhetők el, a 354. ábra szerint kialakított infra fűtőspirálokat alkalmazzuk.

NAGY FELÜLETEK LÁNGEDZÉSÉRE ALKALMAS BERENDEZÉS

NEMÉNYI REZSŐ

DK 621.785.542

A lángedzés felületi edzés. A lángedzett munkadarab belseje szívós marad, külső kérge kemény, kopásálló lesz. Az edzés tisztán anyagszerkezeti elváltozáson alapszik. Alkalmos melegítőberendezéssel hirtelen olyan nagy mennyiségű hőt közlünk a munkadarab felületével, hogy a hőhővezetés sebessége nagyobb, mint az anyag hőelvezetési sebessége; a felületen hőtorlódás áll elő, és az edzést követő gyors hűtésnél ez a réteg edződik.



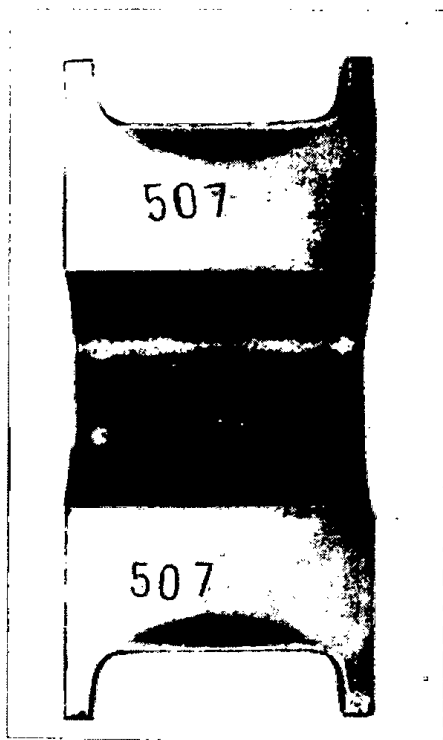
355. ábra. Gyorsforgásos szakaszos edzés

A lángedzés fejlődése során egyrészt mindinkább automatizálódnak a munkafolyamatok, másrészt növekszik a lánggal még edzhető maximális felület mérete.

Hazai viszonylatban a lángedzés elterjedése széles körben még nem következett be. Ennek fő oka, hogy viszonylag nehezen szerezhető be alkalmas melegítőberendezés. Pedig a lángedzés olcsó, kis beruházást igénylő eljárás, és ezért hazai kifejlesztése mindenképpen indokolt.

A fenti okok folytán vette fel a Vasipari Kutató Intézet ezt a témát feladatai közé olyképpen, hogy a nagy felületek lángedzésére alkalmas berendezés tervezését és gyártását tűzte ki célul.

Az így elkészült berendezést a forgattyús tengelyek lángedzésénél alkalmazták. Az alkalmazott technológia: forgó szakaszos edzés. Ez a következőképpen történik:



356. ábra. A lángedzett főcsap hosszmetsete

Az edzendő csap állandó sebességgel forog a melegítés és hűtés alatt. Az égőfej hossza egyezik az edzendő csap hosszával. Ezt láthatjuk a 355. ábrán.

Az ábra felső részén a *melegítés periódusát* látjuk. Az égőfej előtt az edzendő csap meghatározott kerületi sebességgel forog. Ha a melegítés befejeződik, az égőfejet elhúzzák a csaptól és a hűtőfejet mintegy ráhúzzák a csapra. Az ábra alsó részén ez a periódus látható.

A melegítőberendezés injektoros rendszerű fuvókás égőfejjel van kikepezve. A lángvisszavágás elkerülése érdekében az égőfej vízzel hűtött. De vízzel hűtött a melegítőberendezésnek minden olyan része, amelyben gázkeverék áramlik és edzés közben melegedésnek van kitéve. A kiáramlási sebesség értéke 150–180 m/min körül van. Ez a gázhegesztésnél alkalmazott sebességnél jóval nagyobb érték a lángvisszacsapás elkerülése végett szükséges. Lángvisszacsapás ugyanis akkor lép fel, ha a keverék kiáramlási sebessége kisebb a keverék égési sebességénél. Ugyanebből a célból lett viszonylag nagy az injektort körülvevő és az acetilén áramlására szolgáló kúpos gyűrű kúpszöge.

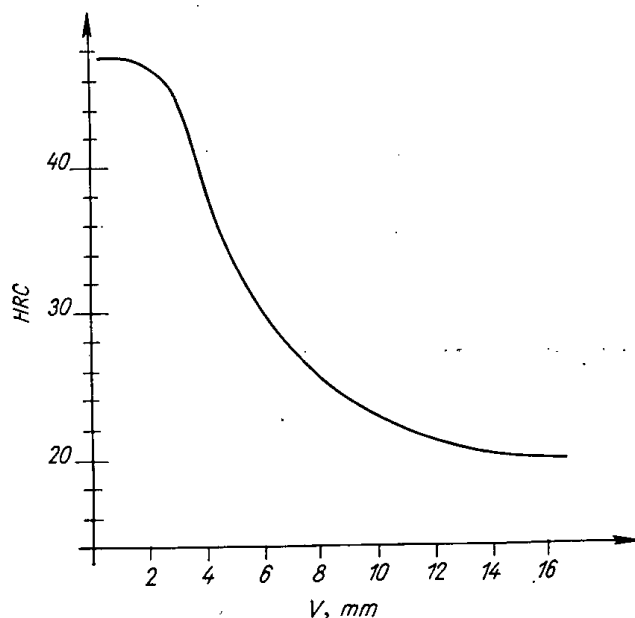
Ezzel a melegítőberendezéssel edzették a Ganz-Mávagban a 6 Js 27 és 12 Jv 27-es típusú motorok forgattyús tengelyének csapjait. Ezeknél a motoroknál a forgattyús tengely edzése az eddigi kisebb, 17-es típusú motorok tengelyeihez képest, nagyságrendi szempontból ugrásszerű emelkedést jelentett. Az edzés egyégőfejes berendezéssel és fuvókás égőfejjel, gyorsforgásos-szakaszos edzési eljárással történt.

A 6 Js 27/34-es típusú motor főtengetyének jellegzetes csapméretei:

A csap megnevezése	Csap \varnothing , mm	A csap hossza, mm-ben
Löketcsap	180	145
Főcsap	200	96

A lángedzett főcsap hosszmetsete és keménységi diagramja a 356. és a 357. ábrán látható.

Az edzések átlagos ideje 4—5 perc, az elért maximális keménység a felületen 47—48 HR_c, amint az a keménységi diagramon látható. Üzem közben



357. ábra. A lángedzett főcsap keménységi diagramja

7—8 att oxigén és 1,4—1,5 att disszúgáz nyomással történt a melegítés. Az égőfejek fuvókáinak összeállítása olyan volt, hogy az égőfejek szélein a löketcarak által okozott fokozott melegelvezetés miatt nagyobb lángkeresztmetsetet biztosító fuvókákat alkalmaztunk.

A feladat nagyságrendjéről nagyon érdekes képet adnak a technológiai jellemzők, amelyeket a tengely lángedzésekor nyertünk (148. táblázat).

Az eredményekből megállapítható, hogy az eddigi kisebb méretű tengelyek lángedzéséhez képest a berendezés jellege, korszerűsége nem változott

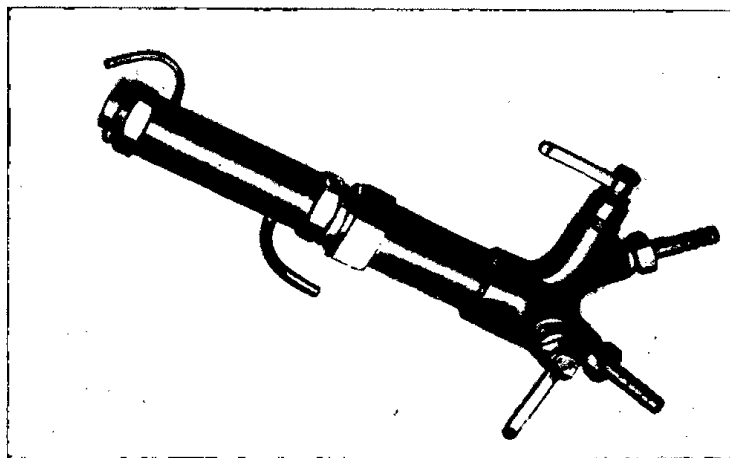
148. TÁBLÁZAT

Forgattyús tengelycsap edzésénél kialakult technológiai jellemzők

A csap jelzése	Az égők összeállítása (az égőfej fúvókáinak \varnothing -i mm-ben)					Égők száma	Az égőfejnyílás keresztmetszet, F mm ²	Egyenértékű furat \varnothing , De mm
Löketsap	3,5 2 1,5 3	3 2 2 3	3 1,5 2 3,5	2,5 1,5 2,5	2,5 1,5 2,5	18	88	11,2
Főcsap	3,5 2 3,5	3,5 2,5	3 3	3 3	2,5 3,5	12	84	10,4

(teljesítmény, fajlagos fogyasztás adatai). Csak azok a jellemzők változtak meg — növekedtek —, amelyek arányosak az edzendő felülettel (égőfejnyílás-keresztmetszet, egyenértékű furatátmérő, oxigén- és disszúgáz-fogyasztás, edzési idő stb.).

A fenti tengely edzésénél nyert tapasztalatokat kiértékeltek, és úgy láttuk, a berendezést tovább kell tökéletesíteni. Ennek alapján *Édler János*



358. ábra. Az újabb nagy teljesítményű melegítőberendezés

az Oxigén- és Disszúgázgyár mérnöke konstruált egy újabb nagy teljesítményű melegítőberendezést. Ennek képe látható a 358. ábrán.

Az új berendezést a MÁVAG egyik kompresszora tengelyének lángedzésénél használtuk fel.

A csap $\varnothing 100 \times 180$ mm méretű volt. A lángedzés 1 perc 30 másodpercig tartott. Üzem közben az oxigénnyomás 8 att, a disszúgáznyomás 1,5 att volt. Az égőfej jellemző adatai a 149. táblázaton láthatók.

149. TÁBLÁZAT

Kompresszortengely edzésénél alkalmazott égőfej adatai

Az égők összeállítása (az égőfej fűvókáinak \varnothing -i mm-ben)										Az égők száma	Az égőfej-nyílás keresztmetszet, F mm ²	Egyenértékű furat \varnothing , De mm
3,5	3	3	2,5	2	1,8×3	2	2,5	0		22	109	11,6
2,5	2,5	0	2,5	2	1,8×3	2	2,5	3				
3	3,5											

Ezzel a berendezéssel, amelynek a teljesítményadatai szemmel láthatóan az előbbihez képest lényegesen nagyobbak, már nagyon nagy felületek lángedzhetők.

Összehasonlításként a 150. táblázatban szembeállítjuk azoknak a melegítőberendezéseknek az adatait, amelyek egy-egy fejlődési fokot jelentettek a nagyteljesítményű lángedzésben.

Az 1. jelű a HK által gyártott melegítőberendezés.

A 2. jelű a Vasipari Kutató Intézet által tervezett melegítőberendezés.

A 3. jelű az Édler-féle.

A Vasipari Kutató Intézet által tervezett melegítőberendezés volt az első nagyteljesítményű berendezés, amelyet az ipar használni tudott. Ennek alapján fejlesztettek ki egy ennél lényegesen nagyobb teljesítményű berendezést. Mindezek után kimondhatjuk, hogy a nagy felületek lángedzése a nagy teljesítményű lángedző berendezések üzembehelyezésével megoldottnak tekinthető.

150. TÁBLÁZAT

Különböző melegítőberendezések adatainak összehasonlítása

A d a t		17-es motor 1.	27-es motor 2.	kompresszor 3.
Csapfelület (cm ²)		246	690	565
Égőfejnyílás km. (mm ²)		55	88	95
Egyenértékű furat \varnothing , De mm		8,4	10,6	11,6
Edzési idő (min)		1,4	5,12	1,14
Összfogyasztás (m ³)	O ₂	0,92	2,08	1,08
	C ₂ H ₂	0,85	1,93	1,01
Fajlagos fogyasztás (lit/cm ²)	O ₂	2,75	3	1,9
	C ₂ H ₂	2,5	2,8	1,77
Teljesítmény (m ³ /ó)	O ₂	33	24	51
	C ₂ H ₂	30	22,2	47,6

KORSZERŰ SZERSZÁMKÉSZÍTÉSI MÓDOK

SZEGEDI VARGHA JÓZSEF

DK 621.961.02

A kutatás célja az ötvöztött acélból készült munkaigényes forgács nélküli alakítószerszámok helyett olcsó szerszámelőállítási módok kutatása. A kitűzött célt elsősorban a Vasipari Kutató Intézetben a Fémipari Kutató Intézettel karöltve kidolgozott „Z430” jelű könnyen olvadó ötvözetnek sajtolószerszám vágólapjának, bélyegtartó és bélyegvezeték készítésére való alkalmazásával értük el. Ennek az eljárásnak az ismertetése több kiadásban megjelent a „Korszerű munka és szervezési módszerek a vasiparban” című sorozatban. Ez az eljárás kis darabszámú finom lemezből készített alkatrészek olcsó felszerszámozását segíti elő, mert a legmunkaigényesebb szerszámalkatrésznek kézi munka helyett öntés útján való elkészítését teszi lehetővé. Különösen az erősen tagolt körvonalú alkatrészek szerszámánál jelent nagy különbséget, mert azonos idő alatt önthető ki az egyszerűbb és az összetettebb alakú darabok vágólapja.

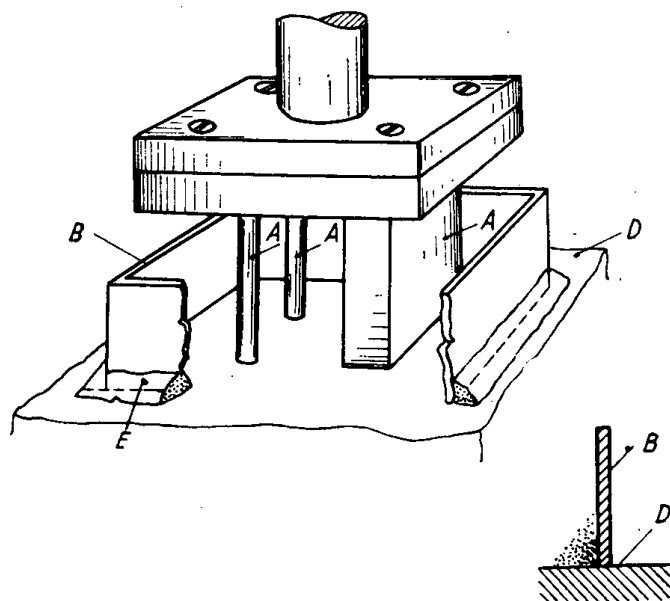
Az eljáráshoz legalkalmasabbnak találtuk a

Zn 92,97%
Al 4,00 „
Cu 3,00 „
Mn 0,03 „

összetételű ötvözetet, amely 500°C körüli hőmérsékleten olvad, tehát minden szerszámkészítő műhelyben egyszerű eszközökkel könnyen megömleszthető. Az ötvözet megszilárdulása után $HB = 100-130 \text{ kg/mm}^2$ keménységű.

Az ötvözetnek sajtolószerszám vágólapjának vagy bélyegvezető öntésére történő felhasználásakor az előkészítés egyik módját a 359. ábra mutatja. A sajtolószerszám *A* bélyegét — miután zsírtalanítottuk — ráfektetjük a *D* sík fémlapra és gázlánggal 150—300 °C-ra előmelegítjük. A vasszalagból készített *B* kerettel körülfogjuk a szerszámot és a szélét *E* formahomokkal lezárjuk. A keret méretre egyezik a készítendő vágólappal. A megömlesztett és oxidrétegtől mentesített ötvözet olvadékkal a keretet kiöntjük a vágólap kívánt vastagságáig. Az öntvényt megdermedése után a bélyegről lehúzzuk, és a szükség szerinti robbantási hézagok elkészítése és a vágófelület legyalulása vagy

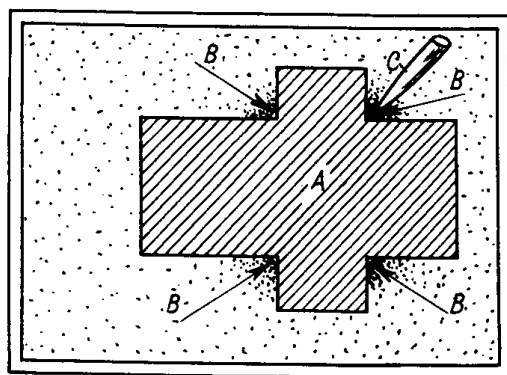
köszörülése után már használható. A kiöntött ötvözet felülete öntés alatt keletkező oxidhártya és a felületi feszültség folytán az éles sarkokat nem tölti ki. A sarokkitöltést elősegíthetjük, ha a kiöntött olvadéknak az *A* bélyeg *B*



359. ábra. Előkészítés öntésre

szögleteibe eső részén levő felületen az oxidhárttyát egy *C* hegyes tűvel áttépjük (360. ábra).

Az öntött vágólappal készített alkatrészek már 100–150 db legyártása után kezdenek sorjasodni. A 361. a ábra IV.23 minőségű, 0,5 mm vastag acél-

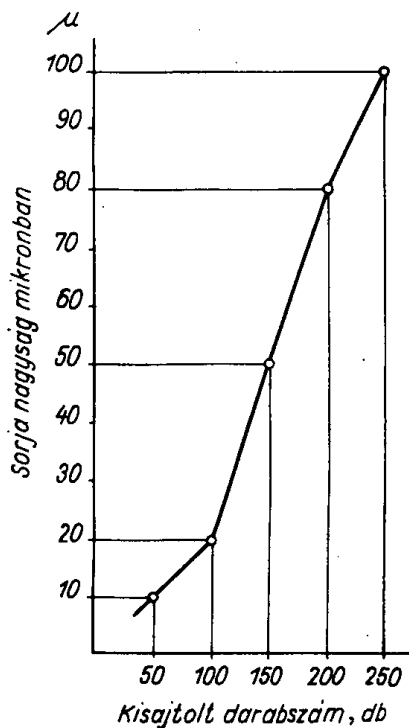


360. ábra. A sarokkitöltés elősegítése

lemezről öntött vágólappú vezetőszerzámmal történt sajtolásánál megfigyelt sorjanövekedést mutatja.

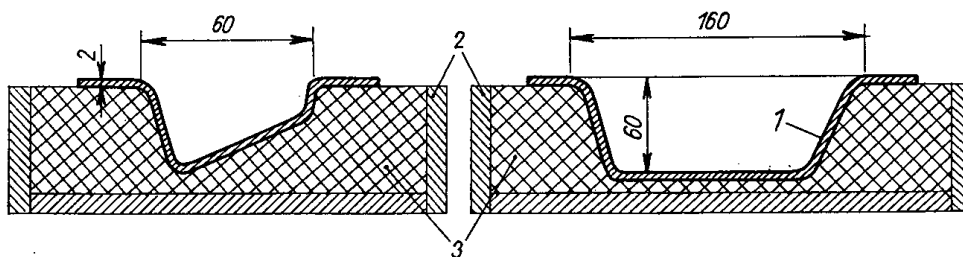
A lekopott vágólapok gyalulással vagy köszörüléssel úgy élesíthetők, mint az acélszerszámok. Ha a munkaléc már elfogy, az öntött vágólap újból beönthető.

A Z430 ötvözet további célszerű felhasználási lehetősége a sajtolószerszám vezetőlapja. A vezetőlapot a bélyeg alakjának megfelelő kimunkálása helyett a vágólappal azonos módon kiönthetjük.



361. ábra. Sorjanövekedés a darabszám függvényében

Nagyon jó eredménnyel használja a Z430 ötvözetet az Ikarusz Karosszériagyár nagyméretű lemezhajlító és domborító szerszámok készítésére, de az ezek használhatóságára jellemzőket nehéz most megállapítani, mert kicsi a gyártott darabszám és az elhasználódás évekig elhúzódik.



362. ábra. Műanyag szerszámmal húzott darab

Kevés darabszámú nagyméretű húzott lemezalkatrészek sajtolószerszámának öntött műgyantából való készítésére a külföldi irodalomban ismertített módszerek felhasználásával kísérleti szerszámot készítettünk az Ikarusz gyárban. Az autóbusz egyik ajtóalkatrésze 2 mm vaslemezről húzott, a 362. ábrán

vázolt alakú és méretű munkadarab. Húzótüskéjét a szokásos módon acélból, forgácsolószerszámmal munkálták meg. A szerszám húzófészket 1 munkadarab segítségével a 2 edényben 3 epoxigyantával öntöttük ki. A gyanta alapanyagához hozzákevertük a hidegen kikeményedést elősegítő katalizátort, és a gyengén beolajozott munkadarabot az ábrázolt helyzetben az edénybe rögzítettük, az üreget pedig kiöntöttük a méz sűrűségű gyantával. A szerszámból 48 óra múlva a megkeményedett gyantából kiemelték az 1 vaslemez alkatrészt. A maradt üreggel mint húzófészekkel a szükséges 120 db alkatrészt legyártották. Erről a műanyag húzószerszámmal történt kísérletről az Ikarusz gyár mérnökei a „Gép” c. lapban (1959. 1. sz. 22. oldal) számoltak be, s hivatkoztak a Vasipari Kutató Intézet segítségére.

HENGEREK FELRAKÓ HEGESZTÉSE

SZEGEDI VARGHA JÓZSEF

DK 621.791.92: 621.771.07

A mechanikai megmunkáló acélszerszámoknak az alakított anyaggal érintkező felületén, a használat folyamán elkerülhetetlenül előálló kopás általában mechanikai erőhatások következménye. A mechanikai erőhatásokon kívül sokszor hő-, vegyi vagy egyéb hatások is okozhatnak kopást vagy csak fokozzák azt aszerint, hogy az alakított anyag vegyileg agresszív a szerszám anyagával szemben vagy nem. A szerszámkopásnál a hatásában sokszor alig vagy egyáltalán szét nem választható folyamatok eredménye érvényesül. A fémek magasabb hőfokon történő melegalakításánál bizonyos feltételek mellett az anyag és a szerszám közötti megfelelő nyomásnál még egy kopást fokozó tényező, a hegedés is felléphet. Ilyen a hengerművi acélhengerek melegalakítást végző munkafelülete is.

A hengerművi hengerek elhasználódása

A hengerművi hengerekkel lemezeket, szalagokat és különböző szelvényű fémrudakat alakítunk ki. Az acélhengerlést 950—1100 C° hőmérsékleten melegített munkadarabon végezzük. A hengerlést öntött acél vagy öntöttvas hengerekkel végzik, de kivételesen és főleg kis hengerek kovácsolt acélból is készülnek.

Az öntött acélhengert csak ott használják, ahol nagy hengernyomás folytán nagy a hajlító igénybevétel, mert az acélhenger a hengerelt izzó acéllal érintkezve hegedési hajlamot mutat, ezért a munkafelülete eldurvul, a vele hengerelt acél felülete pedig érdes lesz. Az eldurvult felületű hengeren megnő a súrlódás és vele a hengerlési erőszükséglet is. Az érdes hengerüreget az anyag rosszul tölti ki. Ezért általában az öntött acélt csak nyitott üregezésű előnyújtó hengernek használják, ahol az anyag felületi érdessége nem okoz bajt.

Az öntött acélhengerek elhasználódása főképpen a munkafelületen előálló fordulatonkénti gyors felmelegítés és az ezt követő lehűlésekből származó ún. termikus kifáradás következménye. A henger felületén hálószerű repedések keletkeznek. A mérések szerint a hengerpalást 6 mm-es rétege üzem közben 200—300 C°-ra is felmelegszi, de bizonyos, hogy a hengerelt anyaggal érintkező

hengerpalást felső krisztallit rétegének a hőmérséklete a hengerelt anyaggal való érintkezés idején közel az izzóanyag hőfokára felmelegszik, és a ráömlő 16–18° C-os hűtővíz hatására gyorsan lehűl.

A hengerpalást felső krisztallit rétege tehát minden hengerfordulat alatt lágyul és edződik. A gyors átalakulás térrácsváltozása okozta méretváltozás és a hőtágulás okozta méretváltozásból származó feszültségek a hengerfelület felső rétegének repedezésére és elporladására vezet. A felmelegedett henger munkafelülete és a hozzásimuló izzó anyag között a nagy hengernyomás hatására helyi pontszerű hegedések állhatnak elő, amelyek leszakadnak. Ez fordulatonként ismétlődik. A rajta maradt varratrészek növelik a henger felületének durvaságát. Az érdessé vált és repedezett hengerfelület és az alakított acélanyag között a súrlódás nagy lesz, így a hengerek között alakítással járó elkerülhetetlen anyagcsúszások a henger felületét erősen koptatják. Mint ismeretes, a csúszásnak az az oka, hogy a henger közé menő anyag sebessége kisebb, mint a kifutó anyagé, de az is fokozza a csúszást, hogy a triójárat középső hengerének fordulatszáma kisebb, mint az alsó és a felső hengeré.

Az egyes hengerek felhasználási idejét befolyásoló tényezők nagysága különböző, de általában a gyorsfordulatú, az izzó anyaggal szaporábban érintkező hengereknek gyorsabb a kopása. (Így pl. egy előnyújtó ürege 16 órai munka után már utánmunkálást igényel.)

A kifáradt réteg porlódása folytán a henger üregeinek alakja megváltozik. A kikopott hengert az állványból kiszerelek. A kikopott hengereknek az eltorzult munkafelületéről — további beépítés előtt — a kifáradt réteget leforgácsolják, és visszaállítják a henger munkafelületének eredeti mértani alakját. Ha az ismételten leforgácsolt henger mérete a használhatatlanságig csökken, akkor az elhasznált hengert — mint hulladékacélt — újra beolvasztják.

A kopásállóbb hengerek gyártásával a már elhasznált hengerek eredeti méretére való visszaállításával vagy a hengerek munkafelületének kopásállóbb réteggel való ellátásával különböző utakon, de minden ipari államban foglalkoznak, így nálunk is a legtöbb hengerműben. Ilyen a kopásállóbb acél-ötvözetből öntött vagy lágyabb alapanyagú, keményen krómozott felületű hengerek, továbbá a láng-, vagy indukciós edzéssel nyert keményebb kérgű hengerekkel való hazai próbálkozások. Ezek mind az élettartamnövekedést célozzák, de hatásosabb kopásállóság csak az ötvözt acélöntésektől várható, ez pedig drága.

Az elhasznált hengerek javítása, vagyis eredeti méretre való visszaállítására legkézenfekvőbb megoldásnak kínálkozik a *felrakó ívhegesztés*. A felrakó ívhegesztéssel való hengerjavítás, illetve munkafelületnek kopásálló réteggel való ellátására három megoldás jöhet figyelembe:

1. az ötvözt acélhuzal elektródával, vagy 2. por alakú ötvözőkkel töltött vasszalagból csőelektródával való feltöltés és mindkét esetben semleges fedőpor alatt, 3. a *kerámiai úton előállított*, az ötvözőket is tartalmazó *fedőpor alatt való feltöltés*, amely esetben a hegesztő elektródahuzal kis szénttartalmú acélhuzal lehet.

A Vasipari Kutató Intézet az 1958. évben az Ózdi Kohászati Üzem kérésére kutatási munkatervébe vette a hengerművi hengerek felrakó hegesztését azzal a célkitűzéssel, hogy az AÖ72 öntött acélhengerek (151. táblázat) élet-

151. TÁBLÁZAT

Az AÖ72 öntöttacél összetétele és egyéb jellemzői

C	=	0,55—0,7%	
Mn	=	0,5 —0,9%	
Si	=	0,2 —0,5%	
P	=	max. 0,08%	} 0,14%
S	=	max. 0,08%	

785—820° C-on átkristályosodott izzítás után szállítják

$\sigma = 72 \text{ kg/mm}^2$, $\delta = \text{min } 3\%$

Rosszul heged. Közepesen forgácsolható és edzhető. Közepes igénybevételre használható.
Kis szívósságú és nagy szilárdságú.

tartamát melegen kopásálló réteg felvitelével megtöbbszörözi. A feltöltés módját tekintve a magyar ipari szempontok figyelembevételével a más országokban még nem kutatott eljárást kerámiai úton előállított ötvözőfedőporral felrakó ívhegesztést választotta. Ez a felrakási eljárás a magyar kohászati üzemünk viszonyainak tekintetbe vételével történt, és a felrakás gazdaságosságát figyelembe véve, a legtöbb eredményt ígér. Az eljárás kiválasztásánál számoltunk azzal, hogy a felrakott varrat keménysége az ötvözők egyenlőtlen elosztása miatt nem lehet olyan homogén, mint az öntött acél vagy az ötvözött pálcá varrata.

A célkitűzés eléréséhez a következő feladatok elvégzése volt szükséges:

A hengerek felrakásához szükséges gép megszerkesztése és elkészítése.

A felrakni kívánt szövetű varrat elkészítéséhez szükséges keramikus fedőpor kikísérletezése és annak üzemszerű keretek közötti gyártása.

A felrakás technológiájának kidolgozása az üzemszerű keretekig.

A felrakott hengerek hengerművi kipróbálása és értékelése.

Az eljárás gazdaságosságának vizsgálata.

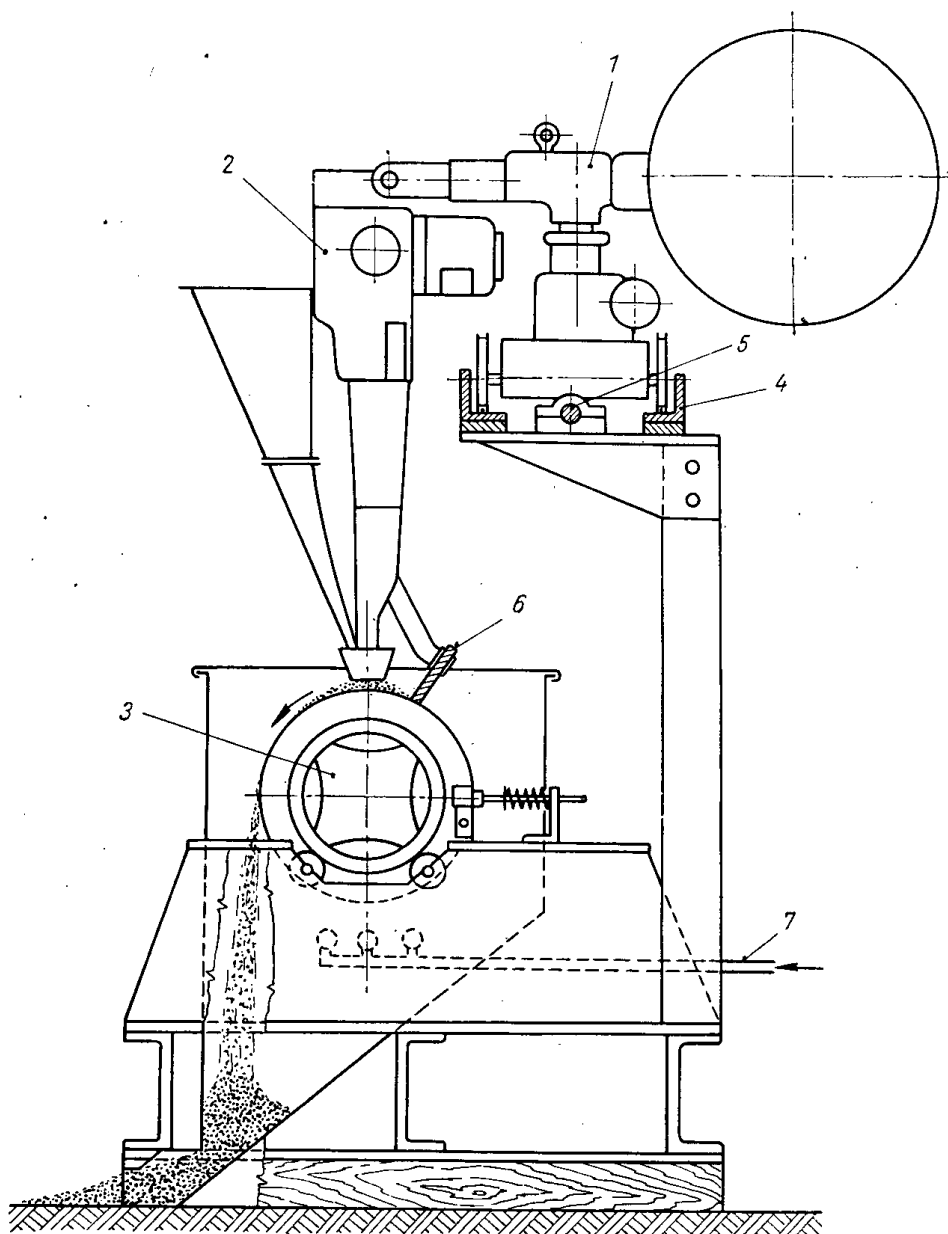
Kísérleti darab kiválasztása

A kísérlet céljára felhasznált hengerek kiválasztásánál elsősorban az vezetett, hogy az a hengerműben leggyakrabban használt típusú és méretű legyen, de tekintettel kellett lenni az Intézetünk felszerelésére. Így esett a választás a közel egyenes palástú 400 mm \varnothing -jú és 1200 mm hosszú munkafelületű, 2 t súlyú középsori előnyújtó hengerre. A felrakott felületnek forgácsolással való utánmunkálási nehézsége miatt később rétértünk a kisebb átmérőjű Schöpf-finomsori nyújtóhengerekre. Ezek \varnothing -je 302 mm és munkafelületének hossza 800 mm. A palást felületén 20×20 mm acélrúd hengerléséhez szükséges üregek vannak, tehát alakos felületű, azaz üregelt hengerek.

A Schöpf-hengerek lekopott üregeinek feltöltésére két mód is kínálkozott. Vagy az alakos henger felületére rakjuk fel a varratot egyenletes vastag réteggel, követve az üregek alakját, vagy leforgácsoljuk az üreg falait úgy, hogy egy sima hengerfelületet kapjunk, és ezt töltjük fel az üregelt henger legnagyobb átmérőjének méretére. A két módszer közül mi egyelőre ezt az utóbbit választottuk, bár ez drágább, de egyszerűbb. A problémákat nem akartuk halmozni, mert elsősorban melegen kopásálló, zárvány- és salakmentes, repedésnélküli varratréteget akartunk a hengerre felrakni.

Berendezés

A hengerek felrakására szolgáló berendezéshez egy szovjet gyártmányú ADSZ 1000 típusszámú, váltóárammal táplált, ívhegesztő automata az Intézetben megvolt. Ennek felhasználásával terveztük és építettük meg a szögvasvázas egyszerű hegesztő berendezést, amely legfeljebb 3 méter teljes hosszúságú és 500 mm \varnothing -jú hengereknek forgatására alkalmas, a szóba jöhető 10–40 m/ó hegesztési sebességgel. A széles határok között változtatható lassú forgatást Ward—Leonard-gépegysséggel és fogaskerék-áttétel útján



363. ábra. Hengermelegítés

végeztük. A henger előmelegítésére infrasugárzó köpenyt, majd gázfúvókákat (363. ábra) építettünk.

A 1 hegesztő kocsi a görgőkön forgó 3 henger felett elhelyezett, a henger tengelyével párhuzamos 4 hídon gördül, és mozgását a hajtóműről fogaskerék áttételezéssel forgatott az 5 vonóorsóhoz kapcsolható lakat útján nyeri.

A hengerek be- és kiemelését a felrakógép felé épített futópályán gördülő 4 t-ás futódaruval végeztük, amelyre varratfelrakás közben az elektródahuzal kb. 200 kg-os tekercse volt felfüggesztve. A kísérleti gépet úgy készítettük el, hogy azt bármely üzem — amelynek hegesztő automatája van — minden segítség nélkül szögvasanyagból elkészítheti.

Hegesztő por és elektróda

A felrakott varrat minőségével szembeni követelményt a hengerek üzemi igénybevétele határozza meg. Még 600 C° felett is kopásálló zárvány és repedésmentes egyöntetű réteget kívántunk felrakni, s erre legalkalmasabbnak találtuk a króm-wolfram ötvöztű acélokat, amelyek melegkopásállósága közismert és az elmúlt évek alatt az Intézetünkben kidolgozott EfWS2b jelű hegesztő elektródával felrakott, különböző célra használt szerszámok megfigyelésénél kedvező tapasztalatunk is volt.

A hegesztőporral szemben támasztott igényünk az ötvözet összetételének és a varrat zárványmentességének biztosításán kívül az, hogy a varratról a salak lehülés közben leváljék, és a kapott varrat sima felületű legyen.

A fenti összetételű varratképződéshez a Vasipari Kutató Intézet kísérleti úton megállapította a szükséges hegesztőpor összetételét és előállítási módját.

A hegesztőpor összetételén kívül a porszemcsék nagyságának eloszlását is előírtuk. A hegesztési tapasztalatunk szerint hegesztés közben a fürdő felett a porból kialakuló boltozatnak kellő gázáteresztő-képességűnek kell

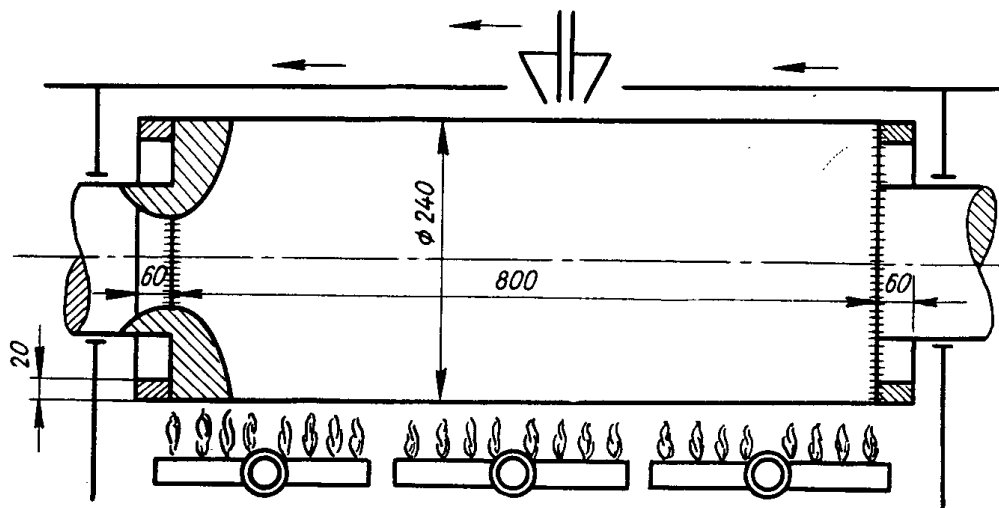
152. TÁBLÁZAT

56/1 jelű kerámiai hegesztőpor aprítás utáni természetes szemcseeloszlása

Szita-szám	Legnagyobb szemcse ø mm-ben	Súly, %
80 alatt	0,075	3,5
60 alatt	0,075—0,1	2,52
40 alatt	0,1 —0,15	3,1
30 alatt	0,15 —0,20	4,15
24 alatt	0,21 —0,25	4,35
20 alatt	0,26 —0,3	3,52
16 alatt	0,31 —0,4	8,2
12 alatt	0,4 —0,5	7,4
10 alatt	0,51 —0,6	9,5
8 alatt	0,61 —0,75	9,95
6 alatt	0,76 —1,—	16,25
4 alatt	1,01 —1,5	27,30
4 fölött	1,5 fölött	1,30

lennie. A dolgozókat hegesztés közben védeni kell a szálló portól, ezért a por-szemcse elosztását meghatározzuk. (A keramikus fedőpor üzemszerű gyártását a Csepeli Elektrodagyár végzi 56/1 típusszám alatt.)

A kísérletek során a legkedvezőbb varratfelületet eredményezte és nem is porzott, ha a porszemcse nagysága $0,3-1,3 \text{ mm } \varnothing$ közé esett. A $0,3 \text{ mm}$ -nél kisebb szemcsékből álló porral hegesztve szivacsos, lapos varratot kaptunk. A finom szemcséjű fedőpor eltömi a fürdő felett kialakuló boltozatot. A porgyártásnál keletkező kb. $20-25\%$ mennyiségű $0,3 \text{ mm}$ -nél kisebb szemcse-nagyságú por (152. táblázat) nem vész kárba, mert folytatólagos porgyártás-nál az újragyártás gyurmájába belekeverhető.



364. ábra. Hegesztésre előkészített henger

Az elektródának 5 mm átmérőjű keményre húzott acélhuzalt használ-tunk, mert az automatán a huzal vezetése és továbbítása akkor a legjobb, ha az elektróda kemény.

A varrat alapját (alsó három réteget) $0,1\%$ széntartalmú huzallal rakjuk fel, de további rétegek felvitelére a varrat széntartalmának módosítása céljából $0,5$ és $0,8\%$ -os széntartalmú acélhuzalt is használunk. A huzalnak kötegelve tekercseltnnek és teljesen törésmentesnek kell lennie, mert a megtört hely fel-akad a továbbító szerkezetben, illetve a hegesztőfej csatornájában levő, a villamos érintkezést adó bronzpofákba.

A henger felrakása előtt mindkét végére gyűrű alakú toldatot hegeszt-tettünk, hogy a felrakott rétegek kezdő és befejező meneteinél a varratokat borító fedőpor lehullását megakadályozzuk (364. ábra).

Melegítés

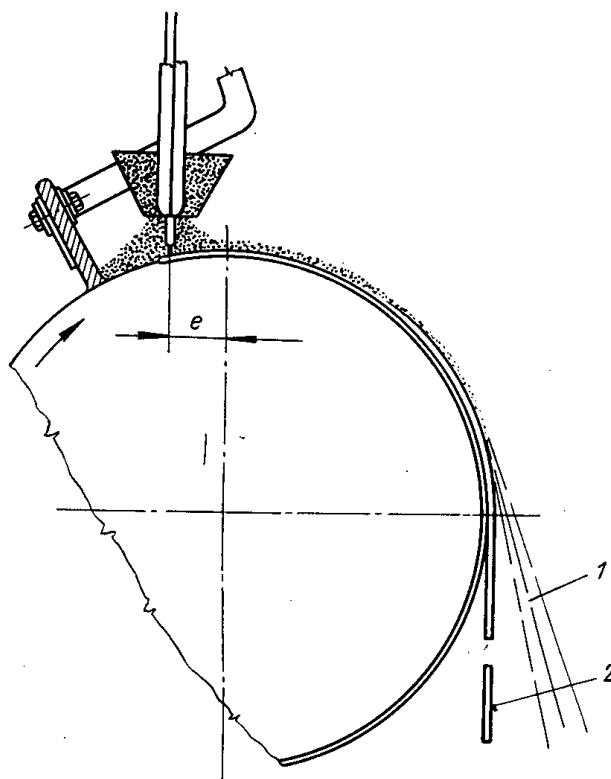
A hengerek $300-350^\circ\text{C}$ -ra történt előmelegítését és a felrakás alatti hőntartását másodlagos levegővel élénkített világítógáz lángú égőkkel bizto-sítottuk. A melegítés alatt a hengert mindig forgattuk.

Az utóhőkezelésre (feszültség-csökkentésre) csak infravörös hőszugárzót használtunk. Ez két félből álló vaslemezről készült hengerpalást belső felületén

elhelyezett keramikus testek hornyaiban levő kantálhuzal tekercsekben áll. Egy-egy félhengerpaláston a háromfázisú váltóáramú 380 V-os hálózatra kötött 12 db, egyenként 1 kW-os fűtőtest van elhelyezve, fázisonként négy fűtőtest van kapcsolva. A két hengerfél összesen 24 kW fűtőenergiát szolgáltat. A két hengerpalástfél kb. 5 cm távolságra körülöleli a hengert. A hengerek hőkezelésére az infrasugárzó kényelmes, mert a felmelegítés gyors, a hőfok pedig jól szabályozható. A fenti méretű fűtőtest teljesítményét a felrakott ötvözeteknek a gyors hőmérséklet-változásra való érzékenysége miatt nem is használhattuk ki teljesen.

A varratfelrakási kísérletek

Az üzemben már elhasználódott AÖ72 jelű acélból öntött hengerek felülete termikus korrózió folytán rendszerint hálósan, finoman repedezett és felületén sokszor jellegzetes kopásrajzolatok látszanak, amelyeket a néhány század, de sokszor tized milliméter mélységű kopási árkok képeznek. Az erősebben tagolt üregelésű hengerek kiemelkedő részén is, különösen pedig, ha az



365. ábra. Varratfelrakás

üreg fala vékony, az átrepedések is gyakoriak. A felrakás előtt a henger felületét a rajta levő tisztátalanságoktól és rozsdától drótkefével fémes felületűre kell csiszolni, a durvábban korrodeált felületet forgácsolással kell lemunkálni. Tapasztalatunk szerint a rozsdás felületre felrakott varrat hólyagos vagy szí-

vacsos. A hengerrepedések pedig a varratban kiindulási helyei lehetnek további repedésnek. Különösen érzékeny erre a mi esetünkben használt kis nyúlású, erősen ötvözött varrat.

A fémtiszta felületű hengert a hegesztőkészülék görgős ágába helyezzük és a felrakáshoz kb. 350 C°-ra előmelegítjük. A felrakást a termelékenység érdekében 5 mm átmérőjű elektródával végeztük, és ehhez állítottuk hozzá az áram, a feszültség, a hegesztési sebességi értékeket, továbbá a fürdő feletti porréteget meghatározó adagoló tölcser magasságát.

Az ív alatti olvadék a hengerforgács irányába való lefutásának megakadályozására a hegesztőhuzalt nem a henger tengelyébe, hanem attól a forgási iránnyal ellentétes irányba *e* távolsággal eltolva helyezzük el (365. ábra).

Az eltolás célszerű mértékét a hengerátmérő, a hegesztési sebesség és a fürdő nagysága határozza meg. Ha a hátratólás nagy, a fürdő hátra lefolyik. A hegesztés alatt a fémfürdő feletti por megömlött rétegének vastagsága a hegesztőáram függvénye. Ez az olvadt réteg vesz csak részt az ötvözésben, ebből szüremlik be az ötvöző a fürdőbe. A megolvadt porrétegben visszamaradót ötvözők a salak megőrlése és porgyártással való újbóli felhasználásával hasznosítható. A hegesztés alatt a meg nem olvadt 1 por le hull és újból feltölthető (365. ábra). A varratról a megolvadt 2 salak már 100—180° henger elfordulása után általában leválik, ha nem, akkor le kell választani, mert ha rajta marad, salakzárványt okozhat.

Az $\varnothing 456 \times 1200$ mm munkafelületű AÖ72 öntöttacél hengert a 400 mm \varnothing -ról 456 mm-re, az alábbi körülmények mellett raktuk fel:

Fedőpor: 56/1 sz., 0,3—1,5 mm szemcsenagyságú keramiai fedőpor.

Elektróda: kb. 0,1% C-tartalmú keményre húzott 5 mm \varnothing -ű acélhuzal.

Ívfeszültség: 30—35 V, 50 periódusú váltófeszültség.

Hegesztőáram: 500—560 A.

Hegesztési sebesség: 27—32 m/ó.

Portölcser magassága: 27—30 mm.

Varrat menetemelkedése, előtolás: 13,5 mm/fordulat.

Ívhely hátratólása: 30—35 mm.

Az így felrakott V 1 jelű előnyújtóhengerrel az Ózdi Kohászati Üzemekben a bronzvasat hengereltek. Az üzemi próba alatt az üzemi adatszolgáltatás szerint a felrakott henger élettartama az AÖ72 acélhengerének csak kb. 60%-a volt. Az eredményjegyzés nem történt megfelelő ellenőrzéssel ugyan, de a triójáratban vele együtt járatott két acélhenger kopása kisebb volt, mint a felrakotté. A felrakott henger alacsonyabb lépcsőfelületén fenyőág alakú kopási hornyok látszottak.

A gazdasági számításaink azt mutatták, hogy a felrakott hengereknek az AÖ72 öntött acélhengerekhez képest legalább kétszeres élettartamúaknak kell lenniük, hogy a keramikus hegesztőporral érdemes legyen a hengert feltölteni. A fenti élettartam folytán tehát az első kísérlet nem volt eredményes.

Az üzemi próba után a szétvágott henger varratát két helyen vegyileg elemezve, az alkotókat a 153. táblázat tartalmazza. A varrat keménysége HV = 295—351 között szórt, 10 hely mérési átlaga pedig HV = 317.

A felrakott varrat több helyén a mikroszkóp lényegében azonos szövetképet mutat; sorbitos — perlités szerkezet, helyenként elszórva karbidszemcse található. A 153. táblázat elemzési értékei alapján úgy találtuk, hogy a varrat

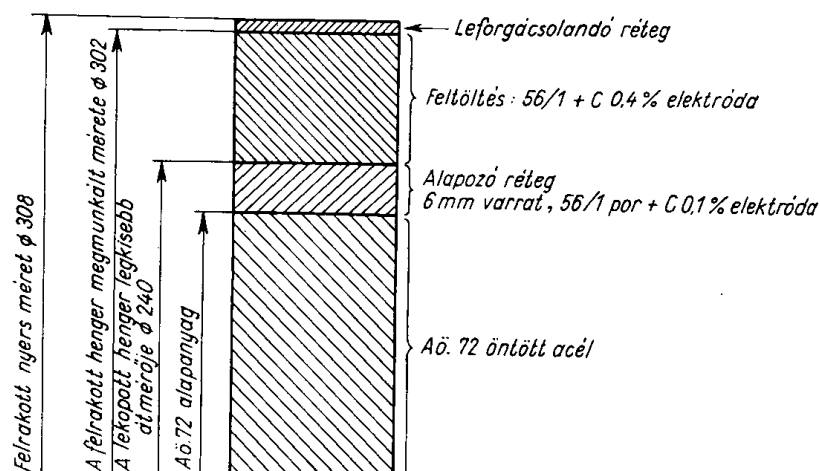
153. TÁBLÁZAT

A hengervarratok összetétele %-ban

Henger jele:	V 1	A 1	A 2
C	0,15	0,32	0,56
Si	0,12	0,32	0,32
Mn	0,58	0,92	1,00
S	0,016	0,01	0,011
P	0,035	0,066	0,08
Cu	0,32	0,34	0,06
Cr	1,5	1,4	1,55
W	5,87	4,55	5,25

tartalmazza ugyan a melegen kopásálló szövethépződéshez szükséges króm- és wolframalkotókat, de a karbidképződéshez szükséges feltétel a szénttartalom hiánya folytán nem volt meg, így a melegkopásállóság sem.

A hibát az okozta, hogy a sík lemezre történt kísérleti felrakásnál használt hegesztőporban levő ferrokróm minősége — mint utólag kitűnt — nem volt azonos a hengervarratokra szállított hegesztőpor-minőséggel. Az utóbbinak kisebb volt a széntartalma. Ehhez még az is hozzájárult, hogy az egyes alkotók-



366. ábra. Finomsori henger felrakott rétege

ból több égett ki a hengervarratoknál, mint sík lemezre rakott kísérleti varratból. Ennek oka, hogy a varrat fürdője a hengervarratkor hosszabb ideig van nagy hőmérsékleten.

A karbidképződés jövőbeli biztosítására a következő hengervarrat kísérleteinknél a szén növeltük: hogy 0,5 és 0,8% széntartalmú huzalokat használtunk. Ezzel elértük, hogy a felrakott varratban a szén 0,32—0,4%, illetve 0,54—0,62% volt.

Az A1 jelű ϕ 300 \times 800 mm munkafelületű finomsori alakos hengert 0,4% széntartalmú huzallal (366. ábra), az azonos méretű és rendeltetésű

A2 jelű hengert pedig 0,7% szénttartalmú elektródával raktuk fel. A varrat összetételét a 153. táblázat tartalmazza. Az A2 hengerekről leválasztott darabok szövete már közel azonos volt az elérendő cél első lépcsőjeként kijelölt EfWS2b hegesztőpálcával nyerhető varrat szövetével. Az A2 jelű hengerre rakott varratból levágott darab szövete: bainit-trostit és benne karbidképzésre alkalmas anyagok hálószerű csoportosulásával.

A varrat keménysége 2 órás 600 C°-on történt megeresztés után HV 400—450, átlaga HV 430.

A hengerrel az első üzembe állításkor 188 t acélt hengereltek ki, és utána a dolgozó üregeinek méretnövekedését a vele együtt futó AÖ72 öntött acélhenger üregével együtt lemértük; a kopás nagysága mm-ben a következő volt:

Üregalak	Felrakott henger	AÖ72 öntött henger
Oválüreg	0,2	1
Szögletes üreg	0,4	1,2
Szögletes üreg	0,4	1,2
Szögletes üreg	0,6	1,8

A kopás aránya az egyes üregekben különböző, de a legkedvezőtlenebb is 1,8/0,6, azaz a hegesztéssel felrakott henger kopása az AÖ72 öntött acélhengerének csak harmad része volt. Ezt az arányszámot véglegesen csak a következő időkben, a henger ismételt beépítése és üzemeltetése után nyert üzemi adatokból lehet majd kialakítani, és azt több felrakott henger üzemeltetési eredményeivel alátámasztani. Az bizonyossá vált, hogy az első kísérletünkből vont következtetésünk helyes volt és a kutatási irányunk is jó. Az elkövetkezendő időkben folytatandó kísérleteink üzemeltetési eredményéből fogjuk kialakítani, hogy milyen hegesztési feltételek mellett és milyen összetételű varrattal lehet a hengerek élettartamát a leggazdaságosabban megsokszorozni.

A NAGY HŐMÉRSÉKLETEN ÉS NYOMÁSON DOLGOZÓ CrMo-ÖTVÖZÉSŰ SZERKEZETI ACÉLANYAG HEGESZTHETŐSÉGÉNEK VIZSGÁLATA ÉS HEGESZTÉSI TECHNOLÓGIÁJÁNAK KIDOLGOZÁSA

MOLNÁR LÁSZLÓ

DK 620.179.2 + 261.79 1.
669.15—196: 669.26: 669. 2

A)

1. A hazai, új melegszilárdsági acélanyag hegeszthetőségének vizsgálata

Nagynyomású és hőfokú gőznek kitett erőtelepi berendezések anyagául irodalmi alapon kiválasztott CrMo-nel ötvözött acéltípus, azonos a DIN 17 006—10 CrMo 910-zel, amely hengerelt anyag formájában már hazai vonatkozásban is ismeretes, de a több tonna súlyú, helyenként 100 vagy annál több mm falvastagságú acélöntés mind kohászati, mind hegesztés-technikailag új feladatot jelent. A feladat lényege abból adódik, hogy a jelentős mennyiségű Cr (kb. 2,5%) és Mo (kb. 1%) tetemesen csökkenti az acél kritikus lehűlési sebességét, azt levegőn edződővé teszi és ezáltal növeli a repedési veszélyt. Ezért kísérletekkel meg kellett állapítani azokat a feltételeket, amelyek mellett az acél megbízhatóan hegeszthető és a hegesztett kötés szilárdsága legalább ugyanakkora, mint az alapanyagé.

Az alapanyag szilárdsági értékei normalizált állapotban:

$$\sigma_B = 50,5 \text{ kp/mm}^2$$

$$\sigma_F = 28,0 \text{ kp/mm}^2$$

$$\delta_5 = 21,0 \%$$

2. Az új acélanyag hegesztéséhez alkalmas elektródák

Már a kísérletek megkezdése előtt szükségesnek látszott egy új elektróda kialakítása is, mert a meglevő ECrMo₂ rutilos bevonatötvöztetésű hazai elektróda heganyag összetétele megfelelt volna ugyan, de hegesztési tulajdonságok és szilárdsági értékek tekintetében a bázisos bevonatú elektróda értékeit nem éri el. Az újonnan kialakított elektróda egy ugyancsak bevonatötvöztetésű, de salakja bázisos jellegű ezért a legtisztább heganyagot, a legjobb szilárdsági tulajdonságokat és az ötvöző anyagok egyenletes eloszlását tudja biztosítani. A Csepeli Elektródagyár ezt az elektródátípust EBCrMo₂ jelzés alatt már felvette gyártási programjába, és nagyüzemi gyártásban nagyobb mennyiséget gyártott is. Az ebből vett heganyagpróbák analízisét az alábbi táblázat szemlélteti:

C	0,13%
Si	0,17%
Mn	0,5%

Cr 2,67%
Mo 0,88%
S 0,022%
P 0,025%

A tiszta heganyag szilárdsági értékei $750\text{ C}^\circ/1/2$ ó-ás megeresztés után:

$\sigma_B = 77,8\text{ kp/mm}^2$
 $\sigma_F = 60,5\text{ kp/mm}^2$
 $\delta_5 = 21,0\%$
 $\psi = 60\%$
 $A_k = 11,6-12,4\text{ mkp/cm}^2$

3. Hegeszthetőség megállapítása az új, hazai első nagyüzemi adagon

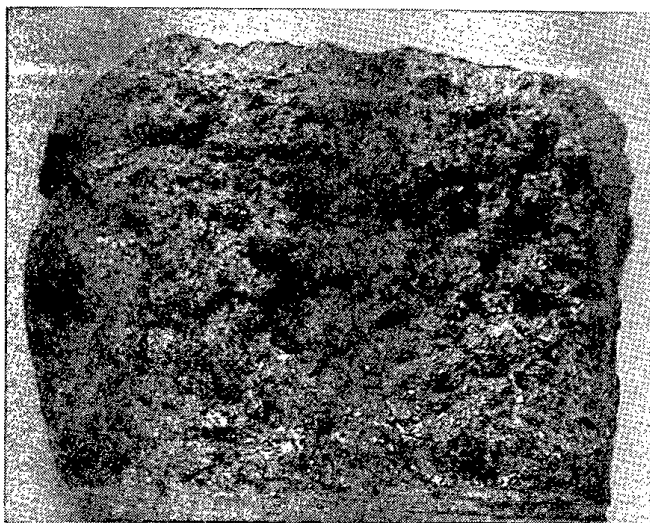
Első kísérleteinket egy kb. 1,5 t súlyú fő gőzszelepházról leválasztott 10—20 kg-os darabon végeztük az anyag hegeszthetőségének megállapítására, abból a célból, hogy az öntésnél keletkezett hibák (lunkerek, szívódások stb.) hegesztéses javítása megbízhatóan elvégezhető legyen, és az öntések további feldolgozásra, a készre munkáló üzemeknek átadhatók legyenek.

Beszállított állapotban az öntvény durvaszemcsés szerkezetű volt. Hőkezelése a műben történt 880 C° -on 4 órai hőntartással, lehűlése 150 C° -ig kimenében, onnan pedig szabad levegőn.

A durva szövetszerkezet hegesztés szempontjából kedvezőtlen, mert egyrészt érzékenyebb a zsugorodási feszültségekre, másrészt edződési hajlama nagyobb.

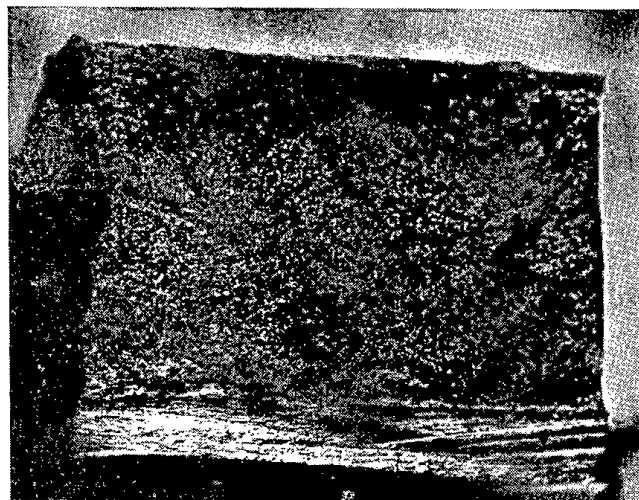
A műből beszállított darab $870-900\text{ C}^\circ$ -on végrehajtott ismételt hőkezelése, levegőn történt lehűléssel finom szemcsészerkezetet eredményezett, (lásd 367. és 368. ábra), ami azt igazolja, hogy az acélöntvény normalizálását az optimális tulajdonságok elérése érdekében nem lehet mellőzni.

A vizsgált acélöntvény ötvöző elemeinél fogva levegőn edződő acéltípus. Kritikus lehűlési sebessége nagyon kicsi. Az öntvény mérete, tömege több



367. ábra. Beszállított állapotú a. ö. törete

tonna súlyú. A részleges előmelegítés következtében a hegesztési meleg elvonása intenzív, és a hegesztési melegtől ausztenites állapotba került anyagrészek elérhetik azt a lehűlési sebességet, amelynél már kritikus mennyiségű martensit keletkezhet, az pedig a zsugorodási feszültségek hatása alatt repedések okozójává válhat. A martensit kritikus mennyisége közvetve, keménységméréssel megközelítőleg megállapítható. A vizsgált 10 CrMo 910 acélnál saját kísérleteink és az irodalmi adatok alapján 300—330 HV keménység a kötésben még megengedhető, ennél még repedésveszély nincs, ha az acél megfelelő módon normalizált állapotban van. Lefolytatott kísérleteknél a kritikus lehűlési sebességet illetve edződés elkerülhető volt, ha az előmelegítést legalább 250 C°-on tartottuk. A fentiek figyelembe vételével normalizált, 250—300 C°-ra előmelegítet.



368. ábra. 870—900 C°-on hőkezelt a. ö. törete 1 : 2

állapotban végrehajtott hegesztések szövetszerkezetét megeresztés nélkül a 369 a 370. és az 371. ábra, HV keménységét a 375. ábra, 720—740 C°/1/2 ó megeresztéssel szövetszerkezetét a 372., 373. és a 374. ábra és HV keménységét a 376-ábra mutatja be.

Hegesztésnél 4 mm-es elektróda, mint közepes méret került alkalmazásra.

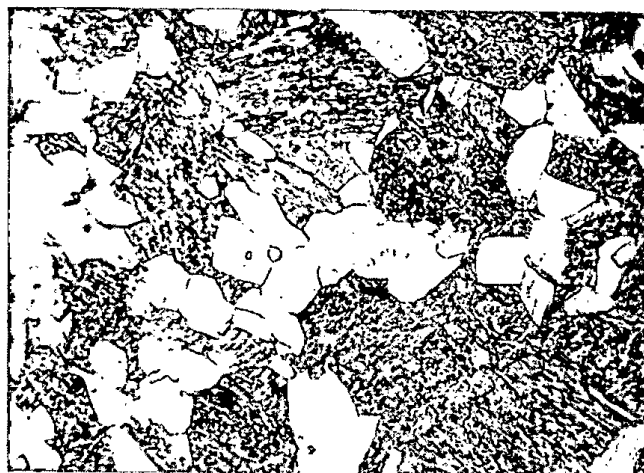
Az elektróda méretének a hegesztési fürdőbe bevihető melegmennyiség szempontjából van jelentősége. Minél vékonyabb az elektróda, annál kisebb az időegység alatt bevihető melegmennyiség, és ennek következtében annál nagyobb a lehűlés sebessége, illetve az edződés veszélye.

A 4 mm-es Ø elektródára meghatározott előmelegítési hőmérséklet 3,25 mm-es Ø elektródáknál pl. 50—70 C°-al nagyobb.

A 4 mm-nél vastagabb pálcáknál adódó nagyobb melegmennyiség a hegesztés biztonságát csak növeli a mindenkor hegesztési hely lassúbb lehűlése folytán.

Az alkalmazott hegesztő áramerősség 4 mm-es elektródánál 140—180 A, 5 mm-esnél 190—220 A.

A hegesztés a bázisos elektródákra kötelező, általánosan ismert technológiával történt.



Alapanyag

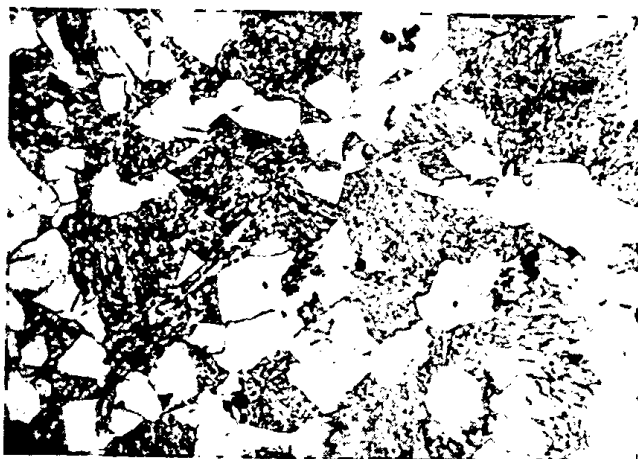


Átmenet



Heganyag

369—371. ábra. 870—900 C°-on normalizált, 250—300 C°-ra előmelegített hegesztett anyag
kötésének mikroszkópi képei megeresztés nélkül N: 300 × Maratás 3% alk HNO₃



Alapanyag

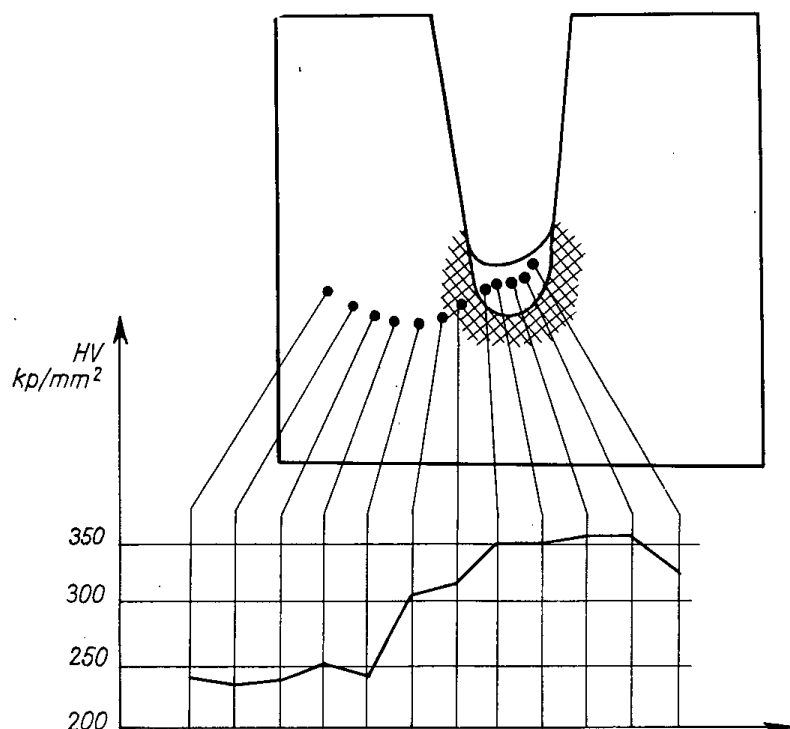


Átmenet

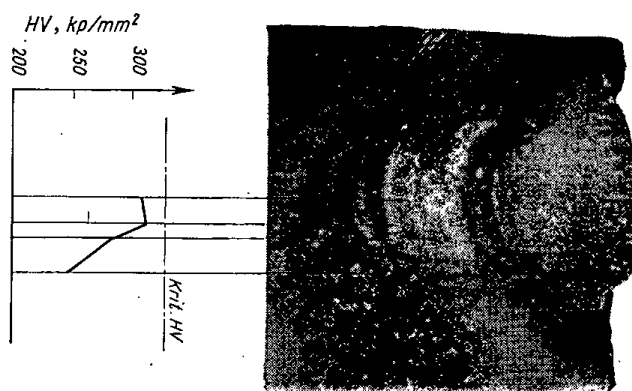


Heganyag

372—374. ábra. 870—900 C°-on normalizált, 250—300 C°-ra, előmelegített heg. kötés mikroszkópi képei 730—750 C° 1/2 órás N:300× 3% alk HNO₃ megeresztés után



375. ábra. Normalizált anyagon varrat és átmenetsáv HV keménység diagramja megeresztés nélkül



376. ábra. Normalizált anyagon varrat és átmenetsáv HV keménységi diagramja 730—750 C°-os megeresztéssel

Hegesztés után a 10—20 kg-os próbadarabok hőmérséklete 50—70 C°-al súllyedt óránként a környezet hőmérsékletére. Ezt követőleg félórán át 720—740 C°-on megeresztő hőkezelést kaptak, majd kemencében hűltek le.

A hegeszthetőség vizsgálatára készült próbahegesztések csiszolatán mért HV keménységeket a 375. ábra, a hegesztett kötés mikroszerkezetét a 369., a 370. és a 371. ábra szemlélteti. Mint látható, a mért keménységi értékek az átmenetben nem haladják meg a kritikus értékeket, a hegesztett részen repedést sem a mikro-, sem a makrovizsgálatok nem mutattak ki.

A hegesztett kötés MSZ 4309. 2.11 pontja szerint, szilárdsági jellemzői:

$$\sigma_B = \begin{cases} 61,0 \text{ kp/mm}^2 \\ 58,0 \text{ kp/mm}^2 \text{ középértékben } \cong 60 \text{ kp/mm}^2 \\ 61,8 \text{ kp/mm}^2 \end{cases}$$

Nyúlás 40 mm-es mérési hosszon:

$$\delta = \begin{cases} 20,8\% \\ 21,8\% \text{ középértékben } = 21,5\% \\ 21,8\% \end{cases}$$

Fajlagos ütőmunka értéke az MSZ 4309. 2.03 szerint

$$A_k = \begin{cases} 12,7 \text{ mkp/cm}^2 \text{ bemetszés átmenet mellett, alapanyagba } n \\ 18,5 \text{ mkp/cm}^2 \text{ bemetszés az átmenetben} \\ 16,7 \text{ mkp/cm}^2 \text{ bemetszés az átmenet mellett, alapanyagba } a \\ 20,0 \text{ mkp/cm}^2 \text{ bemetszés az átmenetben} \end{cases}$$

Hajlítási szög az MSZ 4309. 2.22 szerint:

$$\varphi = \begin{cases} 106^\circ \\ 94^\circ \text{ középértékben } = 95^\circ \\ 84^\circ \end{cases}$$

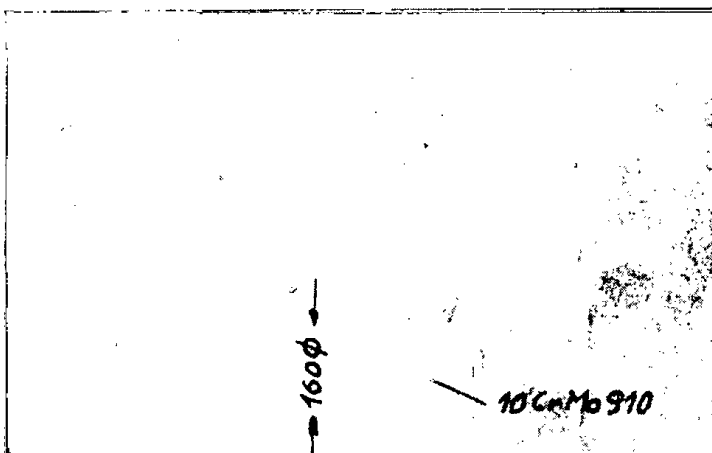
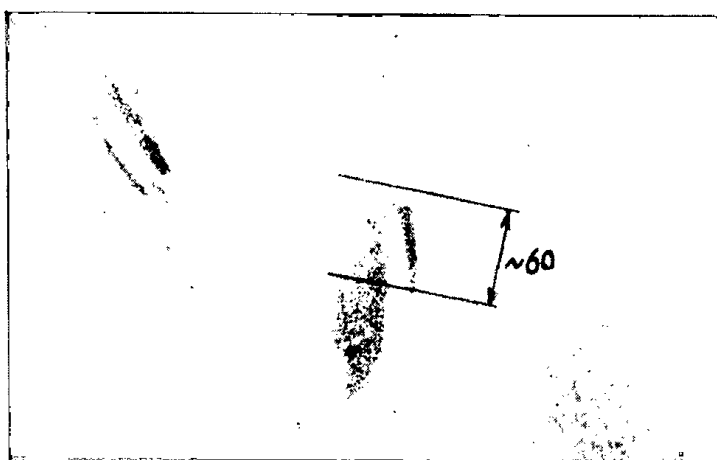
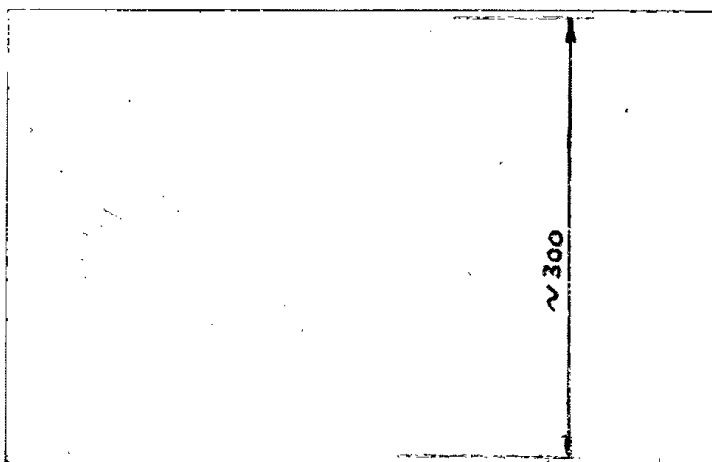
Tüskeátmérő 30 mm, próbavastagság 12 mm.

Készült magán a kb. 1,5 t súlyú acélöntésen is javításos hegesztés minden előzetes hőkezelés nélkül, beszállított állapotban. Hegesztéshez — mint az előzőekben — a hegesztendő helyet itt is 250—300 C°-ra melegítették elő. A javított helyek hibajellege különféle volt. Volt nagy, sík kiterjedésű feltöltendő felület, és volt hosszú, mély (60 mm) kitöltendő horony (lásd 377., 378. és 379. ábra).

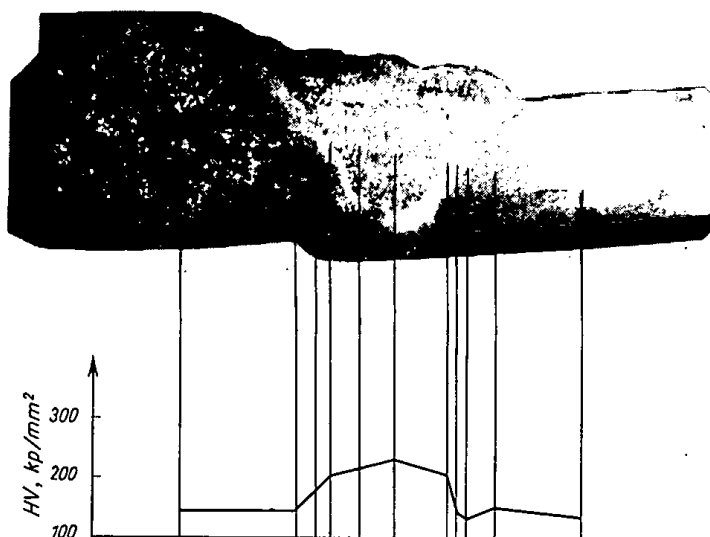
Hegesztés szempontjából mindkettő kedvezőtlen volt, mert a fürdő dermedése után, a zsugorodás megindulásakor az alapanyag nagy falvastagságaival „merev befogást” jelentett, így minden maradó alakváltozást a zsugorodás befejeztéig a heganyag és az alapanyag meleg által befolyásolt részének kellett teljesítenie. A mély hornyú hibás helynél, a „merev befogást” fokozandó, a horony kitöltése kisebb szélességben történt (377. ábra). A hegesztési hőmérsékletről a munkadarab kb. 70 C°-os óránkénti sebességgel hűlt le. Itt nem volt megeresztő hőkezelés. A javított hely tüzetes átvizsgálásakor semmiféle repedés, kritikus beedződés nem volt megállapítható.

Az előírányzott technológia ellenőrzésére a fő gőzszelepházon egy szerkezeti csőcsatlakozás teljes körvarrata készült el gyártási körülmények között. Előmelegítés minimálisan 250 C°, megeresztés 740 C°/3/4ó, lehűlés sebessége az első három óra alatt kb. 100 C°/ó, a továbbiakban kb. 80 C°/ó volt.

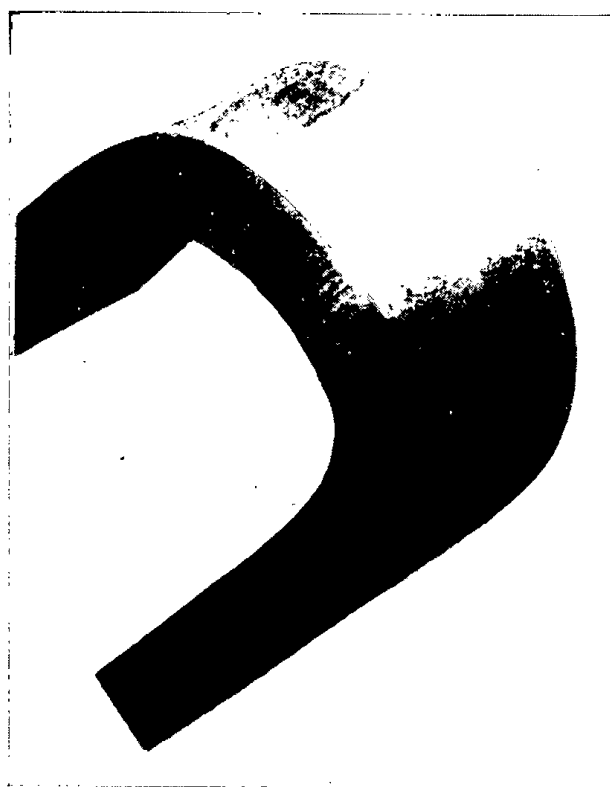
A hegesztés utáni hőkezelés befejeztével a körvarratból az MSZ 4309. 2.11 szerint kimunkált, hegesztett kötéspróbatetek HV keménység értékeit a 380. ábra, szilárdsági jellemzőit az alábbi összeállítás szemlélteti:



377—379. ábra. Próbahegesztések kb. 1,5 t súlyú munkadarabon



380. ábra. Kísérleti, hegesztett kötés makróképe és HV diagramja



381. ábra. Hegesztett kötés hajlító próbája

$\sigma_B = 50,5 \text{ kp/mm}^2$ (alapanyagban szakadt).

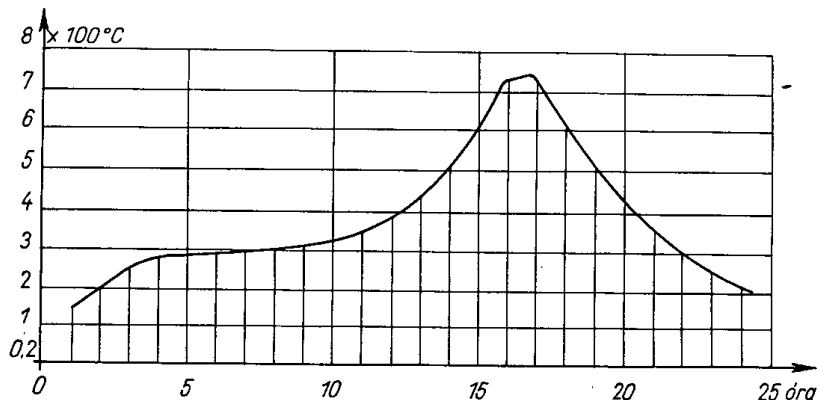
Ütőmunka:

$A_k = 29,3 \text{ mkp/cm}^2$, bemetszés a varrat koronaoldali átmenetében.

$A_k = 16,1 \text{ mkp/cm}^2$ bemetszés a varrat gyökoldali átmenetében.

Hajlítási szög: (MSZ 4309. 2.22 szerint) (lásd 381. ábra).

$\varphi = 180^\circ$, tűskeátmérő $= 2 \cdot 5 \times S$, repedésmentes. A hegesztett kötés szilárdsági mutatói az előírt hőkezelési technológia betartása mellett elérik a 10 CrMo 910 minőségű acél hengerelt és normalizált állapotra előírt szilárdsági jellemzőit.



382. ábra. Hőkezelési diagram

A hőmérséklet ellenőrzése termoelemmel és regisztráló készülékkel történt. Az eredeti diagram másolatát a 382. ábra szemlélteti.

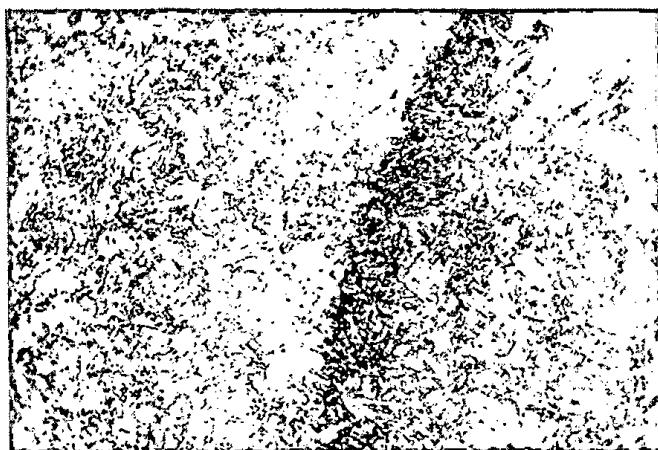
A hegesztett kötés szövetszerkezeti képét 382–389. képsorozat ismerteti. A szövetszerkezetek egyike sem tartalmaz olyan rendellenességet, amely azok jó szilárdsági, alakváltozási készségét károsan befolyásolná. Ezt a körülményt a HV keménységmérési adatok is alátámasztják (lásd 376. ábra).



383. ábra. Hegesztési melegtől nem befolyásolt acélöntés, AIK. HNO_3 . 150:1



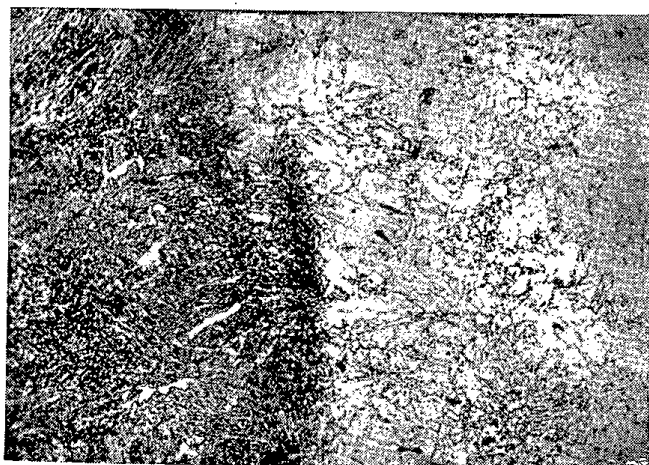
384. ábra Hegesztési meleg hőhatás övezete az a.ö.-ben. Alk. HNO_3 150 : 1



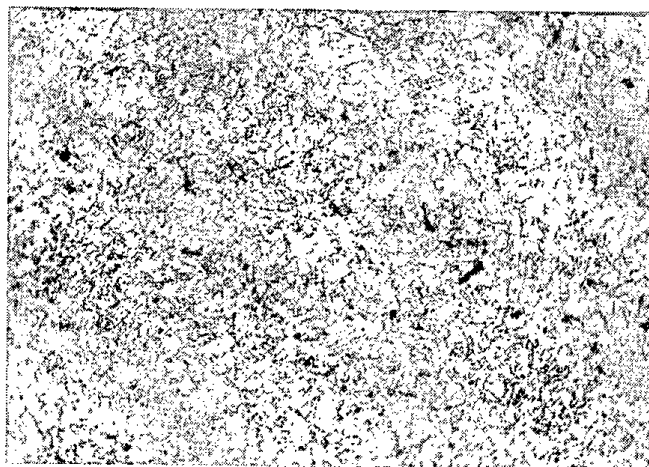
385. ábra Átmenet a.ö. heganyag között Alk. HNO_3 150 : 1



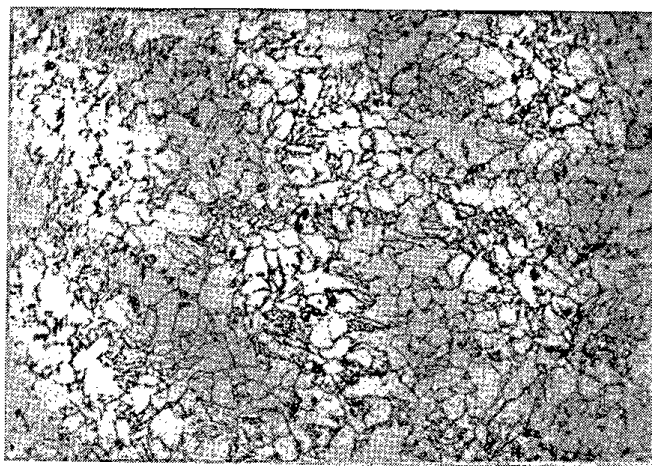
385. ábra Heganyag Alk. HNO_3 150 : 1



387. ábra. Átmenet heganyag — cső között Alk. HNO_3 150:1.



388. ábra. Hegesztési meleg hőhatás övezete a csőanyagában Alk. HNO_3 150:1



389. ábra. Csőanyag beszállított állapotban Alk. HNO_3 150:1

383—389. ábra. Munkadarabon készített hegesztett kötés mikroszkópi képei

A körvarrat homogenitásának ellenőrzése izotóppal történt. A lelet szerint azon sem repedés, sem salakzáródmány vagy egyéb javításra szoruló hiba nem volt megállapítható.

A radiográfiai vizsgálatokat elektromágneses repedésvizsgálat egészítette ki, mivel a sugarak nagyobb falvastagságoknál nem tudják azt az érzékenységet biztosítani, amellyel a hajszálrepedéseket meg lehetne állapítani. Ez az eljárás csak a felületen vagy ahhoz egész közel elhelyezkedő repedéseket, zárványokat, pórusokat stb. tud felfedni, de azt nagyon kis méretektől. Polírozott felületen $0,5 \mu$ -ig.

A hegesztett körvarratnál ez a vizsgálati mód is kielégítő eredményt adott, repedéseket nem mutatott.

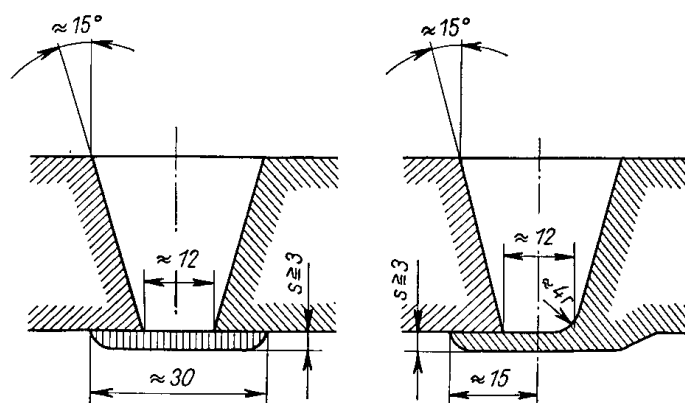
B)

Hegesztési technológia

A jó hegeszthetőség előfeltételeinek biztosítását már a tervezésnél kell kezdeni.

A varrat alakjának és helyének meghatározását a hegesztési helyzet szempontjából különös gonddal kell végezni. Szükséges, hogy a varrathorony az egész hegesztési folyamat alatt jól hozzáférhető legyen, a hegesztő az elektródát zavartalanul tudja irányítani, a fürdőt megfigyelni, a salak eltávolítását — különösen a mélyen fekvő rétegeknél — megbízhatóan elvégezni. A varrat keresztmetszete ne legyen nagyobb, mint amennyi az előzőekben adott követelmények kielégítésére feltétlen szükséges; túlzott varratméretek a zsugorodási feszültségeket növelik.

Az összehegesztendő élek előkészítését forgácsoló szerszámmal kell végezni. Egyéb, a szerkezeti C-acéloknál szokásos varrathorony-megmunkáló

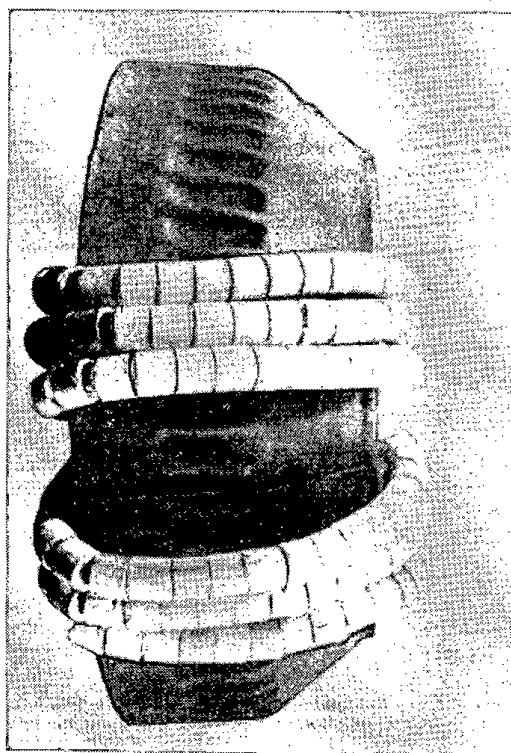


390. ábra. Meredek falú varrathorony kialakítása

eljárások — mint oxigén-vágópisztoly, oxigéngyalu, ívgyalu és minden más melegbevitellel egybekötött varrathorony-megmunkáló eljárás — nem alkalmazható, mert egyrészt nem biztosítja azt a pontosságot, amely az ilyen nagy

keresztmetszetű hornyok illesztésénél elengedhetetlenül szükséges, másrészt a melegbevitel és az azt követő gyors lehűlés beedződést, repedéseket okozhat a horony falain.

Azoknál a varratoknál, amelyeknek gyökoldala nem hozzáférhető, a kifaragás és utánhegesztése nem lehetséges, azonfelül igénybevételek dinamikus természetű, a megbízható alapvarrat elkészíthetősége érdekében meredek falú hornyot kell alkalmazni (lásd 390. ábra) jól illesztett alátéttel, amely adott esetben a csatlakozó felek egyikéből is kiképezhető. Ha összeszerelésnél az alátét rögzítése szükséges, úgy 3—4 ponton, rövid — 10—15 mm hosszú —



391. ábra. Hajlékony infrasugárzó előmelegítéshez, hőkezeléshez

varrattal meg lehet kapcsolni, de csak a hegesztendő munkadarab 250—300 C°-ra felmelegített állapotában.

Általában ennél az acéltípusnál minden hegesztési műveletet — legyen az bármilyen kis terjedelmű — csak 250—300 C°-os előmelegítés mellett szabad végezni.

Ha az összehegesztendő munkadaraboknak hegesztés után mérettartóknak kell lenniük, akkor megfelelő központos illesztést biztosító horonnyal kell a varratformát kialakítani.

Kísérletek szerint a vizsgált 10 CrMo 910 acél előmelegítési hőfoka hegesztéséhez minimálisan 250 C°, 4 mm átmérőjű elektródával való hegesztés esetén. Amennyiben vékonyabb, pl. 3,25 mm-es Ø elektróda kerülne alkalmazásra, úgy célszerű az előmelegítést 70 C°-al nagyobb hőfokon, legalább 320 C°-on végezni.

Az előmelegítést hajlékony infrasugárzókkal, világítógáz-égőkkel vagy mindkettő egyidejű alkalmazásával lehet végezni. Az infrasugárzók 1 kW teljesítményűek, és hajlékonyságuknál fogva a munkadarab felületét conform követni tudják. Hőátadásuk ennél fogva jó hatásfokú. A VKI-ben korábban kialakított sík sugárzók alkalmazási lehetősége gőzturbina acélöntvényeinél korlátozott, mert a hevítendő felületek többnyire egyenetlenek.

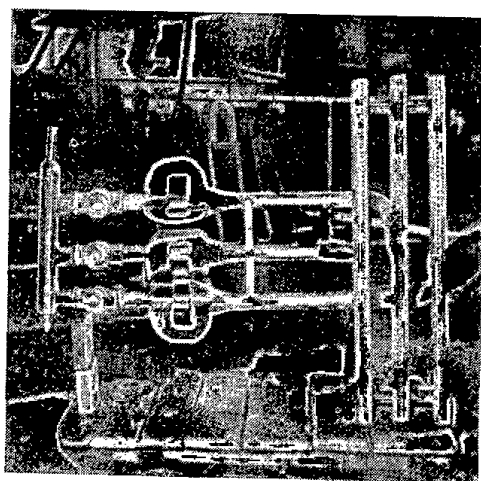
Az 1 kW-os egységekben való alkalmazása előnyös hőfokszabályzás szempontjából is, mert az egységeket külön-külön lehet be-, illetőleg kikapcsolni, a 3 fázisú hálózatot egyenletesen lehet terhelni, azonkívül a munkadarabon könnyű a szerelhetőségük.

Egy 1 kW-os egység hasznos hossza kb. 1,5—1,7 m; a teljes hossz kivezető végekkel együtt kb. 1,8—2 m; külső átmérője kb. 16 mm (lásd 391. ábra).

A sugárzók szereléskor azbeszt zsinór kötéssel rögzítendő.

Világítógáz-égők teljesítménye kb. $2,5 \text{ m}^3/\text{ó} \cong$ kb. 8—10 ezer kalória/ó (lásd 392. ábra).

Az előmelegítés hőfokának ellenőrzésére megbízhatóan és egyértelműen jelző termokrom krétát vagy regisztráló szerkezettel kiegészített termoelemet



392. ábra. Világítógáz-égő előmelegítéshez, hőkezeléshez

kell használni. Ez az utóbbi a megbízhatóbb, mert mérésében nincs szubjektív tényező és a hőfokot az előmelegítés kezdetétől a hegesztés befejeztéig regisztrálja. Így mód nyílik a teljes munkafolyamat ellenőrzésére, dokumentálására.

Hegesztő elektródaaként a kísérleteinknél ismertetett, újonnan kialakított hazai, bevonatötvöztetű, bázisos bevonatú pálcá felel meg, amelyet a Csepeli Elektródagyár EBCrMo_2 jelzéssel hoz forgalomba.

Jóllehet a bázisos bevonatú elektróda normális technológiai fegyelem mellett minden helyzetben jól hegeszthető, kedvezőtlen esetben az ECrMo_2 ugyancsak a hazai gyártmányú, de rutilos bevonatú elektróda könnyebb hegeszthetőséget biztosít. A két elektródaféleség vegyesen alkalmazható, de jobb szilárdsági tulajdonságai a bázisos bevonatúnak vannak, azonfelül az EBCrMo_2 repedésre kevésbé érzékeny.

A helyileg beviendő melegmennyiség meghatározása a több tonna súlyú gőzturbinaházaknál — a sok változó tényező miatt — egyértelműleg nem végezhető el. A melegbevitt befolyásolja a hevítendő hely felületének körvonala, falvastagság-változása, a szimmetrikus kitágulás érdekében felhevítendő anyagmennyiség nagysága, szigetelés kivitele stb. Ezért az eddigi tapasztalatok alapján a felhevítendő anyagmennyiség becsült súlyának kg-ja után 130—220 cal hő szükséges. A felhevítendő anyagmennyiség súlya viszont összetevődik a varrattól jobbra, balra eső $6 \times$ -os falvastagságból és a szimmetrikus kitágulás érdekében felhevítendő anyagmennyiség nagyságából. Az így meghatározható kalóriamennyiségnek megfelelő vagy ha ezen felül még van férőhely, megnövelt mennyiségű sugárzót, égőt kell felszerelni, hogy a megeresztési hőfok biztosan elérhető legyen.

A megeresztés hőfoka $730-750^\circ\text{C}$, hőntartási idő — e kísérleteinknél alkalmazott paraméterektől eltérően — a bonyolultabb alakú, változó falvastagságú munkadarabokra való tekintettel a falvastagság 25 mm-ként $3/4-1$ ó. Lehűlés 500°C -ig lassan, maximum $70-90^\circ/\text{ó}$ sebességgel, majd levegőn történik.

A megeresztési hőfok ellenőrzésére gyakorlatilag csak a termoelemes, több íróhelyes regisztráló készülék alkalmas, amely az előzőekben említett előnyei mellett a hazai piacon be is szerezhető.

A hőkezelés menetrendszerű folyamatának biztosításánál lényeges szerepe van a jó hőszigetelésnek. Ennek szem előtt tartása gazdaságossági szempontból sem lehet közömbös, mert tekintélyes kalóriamennyiség az, amely egy-egy ilyen nagyméretű acélöntés hőkezeléséhez szükséges.

Erre a célra nagyon alkalmasak az azbesztszövetből készült párnák $(300-500 \text{ mm}) \times (500-1000 \text{ mm}) \times (50-70 \text{ mm})$ méretben. De megfelel egyéb szigetelőanyag is, amely jó szigetelő képességű és a munkadarab felületéhez hézagmentesen idomul.

Hegesztés, hőkezelés befejeztével a hegesztett kötést $3-5 \times$ -ös nagyítóval tüzetesen át kell vizsgálni repedésre és egyéb felületi hibákra, majd radiográfiai vizsgálattal a varrat belsejét. Kiegészítésképpen célszerű a letisztított varratot elektromágneses repedésvizsgálóval is ellenőrizni, hogy az erre az acélra jellemző hajszálrepedések, amelyek radiográfiailag nem mutathatók ki, sem kerüljék el az ellenőrzést.

A javasolt vizsgálati módok egyike sem adhat külön-külön kielégítő eredményt, ezért a javasolt eljárások együttes értékelése szükséges ahhoz, hogy a hegesztett kötés jóságáról egyértelmű kép alakuljon ki. Az értékelésnél természetesen a hőkezelés diagramját is figyelembe kell venni.

Ultrahang-vizsgálattal hazánkban dokumentációs jellegű bizonylatozások még nem szokásosak. Nagyobb anyagvastagságok vizsgálatánál azonban kellő értékelési tapasztalat mellett nagyon jó segítséget nyújt, és az újabb típusok alkalmazása műszaki-gazdaságossági előnyöket biztosít.

Az egész hegesztési munka előkészítését, irányítását, ellenőrzését hegesztéstechnikai alapismeretekkel bíró szakembernek kell végezniök. Az ellenőrzés folyamatos legyen, és terjedjen ki a hegesztési munka minden fázisára.

Balesetvédelem szempontjából a hegesztendő munkadarabot a rászert infrásugárzók miatt megbízhatóan kell földelni és érintésvédelemmel kell ellátni a szerszámgépekre kötelező előírások szerint.

ÖSSZEFOGLALÁS

A nagy hőmérsékleten és nyomáson dolgozó króm-molibdén ötvöztetésű szerkezeti acélanyag hegeszthetőségének vizsgálata és hegesztéstechnológiájának kidolgozása. Hazai új, nagyobb teljesítményre épülő gőzerőművi telepeink berendezéseikhez alkalmas CrMo anyag. Az új hazai melegszálló anyag hegeszthetőségének vizsgálata. — Kézi ívhegesztéshez alkalmas elektróda kialakítása. — Üzemi körülmények között végzendő hegesztési technológia. Tervezésnél követendő irányelvek az új anyagból készített hegesztett szerkezetek hegesztéstechnikai szempontból helyes kialakításához. Részletes utasítások hőkezeléshez, munkafolyamat és hegesztés ellenőrzésére, valamint munkavédelmi intézkedésekre.

HEGESZTHETŐ, NAGY FOLYÁSHATÁRÚ ACÉLOK

NAGYENYEDI JÓZSEF

DK 669.14.018.62

A Kutató Intézet 1950—51-ben foglalkozni kezdett az A 50.35. S-acéllal. A kérdést a hegeszthetőség követelményének tisztázása vetette fel. A hegesztési módszerek tökéletesedése, a gazdaságos versenyképes hegesztett konstrukciók kifejlesztése mindjobban kívánta a nagy folyáshatárú, hegeszthető acél gyártását.

Megállapítást nyertek az akkori acélok ridegtörésének fő okai:

1. az alapanyagnak tercier kiválás okozta öregbedési hajlama;
2. a hegesztés hőkörzetének egyenlőtlen szövetszerkezetéből eredő feszültségi állapot;
3. az alapanyag vastagságától függő keresztmetszeti érzékenység;
4. háromirányú feszültségi állapot.

A kutatómunkával hazai lehetőségeink figyelembe vételével gyártható, legalább 12—15 mm vastagságban feltétlenül hegeszthető, edződésre és ridegtörésre nem hajlamos acél összetételét és gyártási technológiáját kellett megállapítani.

Az idők folyamán kitűnt, hogy az A 50.35. S-acél korábbi előírása, amely az adag összetételében 0,22% C-t is megengedett, nem felel meg a követelményeknek.

A hegesztési osztály a metallurgiai osztállyal együtt folytatta további kutatásait. Ennek során kitűnt, hogy a rezt, a krómot, a nikkelt, a vanádiut, a molibdént mint ötvözőket el kell ejteni, mert közülük némelyik nem kívánatos, másuk drága és hazai előfordulásból nem fedezhető; figyelmünk végül is a titán felé fordult, amelynek jó metallurgiai hatásától a követelményeink kielégítése várható volt.

Előzetes vizsgálataink megállapították, hogy a titán a mangánacélban nagyon kedvezően hat a hegesztési hőkörzet szívósságára, mind mélyhűtött, mind öregbített állapotban. A titánnak még másodlagos szövetszerkezetben is nagyon erőyes szemcsefinomító hatása van; — hatása az alumíniuménál erősebb, állandóbb, a finomszemcsés szerkezetet stabilizálja annak következtében, hogy az austenitszemcse növekedésének hőmérsékleti határát felfelé tolja. Ezenkívül az acél oxigén- és nitrogéntartalmát megköti. Ennek alapján azt vártuk, hogy a titán az acél szívósságát, folyási határát, keménységét,

ömlesztő hegeszthetőségét képes együttesen növelni. Kísérleteinket tehát ezeknek figyelembevételével folytattuk.

Max. 0,2% C mellett 0,05% titán rendkívül finom eloszlású titánkarbid és titánnitridként van lekötve. A titánkarbid az austenitben az alumínium-nitridnél is nehezebben oldódó fázis. Az austenit durvulása csak az oldódás után kezdődik meg. Ezért indokoltnak láttuk a mangán-titán-alumínium acélok kifejlesztését.

Hegesztési próbák keménységének részletes vizsgálata alapján a C-t adagelemzésben legfeljebb 0,2%-ban kellett előírni. Nagyobb C-tartalmú acélhegesztés átmeneti hőkörzetében a martenzit és a bainit képződését szabályozott hűlés nélkül biztosan nem lehet elkerülni, pedig az átmeneti réteg repedésre való hajlamossága szorosan összefügg a martenzit jelenlétével.

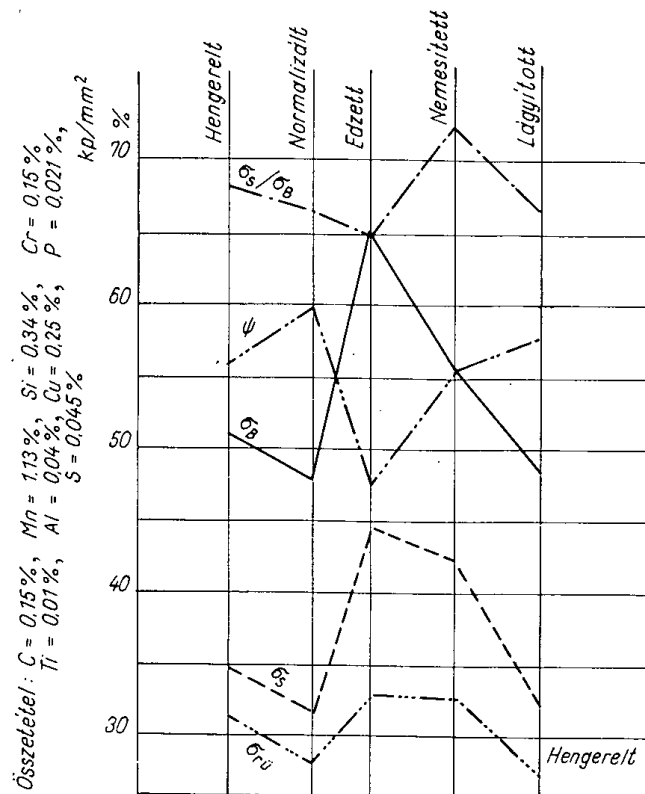
Addig, amíg a szövet ferrit-perlittől a bainitig változik, a keménység növekedése fokozatos. Ezeknek a szövetelemeknek a szívóssága elég nagy. Mihelyt az edződéskor mintegy 50%-ban martenzites szövet jelenik meg, annak edződési repedési hajlam a következménye, és így edződési repedés keletkezésének veszélye áll be. A kritikus lehűlési sebességet elsősorban a C-tartalom maximálásával, de ezenkívül a többi elem, a mangán, a titán, a króm mennyiségének korlátozásával és megfelelő adagkészítési technológia kialakításával jól össze kellett hangolni a felhasználandó acéltermék vastagságával.

A tájékoztató kísérletek alapanyagát először az Intézet nagyfrekvenciás kemencéjében, majd 200 kg-os kisüzemi gyártásban, végül 40—120 tonnás nagyüzemi Siemens—Martin-kemencében végeztük el, először mangántitán, később mangán-titán-alumínium változatban.

Az ismertetett alapvető követelményeken kívül megoldásra vártak az acélgyártás metallurgiai problémái is, a titánnak és az alumíniumnak beötvözése oly módon, hogy optimális mértékben fémes állapotban ötvöződjön, előre meghatározható biztonsággal. Meggondolásra készített a titánnak N_2 -höz, továbbá oxigénhez való nagy vegyrokonsága, az iparban használt 20—40%-os titántartalmú ferrotitán segédötvözőknek TiO_2 , SiO_2 , Al_2O_3 , TiN_2 -vel való szennyezettsége, és a titánkoncentráltság növekedésével járó magas olvadási foka, végül az alumíniumnak és a titánnak az acél végső zárványosságában való szerepe.

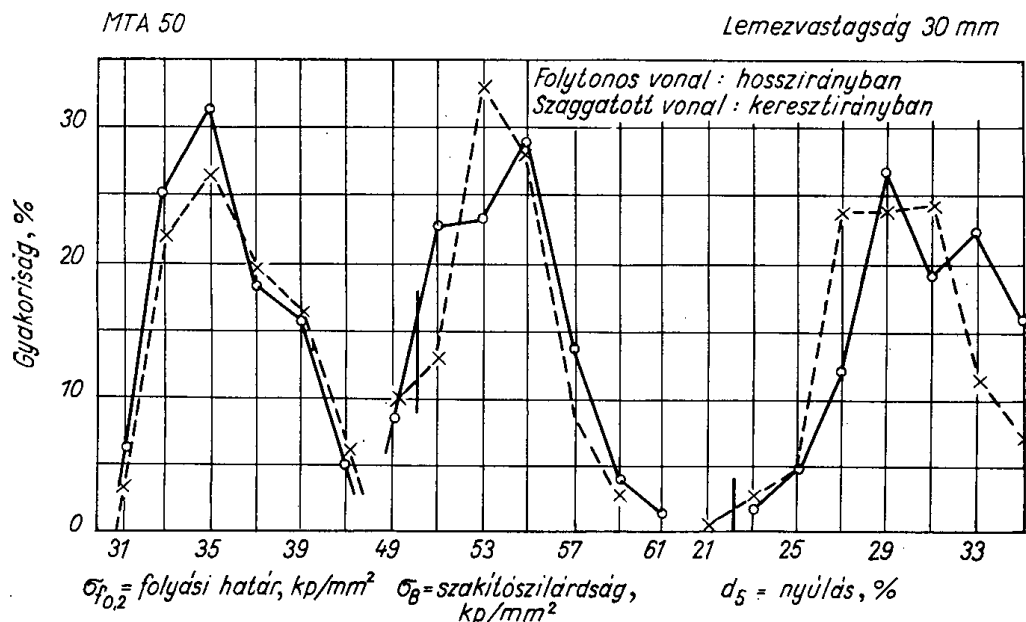
A kísérletek azt eredményezték, hogy a folyékony acélnak megfelelő elődeoxidáltsági állapota rendkívül fontos a késztermék minősége szempontjából, továbbá az üstbe folyó acélnak legalább üzemi hőmérséklet mutató műszeren 1630 °C hőfokúnak kell lennie. Ebben az esetben várható a titán és az alumínium kedvező hatása a kész termékben, és —20°-nál alacsonyabb hőmérsékleten kielégítő ütőmunka. A legkiválóbb tulajdonságokat azok az adagok mutatták amelyeknél részleges salakhúzás után a kemencében diffúziós dezoxidálással a salak vasoxidtartalma jóval 10%-os szint alatt volt.

A nagyüzemi gyártás tapasztalatai arra utaltak, hogy komplex dezoxidáló szerek alkalmazása mangán—szilícium—titán—alumínium segédötvözet megvalósításával és alkalmazásával az MTA acélgyártást nagyon kedvezően lehet elősegíteni. A Vasipari Kutató Intézet Ércmetallurgiai Osztályán kedvező kezdeményező kísérletek folynak ilyen dezoxidáló szer előállítására.

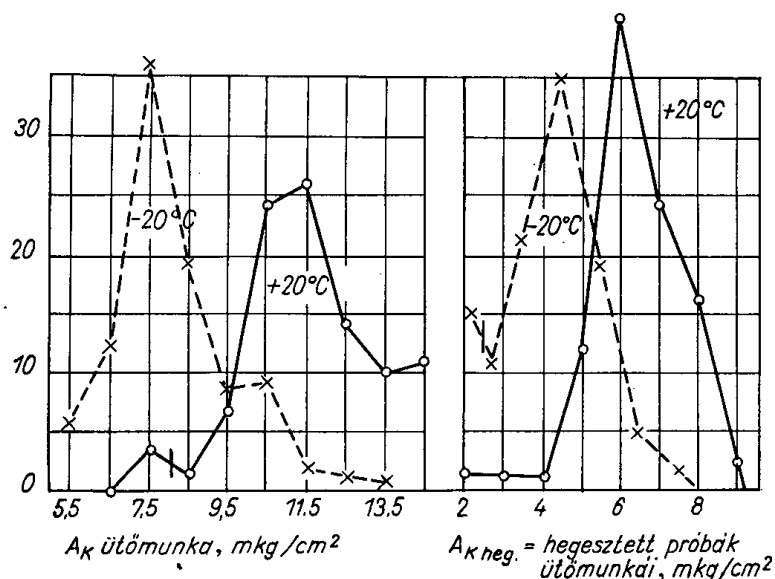


12 mm lemez. Normalizálás 900°C
Edzés 900°C-ról vízben
Nemesítés 900°C-ról
650°C-on megeresztve
Lagyítás 700°C-on 3 órai hűtőtartás

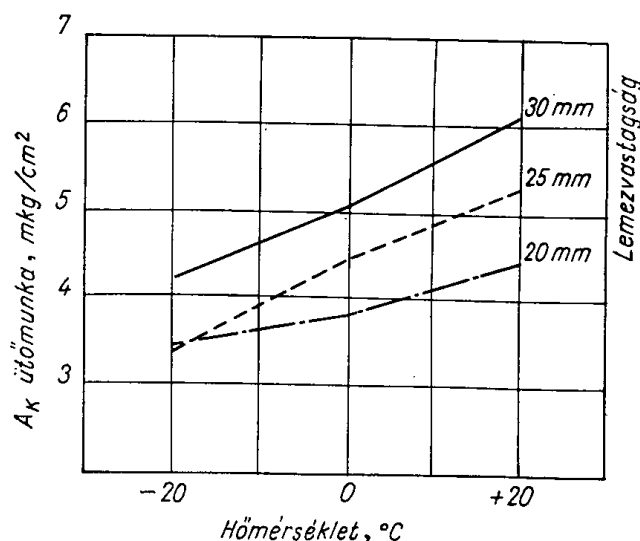
393. ábra. Különböző hőkezelt állapothoz tartozó jellemzők



394. ábra. Szilárdsági jellemzők gyakorisági görbéi hossz- és keresztirányban



395. ábra. Szilárdsági jellemzők gyakorisági görbéi hossz- és keresztirányban



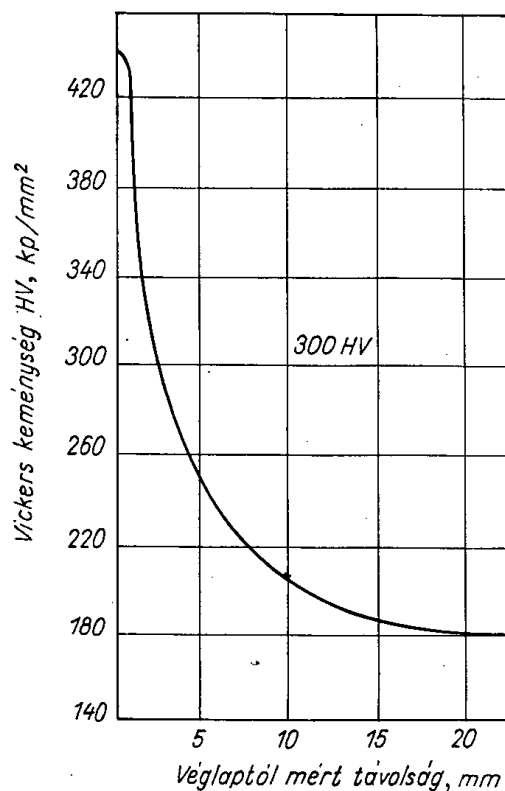
396. ábra. Ugyanabból az adagból származó különféle vastagságú lemezek hegesztett hőkörzetéből vett ütőmunkaértékek

A kitűzött cél szilárdsági vonatkozásában legalább $50\text{--}62 \text{ kp/mm}^2$ szakítószilárdságú, 34 kp/mm^2 folyáshatárú, d_5 mérőhosszon 21% nyúlású acél volt, a fajlagos ütőmunka-követelmény -20°C -nál legalább 3 mkg/cm^2 volt DVM próbatesten mérve.

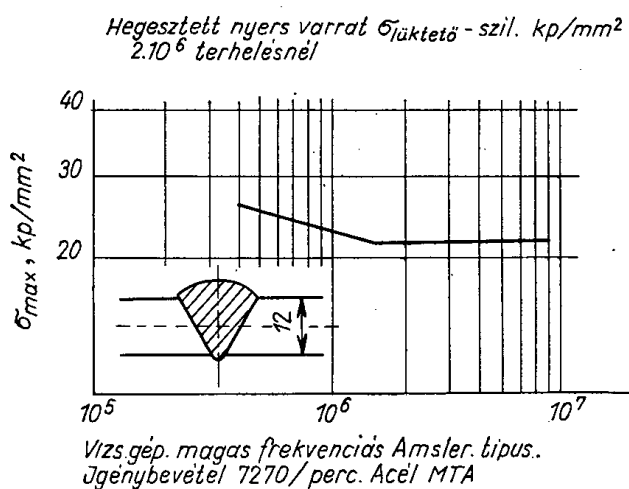
A fejlődés első lépcsőjében a kísérletek az MSZ 6280.-57-ben foglalt követelmények kielégíthetőségét igazolták, amennyiben az acél összetétele legfeljebb

C	Mn	Si	Cr	Al	Ti	P	S
0,2	1,3	0,55	0,2	0,1	0,1	0,05	0,045

Összetétel: $C = 0,18$, $Mn = 1,2$, $Si = 0,39$
 $Al = 0,11$, $Ti = 0,03$



397. ábra. MTA acél Jominy-görbéje



398. ábra. MTA acélok lúktető szilárdságát feltüntető Wöhler-görbe hegesztett kötésben, nyers varraton. A vizsgálógép nagyfrekvenciás Amsler-típus 7250 frekvenciával $2 \cdot 10^6$ váltakozásig

és az acéllemezek finomszemcsés szövetszerkezetet mutattak, továbbá 12 mm vastagságon felül a szokásos hengerlési technológiával készült lemezek normalizáltak voltak.

A vizsgálatok kiterjedtek továbbá az optimális hengerlési hőmérsékletekre, az átmunkálás mértékére, a különféle irányú hengerlésnek, az acél hőkezelésének a szilárdsági tulajdonságokra gyakorolt hatása vizsgálatára, a hengerelt és a hegesztett acélok különféle fárasztóvizsgálataira, valamint korrózióval szembeni viselkedésére is.

A kutatás jellegéből folyik, hogy kerestük azokat a legalkalmasabb, üzemszerűen tekintetbe jövő vizsgálati módokat is, amelyekkel az acél felhasználási célra való alkalmassága elbírálható.

A kifejlesztett acéltípus jellemzésére szolgáljanak a 393—398. ábrán közölt adatok, amelyek nagyüzemi adagokból és részben átlagolásból származnak.

A kutatás alapján kitűnt, hogy az acélok bázisos bevonatú ÉB1 elektródával kifogástalanul hegeszthetők, a hegesztési kötés maximális keménysége a HV 300 kg/mm²-et nem éri el, a hegesztési kötés fárasztó igénybevételek felvételére alkalmas.

A lüktető fárasztó szilárdság 0 és pozitív maximum között váltakozó terhelésnél a folyási határ 78%-a körüli értéknél mutatkozott.

A korrózióhajlam vizsgálatai más szerkezeti C-acélhoz képest nem mutattak kedvezőtlenebb tulajdonságot tengervízben.

A Vasipari Kutató Intézetnek kohászati műveinkkel való szoros együttműködése megteremtette az alapot az MTA 50 acél tovább fejlesztésére, amely a folyási határnak korábbi 34 kp/mm² értékét legújabbán 36 kp/mm²-ben írta elő. Ez az újabb követelmény az acél összetételének megváltoztatását is jelentette, éspedig legfeljebb

C	Mn	Si	Cr	Ti	Al	P	S
0,2	1,4	0,6	0,2	0,10	0,10	0,05	0,045

értékekre. Az acélok elbírálásánál az alacsony hőmérsékleti ütőmunka vizsgálat jelentőségét kellett erőteljesebben kihangsúlyozni a minősítő vizsgálatok folyamán.

A hegeszthetőség elbírálásánál a szénegyenérték alapján való osztályozás mellett a hegesztési hőkörzet keménység vizsgálata (kisebb mint HV 300 ráhegesztett hernyóvarrat hajlítási próbája, ahol a hajlítási szög törés nélkül legalább 1500 : s (s = lemezvastagság, mm), hőkörzetben bemetszett próbatest ütőmunkavizsgálata (+ 20 C°-on legalább 4 mkg/cm²) mutatkozott alkalmas vizsgálatoknak. Kiegészítő vizsgálatként hegesztett varrat hajlítópróbája, az acélok ridegtörési hajlamára, bemetszés érzékenysége és az átmeneti hőmérséklet megállapítására alkalmas vizsgálati módszereket jelölhetjük meg.

Ezekkel a kísérletekkel a Kutató Intézet tevékenysége a legalább 36 kp/mm² folyáshatárú mangán—titán—alumínium—acél fejlesztése terén a végére érkezett, és további tevékenysége a nagy folyáshatárnak más ötvözőkkel való fejlesztése irányában folytatódik.

ANYAGVIZSGÁLATI OSZTÁLY

Az Intézet fennállása óta főleg szolgáltatás jellegű munkát végzett, ez a jellege azonban az elmúlt évek folyamán kibővült önálló kutatási feladatokkal, valamint különböző ipari vállalatok és intézmények részére adott szakértői tevékenységgel. Így az osztály munkája három oldalú, kiszolgálja a társszotyok anyagvizsgálati igényeit és kutatásait vizsgálatokkal támogatja. Anyagvizsgálati kutatási problémái különféle távlati és elméleti kérdésekre terjednek ki, s ez a munkaterület igen erősen bővült, részint mert az iparágak az ilyen irányú kutatást igényelték, másrészt az Országos Távlati Fejlesztési Tervből is megfelelő feladatok hárulnak reá. Nem kis elfoglaltságot jelent az osztály konzultációs, valamint szakértői tevékenysége, különböző iparvállalatok, intézmények és hatóságok megkeresései következtében, s ez az igény el nem hárítható jellegénél fogva az osztálynak nagyobb mérvű fejlesztését tenné szükségessé.

Az Intézet megalakulásakor kapott felszerelés szerényen bár, de bővült, különösen azokkal a kutató felszerelésekkel, amelyeknek hiánya országos jellegű volt, mint pl. a hosszú vizsgálati időt igénylő kúszási vizsgálat.

Az osztály 1959-ig végzett néhány kutatási munkáját az alábbiakban lehet felsorolni:

Vasércék pörkölésének üzemi ellenőrzésére gyors módszer kidolgozása, amelyet az osztály a Rudabányai Ércpörkölőnek adott át. Különleges gyártmányoknál gyártási feltételek és anyagtulajdonságok vizsgálata a Lenin Kohászati Művek számára. Nagy jelentőségű volt acélgyártmányoknak roncsolás nélküli minőségi ellenőrzésére szövetszervezet alapján új módszer és berendezés kidolgozása, amely exportra is szállított műszercsoport kialakítását eredményezte és anyagvizsgálatoknál nagymérvű megtakarítást eredményez. Vákuumtechnikai célokra szolgáló ötvözetek curie-pontjának gyors üzemi meghatározására módszert dolgozott ki és az ehhez szolgáló berendezést is kialakította. Edzett acélokban maradék austenit megállapítására ugyancsak módszert dolgozott ki, amelyet golyóscsapágyak és rugók gyártásánál hasznosították. Nagy hőmérsékleten terhelt szerkezeti acélok (gőzkazánok, gőzturbinák anyaga), növelt hőmérsékleten végzendő tartós vizsgálatának kibővítése, valamint az arra szolgáló vizsgáló berendezéseknek beállítása ugyancsak az

osztály eredményei közé tartozik. Az ezzel kapcsolatos országos munkát az osztály koordinálja. Ezenkívül még számos olyan téma van, amely az országos távlati kutatási tervnek részét képezi.

Az osztály jelenlegi munkáját tetemes számú laboratóriumban és vizsgálati helyiségben végzi. Bár felszerelése anyagvizsgálati, fémfizikai és egyéb tekintetben elmarad a korszerű kutatóintézetek felszerelésétől, berendezése az utóbbi években nagymértékben szaporodott. Ezek közé kell sorolni elsősorban az acélok tartósfolyás és ernyedési tulajdonságait vizsgáló berendezést. Az utóbbi években kapott elektronmikroszkóppal szerény mértékben kiegészíthette a vizsgálatok terjedelmét, ezenfelül még több kisebb berendezéssel bővült. Nagy hiányát érzi a fémek vizsgálatánál röntgen difrakciós vizsgáló berendezésnek és a kúszásvizsgáló berendezés további bővítésének. Ettől eltekintve azonban az utóbbi évek kutatási eredményei alapján is lerögzíthető, hogy számos népgazdaságilag fontos kutatási témát oldott meg.

Sz. M.

AZ ANYAGMINŐSÉG ELLENŐRZÉSE RONCSOLÁS NÉLKÜL A FÉMEK SZÖVETSZERKEZETE ALAPJÁN

MESTER ISTVÁN

DK 620.179.14: 622.792

Használati tárgyainknak vagy általában a gyártmányoknak a minőségét, azok kiinduló anyagától kezdve a gyártás folyamata alatt és után esetleg többször is ellenőrizni kell. Meg kell állapítani, hogy a kiinduló nyersanyag, az öntött fém, az abból hengerelt, sajtol, hőkezelt fémrúd vagy a kész alkatrész a további felhasználásra alkalmas-e. A minőséget az előforduló hibalehetőségek figyelembevételével elsősorban a fémgyártmányok felhasználásánál szükséges tulajdonságokra ellenőrzik. Ha pedig ez nem lehetséges — és ez a leggyakoribb eset —, akkor meg kell elégedni olyan tulajdonságok vizsgálatával, amelyek — bár a felhasználás szempontjából lényeges tulajdonságoktól messze esnek — mégis jellemzők azokra. A minőségi ellenőrzés végrehajtásának módját műszaki vagy pedig gazdasági, illetve kapacitási okok szabhatják meg. Az ipar ugyanis a gazdasági szempontokat tartozik elsősorban kielégíteni, s ezekkel összeegyeztetni mind a gyártásra, mind a felhasználásra vonatkozó egyéb szakszempontot.

Az említett, sokszor egymással éppen ellentétesnek látszó szempontok összeegyeztetése alapján fejlődtek ki az idők folyamán a különböző fémvizsgálati módok és fémvizsgálati eszközök, akár mechanikai, akár kémiai vagy fizikai jellegű tulajdonságok megállapítására vonatkoztak. Közülük főleg azok a keresettek, amelyek jó tájékoztatást adnak a fémtárgyak kívánt tulajdonságairól, de emellett olcsók és gyorsak.

Régóta ismeretes, hogy a fémek mikroszerkezete nagyon szoros összefüggésben áll a legtöbb olyan fémtulajdonsággal, amely a fémtárgyak felhasználása vagy tovább gyártása szempontjából fontos. Így a fémek szövetszerkezetéből nagyon gyakran következtetni lehet a fémek tulajdonságaira. Ilyen tulajdonságok: a fémanyag vegyi összetétele, megmunkálhatósága, homogenitása, illetve inhomogenitásának mértéke, vagy a különféle mechanikai, fizikai stb. sajátságok.

Éppen ennek a felismerésnek a következménye, hogy az utóbbi évtizedekben mind gyakrabban készülnek a fémekre vonatkozó olyan szabványok vagy gyári előírások, amelyek a fémeknek a mikroszerkezet adta jellemzésére támaszkodnak. Ilyenek pl. a fémek nem fémes zárványaira, vagy a szemcsefinomságára, az acélok karbideloszlására, az öntöttvas grafitjának alakjára s

azok finomságára, vagy a foszfidháló finomságára stb. vonatkozó előírások, amelyeket mind több államban kezdenek már bevezetni. De a már szabványosított mikroszerkezetre vonatkozó tulajdonságon kívül is sok olyan további részletet árul el a fémről az ésszerűen végrehajtott mikroszkópi vizsgálat, amely a fémtárgy vagy féltermék előállítás, szállítása, tárolása alkalmával előforduló nagyon sok tulajdonság vagy éppen hiba felől részletesen tájékoztat.

Példaképpen bemutatjuk ezt néhány acéltárgy szövetképén.

A gyakorlatban rendszerint egyet-mást tudunk már a vizsgálandó tárgyról. Így ismerjük a méreteit vagy megállapíthatjuk — ha szükséges — vegyi összetételét s azt az állapotot, amelyben a fémtárgynak lennie kellene (a technológiai eljárás utasításait figyelembe véve). De előre megállapíthatjuk a helyesen gyártott, egyébként külseje alapján hasonló darabok szövetszerkezetét is, amivel a vizsgált darab szövetét összehasonlítjuk. Az összehasonlításból pedig igen sok olyan hiba előfordulása megállapítható, amelyeknek észlelésére a szövetszerkezet vizsgálata nélkül nagyon sokszor egyáltalán nem is volna mód.

Így az 399—402. ábrákon bemutatott mikroszerkezetű acélok Brinell-keménysége kb. egyformán 170—180 kg/mm² érték körül van, tehát csupán a szokásos keménységvizsgálat alapján nem lehetne azokat egymástól megkülönböztetni. (Ezzel a néhány bemutatott mikroszövettel természetesen még koránt sincsen kimerítve a hasonló keménységű acélok területe sem, hiszen egy kivételével a bemutatott szövetszerkezetek ötvözetlen acélokról valók.)

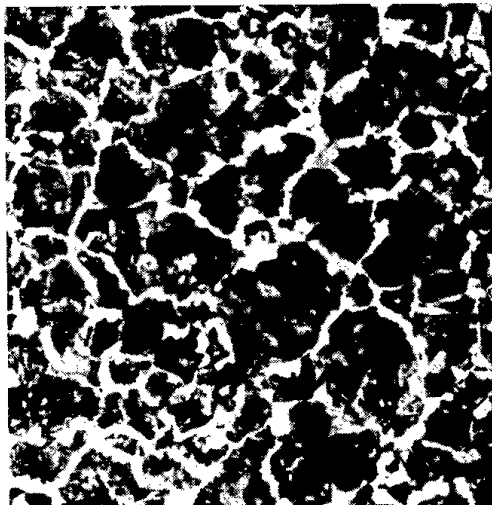
A 399. ábra egy kb. 0,4% C-tartalmú, hőkezeletlen acélöntvény szövetképe. A durva ferrithálóból és a szemcséken belül elhelyezkedő vékony tűalakú ferritből ez nyilvánvaló. A 400. ábra egy hasonló széntartalmú, kovácsolt és normalizált kisebb méretű darab szövetszerkezete. A 401. ábra viszont kb. azonos széntartalmú, de nagyobb méretű kovácsolt és normalizált, így nagy méretei miatt is lassabban hűlt darab szövetszerkezetét mutatja. A 402. ábra egy kb. ugyanannyi C-tartalmú, 15 mm vastag acéllemezről készült. Az egy irányban erősen változó szemcseméreték és emellett erősen tűs ferrit elárulja, hogy az acélt gyorsan, különböző hőmérsékletre hevítették, s onnan aránylag gyorsan hűlt le. (Valóban a felvétel hegesztőhő hatására erősen túlhevített acélról készült a hegesztés szomszédságából.) A 403. ábra egy CrMn-ötvöztetésű, nemesítésre használatos acélfajtából kovácsolt fogaskerék szövetszerkezetének a képe kovácsolás után, aránylag lassan hűtött állapotban. A kovácsolás hatására elhajló erős ferritsorok és a finom szemcseméreték elárulják emellett egyrészt az ötvöztött acélt, másrészt a homogenizáló hőkezelés hiányát. (Az eddigi mikroszövetek 150-szeres nagyításúak.) A 404. ábra egy kb. 1% C-tartalmú, szemcsés perlitessé lágított acél szövetszerkezetének képe 500-szoros nagyításban. A 405. ábrán pedig egy kb. 0,3 C-tartalmú nemesített acél szövetszerkezete látható hasonló nagyításban.

Bár a mikroszerkezet vizsgálatának említett előnyei közismertek, mégis az utóbbi években olyan törekvésekről is olvashattunk, hogy még a fémek szövetszerkezetéről, szemcsenagyságáról, grafiteloszlásáról, annak finomságáról vagy alakjáról sem a közvetlenül és pontosan tájékoztató mikroszkópi vizsgálat útján próbálnak meggyőződni, hanem valamelyik divatos

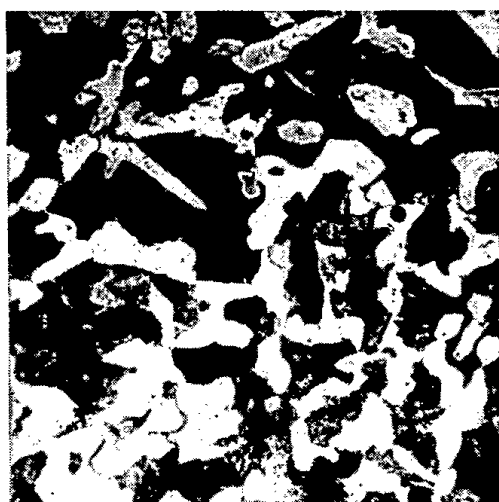
új vizsgálati módszer erőltetésével kísérlik meg a felsoroltakra vonatkozólag is valamilyen következtetést levonni. Ilyenek pl. az ultrahangos próbálkozások, amelyekkel a fémek ultrahangot átbocsátó, visszaverő vagy éppen csilla-



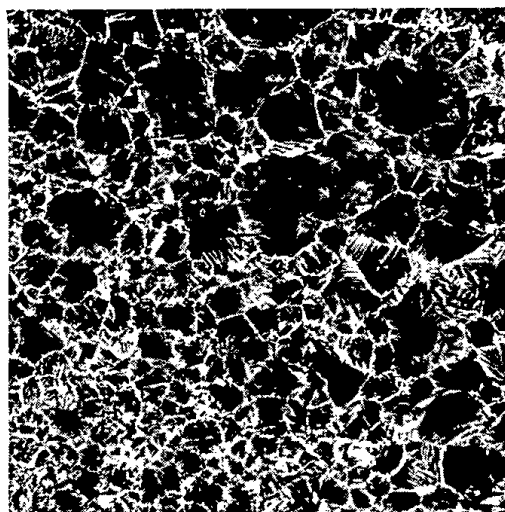
399. ábra. 0,4% széntartalmú, hőkezeletlen acélöntvény szövetképe. 150×



400. ábra. A 399. ábrához hasonló széntartalmú, kovácsolt és normalizált kisebb tárgy szövetképe. 150×



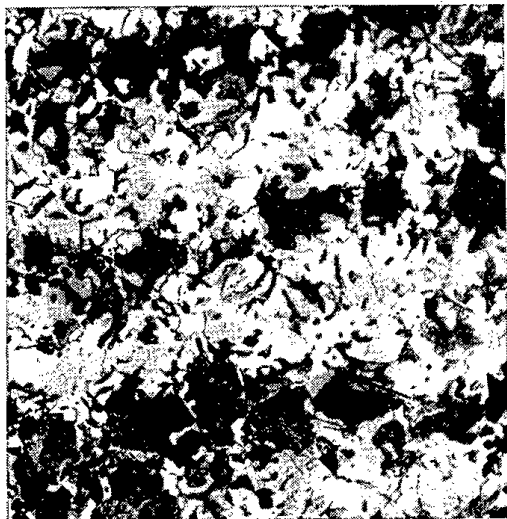
401. ábra. A 400. ábrával azonos széntartalmú, de nagyobb méretű kovácsolt és normalizált tárgy szövetképe. 150×



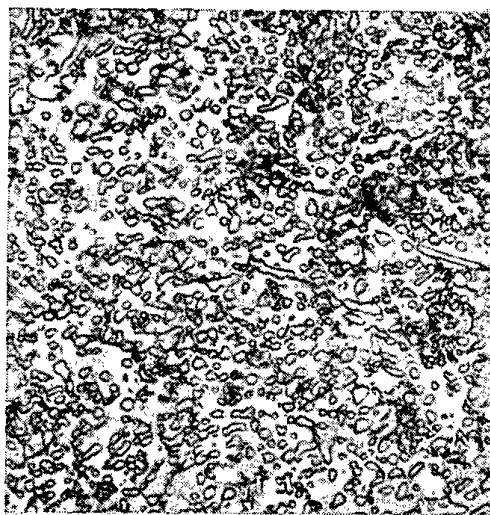
402. ábra. A 400. ábrával azonos széntartalmú, 15 mm vastag lemez szövetképe, hegesztés környékén. 150×

pító képességéből akarnak a fémek mikroszerkezetére következtetni, bár nyilvánvaló, hogy nemcsak a szemcsék nagysága, de a szemcsehatárok milyensége, a különféle kiválások (pl. karbid, vagy grafit) alakja, mennyisége, elhelyezkedési módja, a fémek porozitása stb. mind erősen zavarnak, mert

többé-kevésbé hasonló jelet adhatnak, így rendszerint hatásuk ultrahanggal egymástól nem választható szét. Ebben a tekintetben hasonló a helyzet sok elektroinduktív, vagy mágneses tulajdonságokon alapuló újabb vizsgálati módnál is.



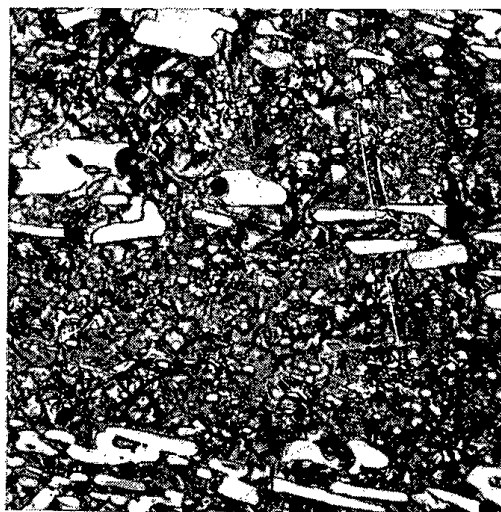
403. ábra. CrMn-ötvöztetésű, kovácsolt fogaskerék szövetképe lassú hűtés után. 150×



404. ábra. Kb. 1% C-tartalmú szemcsés perlitessre lágyított tárgy szövetképe. 500×



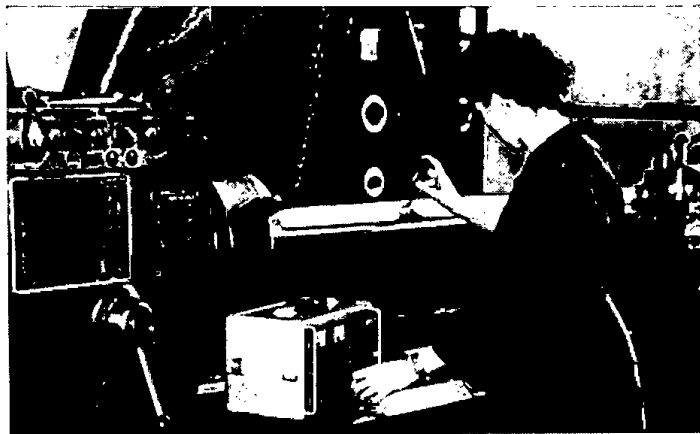
405. ábra. 0,3% C-tartalmú nemesített tárgy szövetképe. 500×



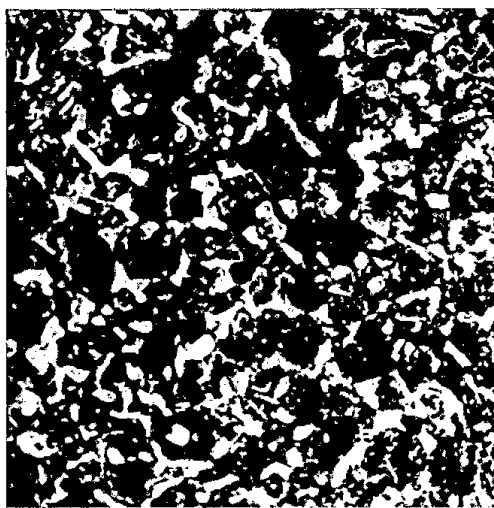
406. ábra. Edzett, ledeburitos tárgy pontvizsgálathoz előkészített szövetképe. 500×

A fémgyártmányok minőségének ellenőrzésére természetesen azok a legkeresettebb a fémvizsgálati módok, amelyek a gyártmányok használhatóságáról a kívánt mérvű tájékozódást a vizsgált darabok épségben hagyása mellett olcsón és gyorsan teszik lehetővé. Ez a magyarázata annak, hogy a roncsolás nélkül elvégezhető fémvizsgálati módok és eszközök olyan gyors

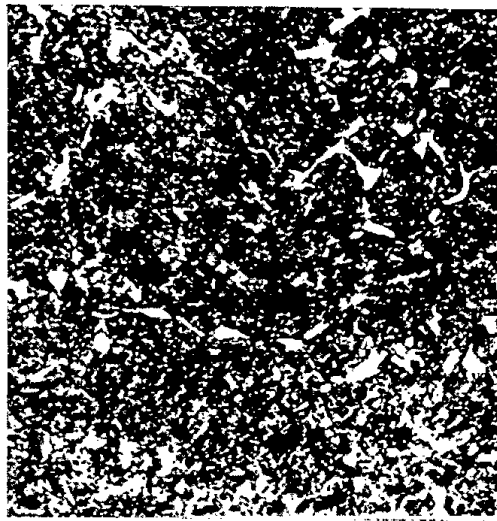
ütemben terjednek. Kézenfekvő volt tehát a gondolat, hogy a fémtárgyak szövetszerkezetének roncsolás nélkül való mikroszkópi vizsgálatát is kielégítően megoldjuk, mert az nagyon sok esetben biztosabb, pontosabb és bővebb felvilágosítást tudna nyújtani a fémek minőségéről, mint akár a leggyakrab-



407. ábra. Nagyméretű tárgyon több helyen végezhető mikroszkópi szövetvizsgálat



408. ábra. Cementált fogaskerék kérgében
sűrű, darabos cementit



409. ábra. Cementált fogaskerék kérgében da-
rabos, többé-kevésbé össze nem függő háló-
szerű cementit

ban használt keménységmérés, vagy pedig csak nagyon bonyolult módon és eszközökkel végrehajtható bizonytalan más vizsgálati mód. Ha ezt sikerül megvalósítani, akkor akár az eddigi vizsgálati módok helyett, akár pedig azok kiegészítéseként a fémek mikroszkópos vizsgálatával olyan jellemző, részletes tájékozást nyerhetünk a fémtárgyak számos minőségi tulajdonságáról és a gyártás alkalmával jól vagy rosszul végrehajtott gyártási eljárás részleteiről, amelyet egyéb vizsgálati módszerrel megközelítően sem érhetünk el.

A szóban forgó problémák megoldása pedig — véleményem szerint — annál fontosabb, mert a fémek szövetszerkezetének régóta szélteben használt vizsgálati módja egyébként sem felelt meg eléggé a gyakorlati követelményeknek.

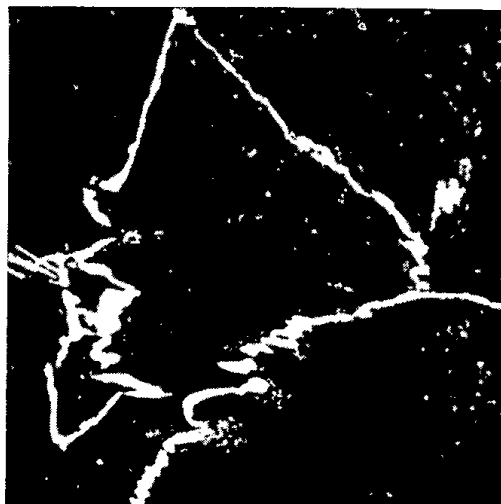
Eddig ugyanis a vizsgálandó fémtárgyakból csak hosszú, esetleg órákig tartó gépi darabolás és megmunkálás árán, tehát a hosszadalmasság mellett sokszor nagyon költséges eljárással készítették a szövetszerkezet vizsgálatához szükséges próbatesteket. Tehát vagy hasznos fémtárgyak elroncsolása útján volt a szövetszerkezet vizsgálata lehetséges, vagy pedig — szintén költséges módon — külön próbanyúlványt kellett a darabokra gyártani, és azt levágva drágán előkészíteni a vizsgálatra. De a régi csiszolatkészítés a vele szemben támasztott más kíváncsalom tekintetében — amilyen pl. a teljes karcmentesség volt — szintén elavultnak tekinthető. Annak az általános gazdasági elvnek ugyanis — véleményem szerint — itt is érvényesülni kell, hogy az igényekkel a fémek vizsgálatában mindig csak addig szabad menni, ameddig azt a gyakorlatban szükséges tájékozódás megkívánja, továbbá addig, ameddig semmilyen túlzott igény — a gyártást hátráltató minden következményt figyelembe véve — a gazdaságosságot nem kockáztatja fölöslegesen.

A fémtárgyaknak mikroszkópos vizsgálatához való régi szokásos előkészítési módjával szemben véleményem szerint többnyire kielégítő megoldást jelent a vizsgálandó fémtárgy felületének csak néhány mm átmérőjű folton való előkészítése. Ez is kellőképpen lehetővé teszi a mikroszerkezet vizsgálatát a legtöbb gyakorlati esetben a hagyományos költséges, hosszadalmas és egyéb szempontból is hátrányos, feleslegesen igényes megoldáshoz viszonyítva. A legtöbbször ugyanis csak néhány mikroszkópos látómezőt kell a vizsgálatára előkészíteni és azt megvizsgálni ahhoz, hogy a vizsgálandó fémtárgy sok tulajdonsága tekintetében a szükséges tájékozódáshoz hozzájussunk. A 406. ábra pl. egy edzett ledeburitos acélnek általam így előkészített mikroszövetszerkezetét mutatja (500-szoros nagyításban); jellemzőbb részleteket árul el az acélszerszámról, mint a régi módon nehezen előkészíthető mikroszövetkép.

Ennek az általam javasolt előkészítési módnak nagyméretű fémtárgyak vizsgálatakor még külön előnye az, hogy a fémtárgyak legkülönbözőbb helyen is megvizsgálhatók anélkül, hogy azokat roncsolnunk kellene (407. ábra). Így az ilyen tárgyak homogenitása is ellenőrizhető.

Vagy az ismertett vizsgálati eljárásnak egy más jellegű alkalmazási helye volt betétedzett alkatrészeknek több tízezer esetben elvégzett minőségi ellenőrzésénél, ahol az általam bemutatott módon és elkészített etalonsorozattal roncsolás nélkül nagyon gyorsan óránként 60—70 alkatrész minőségi ellenőrzése volt elvégezhető. Ugyanakkor ezáltal a nem megfelelőnek látszó darabok zömét is meg lehetett menteni újabb helyesen elvégzett hőkezelés alkalmazásával. A 408., 409 és 410. ábrák mutatják a rosszul hőkezelt betétedzett alkatrészekben talált hibás cementált kérget, amely sokszor cementit-hálót is tartalmazott kisebb vagy nagyobb mértékben. A helytelenül hőkezelt és minőségileg meg nem felelő alkatrészek kiválogatása az általam javasolt, fent leírt eljárás alkalmazása nélkül egyáltalán nem lett volna lehetséges, így pedig helyesen megismételt hőkezeléssel még a hibás darabok is megmenthetők és beépíthetők lettek.

A foltszerű felületen akár mechanikusan, akár elektrolitosan, vagy a két mód kombinálásával való előkészítés és az így végrehajtott fémvizsgálat óriási előnye tehát, hogy az rendszerint nagyon gyorsan, olcsón és a vizsgálandó darabok roncsolása nélkül elvégezhető. Sőt erre az általam elgondolt



410. ábra. Cementált fogaskerék kérgében erős cementitháló



411. ábra. Nagyobb tárgyon pontvizsgálatra előkészített két folt (2×-es nagyítás)

módon alkalmasan megépített berendezéssel a vizsgálat minden laboratórium nélkül végrehajtható akár az üzemben is, vagy pedig minden elektromos hálózattól távol, a vizsgálandó darabok mozgatása nélkül.

A mikroszkópi vizsgálatra való előkészítésnél — a szerzett tapasztalatok alapján — simított felületen az előkészítés legfeljebb csak pár század milliméter mélységig hatol be, a megmunkált felületnek ekkora megbontását pedig csaknem minden alkatrész könnyen elviselheti valamelyik felületén az anyag minden károsodása nélkül. A 411. ábrán látható egy nagyobb gépalkatrész megmunkált felületén két kb. 3 mm átmérőjű, vizsgálatra előkészített

felt, kétszeres nagyításban. Ezeknek a valóságban szinte csak elszíneződést jelentő hatásához képest — mint a fényképen látható — még a repedések végeinek az üzemben, a darabon vágóélel való megjelölési módja is komoly roncsolást jelentett. Ha bármilyen okból mégis zavarna az így képződött, inkább csak szépséghibát jelentő felt, akkor még a vizsgálandó darabok készre munkálása előtt is van mód a vizsgálat lebonyolítására az esetek túlnyomó többségében. Az előkészítési felt mélysége tehát mindig jóval alul marad a különféle alkatrészekbe ütött szám vagy betű mélységéhez képest.

Amennyiben pedig revével borított nagyobb kovácsolt vagy hengerelt felületű darabon kell ilyen előkészítést vagy vizsgálatot végezni, úgy kis folton a



412. ábra. Egy nagyobb kovácsolt tárgyon levő, pontvizsgálatra előkészített felt (kb. 3-szoros kicsinyítés)

reve és az esetleg alatta levő dekarbonizált réteg eltávolítása szintén nem haladja meg pl. a keménységméréshez szükséges előkészítés mértékét. A 412. ábrán az összehasonlítás kedvéért egy ujj mutatja egy nagyobb méretű kovácsolt darabon a vizsgálatra való előkészítés egyik ilyen helyét (világos kis felt).

Az elmondottak alapján nyilvánvalóan roncsolás nélkülinek kell nevezni ezt a vizsgálati eljárást.

A nagyobbbrészt felsorolt előnyök és lehetőségek felismerésével sikerült a szerzőnek ezzel az eljárással már kb. 10 évvel ezelőtt olyan fontos minőségellenőrzési és anyagszétválogatási problémákat megoldani, amelyekre mások egyáltalán nem találtak semmilyen módot sem, s az eredmény több tízmillió forintos megtakarítás volt. Az eljárást azóta több tízezer ízben sikerrel alkalmazták az arra általam betanítottak, ami az elgondolás helyességét gyakorlatilag is teljes mértékben bebizonyította.

Az azóta eltelt idő alatt a szerző *Fuchs Erik* kohómérnökkel összefogva a problémának évekig tartó tanulmányozása és az ilyen berendezések megtervezése, tovább fejlesztése és tökéletesítése útján olyan (szabadalmazott) hordozható roncsolás nélküli, félig automatikusan működő fémvizsgálati berendezést hozott létre, amely messzemenően kielégíti a gyakorlati igényeket.

Hasonló berendezéssel nagyon tág határ nyílik roncsolás nélkül a szövet-szerkezet vizsgálatára. Bár az ilyen irányú igény várhatóan erősen fel fog sza-

porodni, ez az eljárás mégis az esetek 70—80%-ában elegendő felvilágosítást nyújt a gyakorlat számára.

A vizsgálat költségeire vonatkozólag pedig jellemző, hogy még nagy, hengerelt vagy kovácsolt, revés felületű fémtárgyak vizsgálatára való előkészítés és maga a vizsgálat együttesen sem igényelt általában több időt 1—2 perc-nél, tehát annál az időnél, mint amennyi kb. egy keménységmérés elvégzésére szükséges.

Az említettekből következik, hogy az ismertetett vizsgálati módszerrel pl. a sorozatban gyártott olyan apróbb tárgyak minősége akár darabonként is ellenőrizhető, ahol eddig a szövetszerkezet alapján való vizsgálat szóba se jöhetett egyrészt a hagyományos vizsgálat lassúsága és költségessége miatt, másrészt pedig azért, mert az nem volt lebonyolítható a darabon eltűrhető roncsolás nélkül. Ilyen esetekben a minőségi ellenőrzés eddig csak a gyártási szériából szűrőpróbaszerűen kivett és elroncsolva vizsgált darabokra volt utalva annak ellenére, hogy közismert volt az ellenőrzés ilyen módjának sok hátránya és bizonytalansága.

Megfelelő készülékkel az ismertetett módon tehát olcsón, gyorsan és kellő biztonsággal dolgozhatunk, sőt szükség esetén fényképpel is rögzíthetjük a vizsgált darabra vonatkozó szövetszerkezet képét.

A már említett, általunk tervezett és megépített ilyen berendezés újabb tökéletesített típusa. Metalloscop Intactor néven került forgalomba.

Az ismertetett vizsgálati eljárással és berendezéssel kapcsolatban annyit kell még hangsúlyoznom, hogy így a vizsgálat szakképzetlen, betanított munkaerővel is olcsón lebonyolítható, sorozatban gyártott alkatrészekben is. A minőségi ellenőrzés ezzel nagymértékben megkönnyíthető és megjavítható és legfeljebb az egyes újabb szektorokban való betanításhoz, s a vizsgálati mód-nak ott való megszervezéséhez van szükség kellő metallográfiai és technikai szakismeretű mérnöki beavatkozásra. A továbbiakat már a kellőképpen és könnyen betanítható laboránsok is elláthatják. Mindezt a több éves gyakorlat már bőven beigazolta.

PÖRKÖLT ÉRCEK MÁGNESES VIZSGÁLATA

DR. SZOMBATFALVY ÁRPÁD

DK 620.179.14: 622.792

A vasércdúsító művekben rendszeresen használt eljárás a mágneses szeparálás, amely abból áll, hogy a pörkölt és aprított ércet mágneses erőtéren vezetik keresztül. Itt kiválasztják az érc vastartalmú, mágnesezhető részeit, amelyet azután kohósítással dolgoznak fel. A pörkölés akkor eredményes, ha az ércnek közel 100%-át sikerül mágnesezhetővé alakítani. A folyamat körülményei (hőmérséklet, pörkölési idő, atmoszféra) ezt számottevően befolyásolják, ezért a legkedvezőbb pörkölési viszonyok elérésére kell törekedni. Ennek előfeltétele az állandó ellenőrzés.

A pörkölés ellenőrzésére olyan vizsgálati eljárás szükséges, amelynek segítségével üzemi viszonyok között megállapítható a pörkölt érc mágnesezhetőségének mértéke. További kritérium volt a vizsgálat gyors, lehetőleg egyszerű berendezéssel, szakképzett személyzet nélkül való végzése.

A fenti feltételeknek megfelelő berendezést elkészítettük. Működésének alapja, hogy a ferromágneses részecskéket tartalmazó keverék fajlagos mágneses intenzitása arányos a ferromágneses fázis, azaz a mágneses szeparátoron leválasztható anyag mennyiségével. Ezért a pörkölt érc minőségének jellemzésére a mágneses intenzitás számértéke nagyon alkalmasnak látszik.

Kísérleteinkhez Siemens-gyártmányú FO—731 típusú ferrográfot használtunk, amelynek segítségével meghatározható bizonyos térerősségben a vizsgált anyag mágneses intenzitása.

A porrá őrölt ércmintákat egyik végén beforrasztott üvegcsőbe töltöttük és így helyeztük a ferrográf mérőtekercsébe. A mérés eredményét a szemcsefinomság, az anyagoszlop tömörsége, méretei lényegesen befolyásolják, így ezeket szűk határok között kell tartani. Ezek a feltételek, könnyen betarthatók.

A kísérletekhez különböző viszonyok között pörkölt rudabányai szideritet használtunk. Meghatároztuk az egyes adagok általunk bevezetett — mágneses intenzitással arányos — mérőszámát, és ezt összehasonlítottuk a mágneses szeparátum mennyiségével. Az összehasonlítás eredményeként megállapítható volt, hogy a mágneses mérőszám és a mágneses szeparátoron leválasztható ércmennyiség között lineáris az összefüggés. A kidolgozott módszer alapján tehát lehetővé válik a pörkölés körülményeinek üzem közben való céltudatos szabályozása és a nem megfelelően előkészített érc ismételt pörkölése.

VAS-NIKKEL-ÖTVÖZETEK CURIE-PONTJÁNAK VIZSGÁLATA

DR. SZOMBÁTFALVY ÁRPÁD

DK 538.662.13: 669.15: 669.24

A vákuumtechnikai gyártmányok üvegbúráiba kb. 42% Ni-tartalmú vasötvözetből való elektródákat forrasztanak be áramvezetőül. Az ilyen ötvözet hőtágulását az üveg tágulása szabja meg, így szigorú követelményeknek kell megfelelnie. A vasnikkel ötvözet hőtágulása és mágneses tulajdonságai között határozott összefüggés van; ezzel kapcsolatban merült fel az igény, hogy berendezést és mérési eljárást dolgozzunk ki, amellyel az ötvözetek Curie-pontja viszonylag gyorsan, üzemi viszonyok között meghatározható. További feladat volt az ötvözők Curie-pontra való hatásának vizsgálata.

A mérési eljárás ismertetése

Fémek és ötvözetek Curie-pontján azt a hőmérsékletet értjük, amelyen ferromágneses tulajdonságaik megszűnnek, és paramágnessé alakulnak. A ferromágneses Curie-pontot gyakorlatilag úgy lehet meghatározni, hogy a mágneses tulajdonságok valamelyikét vizsgáljuk a hőmérséklet függvényében. Curie-pontnak az a hőmérséklet tekintendő, amelyen ennek a tulajdonságnak számértéke minimumra csökken.

A vizsgálatra akármelyik ferromágneses tulajdonság felhasználható, mint pl. permeabilitás, mágneses intenzitás, mágneses nyomaték stb. Ezek közül a permeabilitás-változáson alapuló eljárást választottuk, mert az ehhez szükséges berendezés aránylag egyszerű és stabilisan összeépíthető, ennél fogva üzemi mérések céljaira igen alkalmas. További előnye, hogy ehhez a méréshez egyszerű hengeres próbatest is megfelel. A készülék elvi kapcsolását a 413. ábra szemlélteti.

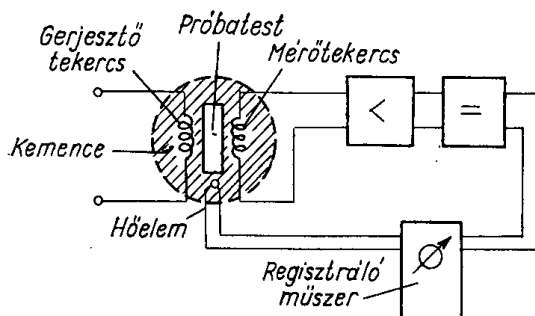
A próbatestet egy tekercs belsejébe, váltakozó áramú mágneses térbe helyezzük és egy második tekercsel vesszük körül. A tekercsben indukált feszültség arányos a próbatest q keresztmetszetével, a H térerősséggel, a μ mágneses permeabilitással, a tekercs n menetszámával, az f frekvenciával, továbbá a formafaktort magában foglaló c állandóval:

$$e = cqH\mu n f \text{ volt.}$$

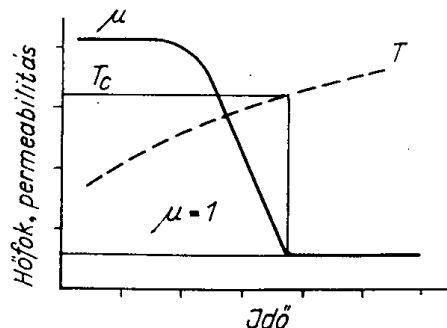
A permeabilitás kivételével ezek a tényezők egy mérés folyamán mindig állandó értéken tarthatók, így a az indukált feszültség a próbatest permeabilitásának egyértelmű függvénye. Ezt a feszültséget erősítve és egyenirány-

nyítva, pontíró műszerbe vezetjük, ami a permeabilitás-változást az idő függvényében (414. ábra) regisztrálja.

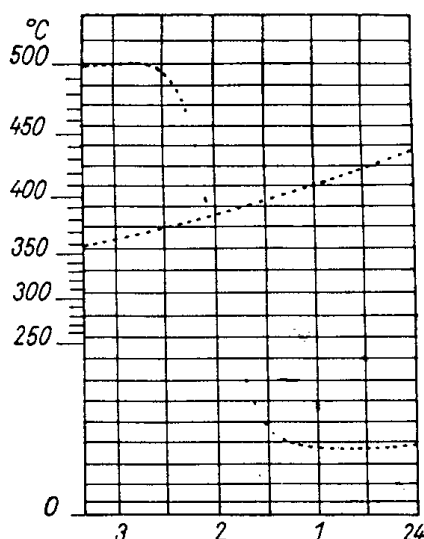
A próbatest hőmérsékletének regisztrálására ugyanezt a műszert használjuk: kétszíníró lévén, felváltva rajzolja a hőmérsékletet és a permeabilitást



413. ábra. Curie-pont-meghatározó berendezés elvi kapcsolási vázlata



414. ábra. A permeabilitás és a hőmérséklet változása az idő függvényében



415. ábra. 43,7% Ni-, 0,49% Mn- és 0,02% Si-tartalmú ötvözet mágneses átalakulása

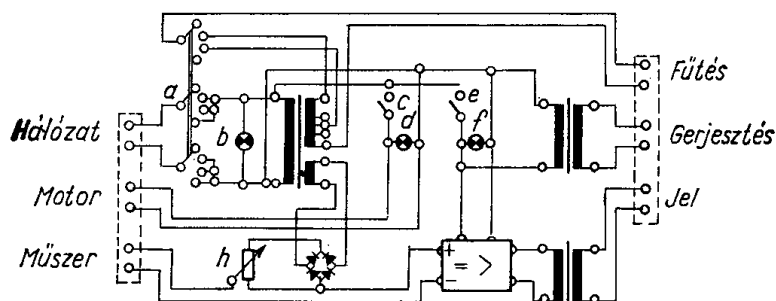
jelentő pontokat. Így a diagramról a permeabilitás és a hőmérséklet közötti összefüggés meghatározható, és leolvasható az a hőmérséklet, amelyen a permeabilitás 1-re csökken.

A berendezés fő részei: a kemence, a kapcsolószekrény és a regisztráló műszer.

A kemencét a kapcsolószekrényben elhelyezett transzformátorról tápláljuk. Ez lehetővé teszi a megfelelő felmelegedési és lehülési sebesség beállítását. A kemencébe olvadt só tartalmazó tégely van beépítve. A próbatestet ebben melegítjük, ami azért előnyös, mert így jobban biztosítható a folyamatos és egyenletes melegítés. A sófürdő hőmérsékletét bemelegített hőelemmel mérjük, amely egyúttal a regisztráló műszert is vezérli.

A kemencében nyertek elhelyezést a korrózióálló és jó vezető ötvözetből készült gerjesztő- és mérőtekercsek is.

A hőmérsékletváltozást és a permeabilitással arányos feszültséget két-színíró műszerrel regisztráljuk. A diagrampapír haladási sebességét úgy szabályoztuk, hogy az 18 cm/óra legyen, a pontok egymás közötti távolsága 2 mm. Így eléggé nyújtott, jól kiértékelhető görbéket kaptunk (415. ábra).

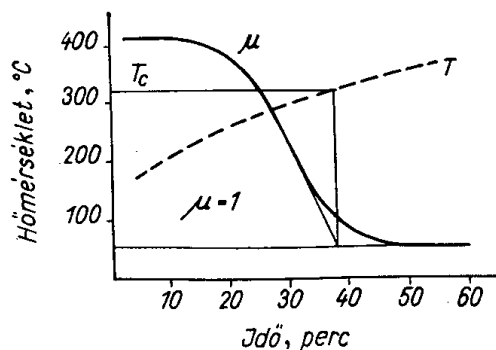


416. ábra. A kapcsolószekrény kapcsolási vázlata

A kapcsolószekrényben vannak elhelyezve a berendezést tápláló transzformátorok, a kapcsolók és egyenirányítók, továbbá egy elektronikus erősítő, amely a permeabilitással arányos feszültséget erősíti, és vezérli a regisztráló műszert. Kapcsolási vázlatát a 416. ábra tünteti fel.

A diagram kiértékelése

A 414. ábrán a permeabilitást ábrázoló görbe idealizált alakú. A valóságban a ferromágneses tulajdonságok megszűnése nem meghatározott hőmérsékleten, hanem néhány fokban hőmérséklet-intervallumban megy végbe, és a görbe



417. ábra. A Curie-pont meghatározása a felvett diagramok alapján

érintőlegesen közelíti meg a $\mu = 1$ értéket jelentő egyenest. Ez jól megfigyelhető a 417. ábrán. A jelenség megnehezíti a diagram kiértékelését és a Curie-pont meghatározását. A görbe alakja, a könyökben az ív görbülete a kísérlet körülményeitől függ, mint pl. a mágneses térerősség és melegedési sebesség.

A görbületi sugár bizonyos mértékig csökkenthető, de éles töréspont a görbe menetében a valóságban nem valósítható meg.

A gyakorlatban úgy célszerű eljárni, hogy a permeabilitás-görbe inflexió pontján át érintőt rajzolunk és a $\mu = 1$ egyenessel való metszéspontjának megfelelő hőmérsékletet határozzuk meg, mint ez a 417. ábrából kitűnik. Ezt tekintjük az illető fém curie-pontjának.

Az ily módon meghatározott hőmérséklet kb. azonos a fizikailag értelmezett valóságos ferromágneses curie-ponttal. Minthogy extrapolálással határoztuk meg, értékében van némi bizonytalanság. Az ebből, a hőmérsékletmérő berendezés pontatlanságából, valamint az egyéb hibákból adódó pontatlanság nem haladja meg a $\pm 5\%$ -ot, de általában $\pm 3\%$ -nál kisebb. A műszaki gyakorlatban sok esetben jól használhatók bizonyos egyezményes értékek is, pl. az a hőmérséklet, amelyen a mágnesezhetőség eredeti értékének 50% -ára csökken. A permeabilitás-görbének ez a szakasza egyenes, ezért az ennek megfelelő hőmérséklet pontosabban határozható meg.

A kísérleti anyag

Vizsgálatainkhoz összesen 33 adagot használtunk fel. Ezek közül 9 nagyipari eljárással készült, további 24 adagot 2 kg-os indukciós kemencéből öntöttünk. Ezek vegyi összetételét céltudatosan úgy igyekeztünk összeállítani, hogy az egyes elemek hatása tanulmányozható legyen. A tuskókat 10 mm átmérőre kovácsoltuk és lágyítás után ebből esztergáltuk ki a 60 mm \times 4 mm-es \varnothing -jú próbatesteket.

Kezdetben felmerült az a gondolat, hogy a nagyiparilag gyártott ötvözetek és a laboratóriumban, tisztább alapanyagokból előállított adagok között lényeges különbségek lehetnek, amelyeket a különböző metallurgiai folyamatok és vegyileg nem elemzett nyomóelemek okozhatnak. A későbbiek folyamán azonban úgy találtuk, hogy a két sorozat között észrevehető különbség nincs.

Tekintet nélkül a gyártás módjára, az adagok vegyi összetétele a következő határok között volt:

C	0,03 — 0,18%	P	0,001 — 0,014%
Si	0,01 — 0,67%	Cu	0,00 — 0,35%
Mn	0,14 — 1,30%	Ni	39,9 — 46,00%
S	0,006 — 0,022%		

Mérési eredmények

A leírt eljárással az adagok Curie-pontját meghatároztuk és a Ni-tartalom függvényében ábrázoltuk. Az így kapott ponthalmaznak azonban olyan nagy volt a szórása, hogy nem tudtuk kiértékelni, és e két érték között határozott összefüggést nem sikerült megállapítani. Beható vizsgálat után kitűnt, hogy a nagyobb Mn- és Si-tartalmú ötvözetek Curie-pontja aránylag kisebb, ezek az elemek tehát csökkentik a mágneses átalakulás hőmérsékletét. Ezért az egyes adagokat összetételük szerint kiválasztottuk és a $T_c = f(Ni)$ függvényt így próbáltuk ábrázolni.

A 154. táblázat a nagyobb Mn-tartalmú adagokat és Curie-pontjukat (T_c) tünteti fel növekvő Ni-tartalmuk sorrendjében. Ennek alapján szerkesz-

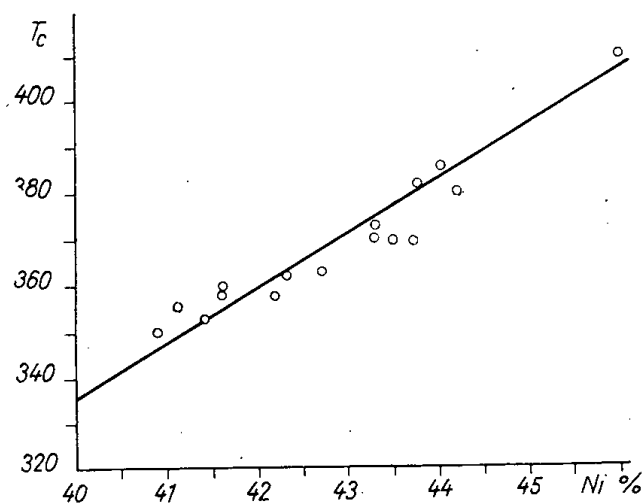
154. TÁBLÁZAT

A nagyobb Mn-tartalmú adagok elemzése és Curie-pontja

Az adag jele	C	Si	Mn	S	P	Cu	Ni	T_c
	%							C°
C ₁	0,05	0,06	0,82	0,007	0,010	—	40,9	350
CU ₄	0,05	0,01	0,82	0,007	0,004	0,10	41,1	355
C ₃	0,06	0,01	0,68	0,009	0,015	—	41,4	352
C ₂	0,05	0,02	0,78	0,009	0,003	—	41,6	360
C ₄	0,06	0,12	0,61	0,009	0,010	—	41,6	358
CU ₃	0,05	0,03	0,88	0,006	0,014	0,19	42,2	358
CU ₂	0,04	0,10	0,92	0,007	0,007	0,04	42,3	362
B	0,03	0,04	0,88	0,008	0,010	0,04	42,7	363
H	0,05	0,15	0,72	0,014	0,018	0,23	43,3	373
A	0,05	0,15	1,26	0,013	0,014	0,35	43,3	370
F	0,05	0,12	1,10	0,018	0,011	0,33	43,5	370
J	0,06	0,14	1,20	0,014	0,014	0,34	43,7	370
G	0,04	0,06	0,82	0,008	0,010	0,11	43,8	382
D	0,05	0,10	0,90	0,022	0,011	0,32	44,0	385
E	0,06	0,07	1,30	0,021	0,013	0,35	44,2	380
C	0,06	0,15	1,24	0,017	0,010	0,31	46,0	410
Alsó határ	0,03	0,01	0,61	0,007	0,003	—	40,9	—
Felső határ	0,06	0,15	1,30	0,022	0,018	0,35	46,0	—

tettük meg a 418. ábrát, amely az ötvözet sor Curie-pontját tünteti fel a Ni-tartalom függvényében. Ha figyelembe vesszük, hogy a szennyezők aránylag széles határok között változnak, a szórási sáv szűknek mondható.

A 155. táblázatban és a 419. ábrán a kisebb Mn-tartalmú adagokat tüntettük fel. Ezek Curie-pontja jóval nagyobb, mint az a 154. táblázatban fel-

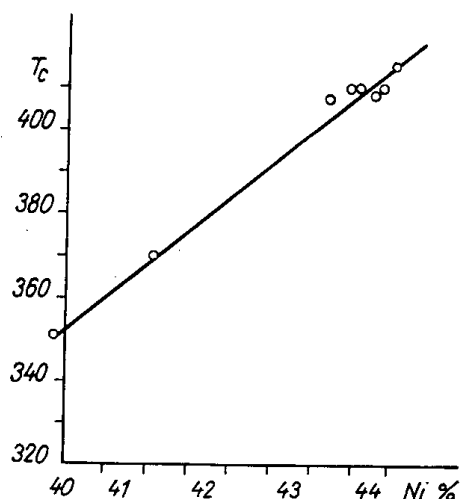


418. ábra. Nagyobb Mn-tartalmú adagok Curie-pontja a Ni függvényében. Mn = 0,61—1,3%,
Si = 0,01—0,15%

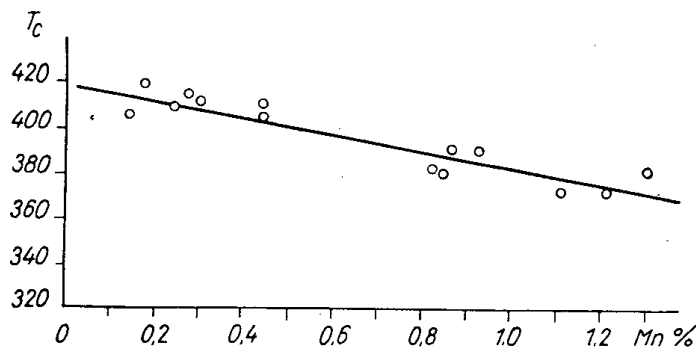
155. TÁBLÁZAT

A kisebb Mn-tartalmú adagok elemzése és Curie-pontja

Az adag jele	C	Si	Mn	S	P	Cu	Ni	T_c
	%							C°
N_1	0,06	0,07	0,33	0,012	0,005	—	39,9	351
N_2	0,04	0,02	0,32	0,013	0,010	—	41,1	370
D_2	0,06	0,01	0,14	0,012	0,013	0,05	43,4	405
M_2	0,04	0,02	0,44	0,009	0,005	—	43,5	410
D_1	0,04	0,05	0,24	0,012	0,002	0,05	43,6	410
I	0,03	0,01	0,44	0,014	0,006	0,06	43,8	408
II	0,03	0,01	0,30	0,012	0,010	0,35	43,9	410
B_1	0,04	0,02	0,27	0,010	0,006	0,05	44,0	415
Alsó határ	0,03	0,01	0,14	0,009	0,002	—	39,9	
Felső határ	0,06	0,07	0,44	0,014	0,013	0,35	44,0	



419. ábra. Kiseb Mn-tartalmú adagok Curie-pontja a Ni függvényében. Mn = 0,14—0,44%,
Si = 0,01—0,07%



420. ábra. A Curie-pont változása a Mn függvényében. Ni = 43,3—44,2%, Si = 0,01—0,14%

156. TÁBLÁZAT

Közel azonos Ni- és Si-tartalmú, de változó Mn-tartalmú adagok
elemzése és Curie-pontja

Az adag ele	C	Si	Mn	S	P	Cu	Ni	T_c
	%							C°
D ₂	0,06	0,01	0,14	0,012	0,013	0,05	43,4	405
M ₁	0,05	0,01	0,18	0,010	0,002	—	43,3	420
D ₁	0,04	0,05	0,24	0,012	0,002	0,05	43,6	420
B ₁	0,04	0,02	0,27	0,010	0,006	0,05	43,5	415
II	0,03	0,01	0,30	0,012	0,010	0,35	43,9	410
M ₂	0,04	0,02	0,44	0,009	0,005	—	43,5	410
I	0,03	0,01	0,44	0,014	0,006	0,06	43,8	408
G	0,04	0,06	0,82	0,008	0,010	0,11	43,8	382
S ₂	0,04	0,09	0,84	0,006	0,005	—	43,3	380
D	0,05	0,10	0,90	0,022	0,011	0,32	44,0	385
S ₁	0,04	0,02	0,94	0,008	0,009	—	43,7	390
F	0,05	0,12	0,10	0,018	0,011	0,33	43,5	370
J	0,06	0,14	1,20	0,014	0,014	0,35	43,7	370
E	0,06	0,07	1,30	0,021	0,013	0,35	44,2	380
Alsó határ	0,03	0,01	0,14	0,006	0,002	—	43,3	—
Felső határ	0,06	0,14	1,30	0,022	0,014	0,35	44,2	—

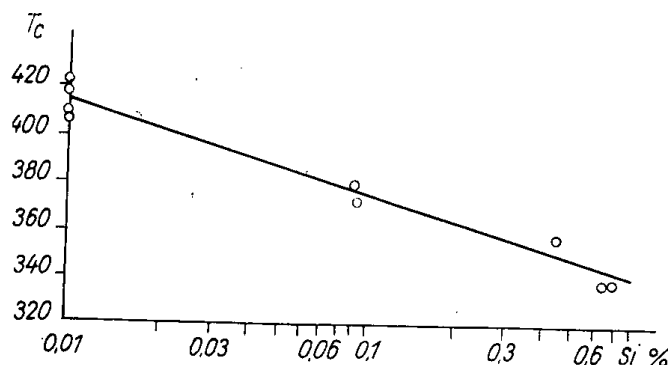
157. TÁBLÁZAT

Közel állandó Ni- és Mn-tartalmú, de változó Si-tartalmú adagok
elemzése és Curie-pontja

Az adag jele	C	Si	Mn	S	P	Cu	Ni	T_c
	%							C°
D ₄	0,09	0,01	0,22	0,011	0,003	0,04	43,2	422
D ₃	0,18	0,01	0,14	0,014	0,010	0,05	43,1	420
II	0,03	0,01	0,30	0,012	0,010	0,35	43,9	410
I	0,03	0,01	0,44	0,014	0,006	0,06	43,8	408
B ₁	0,04	0,02	0,27	0,010	0,006	0,05	43,5	415
S ₁	0,04	0,02	0,94	0,008	0,009	—	43,7	390
S ₂	0,04	0,09	0,84	0,006	0,005	—	43,3	380
S ₃	0,05	0,10	0,80	0,010	0,009	—	43,5	375
A ₃	0,03	0,45	0,37	0,014	0,001	0,08	43,0	360
A ₂	0,03	0,65	0,37	0,015	0,004	0,07	43,0	340
A ₄	0,05	0,67	0,44	0,014	0,007	0,08	43,0	340
Alsó határ	0,03	0,01	0,14	0,006	0,001	—	43,0	—
Felső határ	0,18	0,67	0,94	0,015	0,010	0,35	43,9	—

tüntetett ötvözet soré, amiből nyilvánvalóan következik, hogy a Mn csökkenti a Curie-pontot. A Mn hatásának számszerű megállapítására a 456. táblázatban felsorolt adagokat úgy válogattuk össze, hogy Ni- és Si-tartalmuk nagyjából azonos legyen, a Mn viszont tág határok között változzék. A sorrendet növekvő Mn-tartalom szerint szabtuk meg. A 420. ábrából világosan kitűnik a Mn hatása: a Curie-pont lineárisan változik a Mn-tartalommal mégpedig, 0,1–1,3% Mn-tartalmú ötvözetekben 0,1% Mn kb. 3,7° C-al csökkenti a Curie-pontot.

Hasonló módon vizsgáltuk a Si hatását is: a nagyjából állandó Ni- és Mn-tartalmú, de változó Si-tartalmú adagokat a 157. táblázatban és a 421.



421. ábra. A Curie-pont változása a Si függvényében. Ni = 43,1–43,9, Mn = 0,14–0,98%

ábrán tüntettük fel. A Si nagyon széles határok között, mintegy két nagyságrenden belül változik. Lineáris beosztású koordináta-rendszerben a pontok kezdetben túlságosan sűrűsödnek, ezért logaritmikus beosztású koordináta-rendszert használtunk. Szembetűnő, hogy a kis mennyiségű Si erőteljesen csökkenti a mágneses átalakulás hőmérsékletét, nagyobb mennyiségben pedig a hatása aránylag kisebb. A $T_c = f(\text{Si})$ függvény kb. logaritmikus a vizsgált határok között 0,01%-nál kevesebb Si-t tartalmazó ötvözetet nem tudtunk előállítani, ezért az ilyen összetételű ötvözetre vonatkozó mérési adatok hiányoznak vizsgálatainkból.

ÖSSZEFOGLALÁS

Vas–nikkel ötvözetek curie-pontjának vizsgálatára berendezést készítettünk. A hengeres próbatestet sófürdőben melegítjük; a körülötte levő tekercsben mágneses permeabilitásával arányos feszültség indukálódik. Az indukált feszültséget és a hőmérsékletet egyetlen diagramon regisztráljuk, amiről megszerkeszthető a curie-pont. A Ni növeli, a Mn, a Si — a bemutatott diagramok szerint — csökkenti az ötvözet curie-pontját.

VÁKUUMTECHNIKAI ÁRAMVEZETŐ HUZALOK HŐOKOZTA MÉRETVÁLTOZÁSA

DR. FUCHS ERIK
a műszaki tudományok kandidátusa

DK 536.413: 669.018.52

1. Bevezetés

Izzólámpák, elektroncsövek és egyéb vákuumtechnikai gyártmányok üvegburáiba az áram átvezetésére fémszalakat forrasztanak. A buráknak így is légmentesen kell zárniuk a gyártás folyamán, üzem közben és szobahőmérsékleten egyaránt. A légmentes zárás csak akkor biztosítható, ha az üveg és a fém hőokozta méretváltozása a legkisebb tárolási hőmérséklet és a beforrasztásra használt üveg $420-450^{\circ}\text{C}$ -os lágyulási hőmérséklete között megközelítően azonos. Enélkül az üveg—fém kapcsolat helyén az üveg elreped vagy elválk a fémtől, a gáztöltés, a vákuum pedig tönkremegy [1, 2].

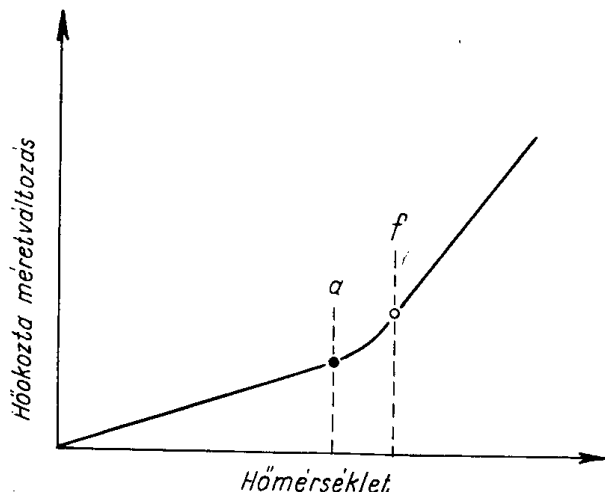
Az áramot bevezető fémszalakat többnyire vas-nikkel ötvözetből készítik. Jól bevált pl. az olyan huzal, amelynek magja kb. 42% nikkelt tartalmazó vasötvözet. Ennek az ún. *dumet* ötvözetnek a hőokozta méretváltozása jóval kisebb az üvegénél. Ezért és a nagyobb villamos vezetőképesség érdekében a dumetre a huzal teljes keresztmetszetére vonatkoztatott 20—30%-nyi rézköpenyt forrasztanak.

Az ilyen átvezető huzalnak hossz- és keresztirányban más a hőokozta méretváltozása, hiszen sem a réz, sem a dumet dilatációja nem érvényesülhet szabadon. Az évtizedes tapasztalat azt mutatja, hogy a keresztirányú (radiális) méretváltozásnak kell az üvegével jobban egyeznie. Huzalok radiális, hőokozta méretváltozását azonban a használatos dilatométerekkel nem lehet mérni.

A vas-nikkel ötvözetek alkalmazását megnehezíti, hogy mágneses átalakulásuk is van; a hőtágulási együtthatók ugyanis a Curie-pont körüli hőmérsékleten hirtelen és jelentősen megváltoznak (422. ábra). A jó üveg—fém kapcsolat biztosítására kívánatos, hogy a változások az üveg lágyuláspontjánál nagyobb hőmérsékleten menjenek végbe.

A vas-nikkel ötvözetek hőokozta méretváltozása a vegyi összetétellel, főleg a nikkeltartalommal nagyon változik. A vegyi összetétel konkrét hatását azonban nem lehetett kellően tisztázottnak tekinteni, ami az évek folyamán már sok selejtet okozott.

Vizsgálatainkkal ezért annak a megállapítására törekedtünk, hogy
1. a hőokozta méretváltozás Curie-pont körüli anomáliájának határhőmérsékletei,
továbbá 2. a hőtágulási együttható hogyan és milyen mértékben függ a nikkelt-



422. ábra. Dumet-ötvözet hőközta méretváltozása. A mágneses átalakulás a alsó és f felső határhőmérséklete között a hőtágulási együttható jelentősen megváltozik

tartalomtól, valamint az elkerülhetetlen többi kísérő és szennyező elem mennyiségétől [3]. 3. Az átvezető huzalok biztonságos gyártása érdekében olyan egyszerű módszert is ki kívántunk dolgozni, amellyel a *némileg különböző hőtágulású vas-nikkel huzalokhoz a rézköpeny legmegfelelőbb vastagságát kísérleti gyártás nélkül, adagonként meg lehet határozni* [4].

2. Vizsgálati anyag, vizsgálati mód

A vizsgálatok céljára tízféle, ipari gyártásból származó és 32-féle a Vasipari Kutató Intézetben készített vas-nikkel próbaanyag állt rendelkezésünkre. Az áramátvezető huzal gyártásából ezenkívül kiemeltünk egy olyan 3,8 mm átmérőjű félkészterméket, amelynek magja ipari vas-nikkel adagból, köpenye pedig az üzemi gyártásnak megfelelően színrézből készült. A réz és a vas-nikkel keresztmetszet aránya $k = 0,41$ volt.

Az egyes adagok hőközta (hosszirányú) méretváltozását Chevenard-rendszerű, optikai regisztrálású differenciál-dilatométerrel mértük; 2 fok/sec sebességgel hevítettünk és hűtöttünk. A vizsgálatokat szobahőmérséklet és kb. 550 C° között végeztük.

3. Mérési eredmények, megfontolások

A dilatométeres mérés során minden adagra megállapítottuk a Curie-pont körüli hőtágulási anomália határhőmérsékleteit, valamint a hőtágulási együttható 0–300° C közötti értékét. (Vö. [3]). Az eredmények részletes elemzésekor kitűnt, hogy egyes ötvözők és kísérőelemek hatását lényegében külön lehet választani, sőt átlagos hatásukat számszerűen is meg lehet adni (pl. Ni, Mn Si). A szórás azonban meglehetősen nagy, amit részben a vegyelemzés és a dilatométeres mérés pontatlanságának is lehet tulajdonítani. A vegyi összetétel és a hőközta méretváltozás között talált összefüggés tehát inkább csak a gyártási előírásnak, az összetétel megengedhető szórásának jobb megállapítására használható fel.

A vizsgálatok arra is fényt derítettek, hogy a dumet adagoknak a mágneses átalakulással kapcsolatos *rendellenes hőközta méretváltozása az üveg*

lágypontja alatt megy végbe. Ezért a szokásos módon, pl. 100—300 C° hőmérsékleti közre vonatkoztatott tágulási együttható önmagában nem lehet jellemző arra, hogy az üveg lágypontja és a szobahőmérséklet között mekkora a dumet teljes összehúzódása. Ehhez a Curie-hőmérsékletet, illetve az efölötti dilatációt is figyelembe kell venni. Végeredményben kitűnt, hogy még célszerűen választott összetételi előírásnak megfelelően gyártott dumet-ötvözet hőokoza méretváltozását sem tekinthetjük azonosnak vagy vegyelemzési eredményekből meghatározhatónak. *A megfelelő összetételűnek talált dumet-ötvözethez külön kell még valamely alkalmas módszerrel a legkedvezőbb, tehát az üvegének megfelelő réz/vas-nikkel keresztmetszeti arányt meghatározni.*

4. A rézköpennyel borított dumet eredő hőokoza méretváltozása

A mérési nehézségekre való tekintettel elvi meggondolás alapján kerestük a réz- és a vas-nikkel külön-külön jól mérhető hosszirányú méretváltozása, valamint az átvezető huzal eredő hossz- és keresztirányú méretváltozása közötti összefüggést. Az egzakt számítás túlságosan bonyolult lett volna. Ezért egyszerűsítő feltételekkel csak közelítő számítást végeztünk.

4.01 A rézköpenyes dumet hosszirányú, eredő ΔL_e fajlagos méretváltozására a

$$\Delta L_e = L_0 \frac{\Delta l_{FeNi} + k \cdot \Delta l_{Cu} \cdot \frac{E_{Cu}}{E_{FeNi}}}{1 + k \cdot \frac{E_{Cu}}{E_{FeNi}}} \quad (1)$$

összefüggést vezettük le. A Δl_{FeNi} és Δl_{Cu} a szabadon táguló dumet, illetve réz Δt hőmérsékletkülönbség hatására bekövetkező fajlagos, vonalas méretváltozása. A $k = \frac{q_{Cu}}{q_{FeNi}}$ hányados a réz- és a vasnikkel-keresztmetszet arányát,

E_{Cu} és E_{FeNi} a réz és a vas-nikkel rugalmassági modulusát jelöli.

A Δl fajlagos, vonalas méretváltozás a szokásos dilatométeres felvételekből többnyire közvetlenül leolvasható; a k a huzalon megmérhető. A rugalmassági modulusok hőmérséklettel változó értékeit *Mohr és Federhaff*-gyártmányú, kúszást vizsgáló berendezéssel, Martens-féle tükrös nyúlásmérő felhasználásával mértük. Az eredményeket a 423. ábra foglalja össze; ebben feltüntettük az $\frac{E_{Cu}}{E_{FeNi}}$ a számításhoz szükséges értékeit is.

4.02 A keresztirányú, hőokoza méretváltozás számításakor abból indulunk ki, hogy mind a réznek, mind a vas-nikkelnek szabályos rendszerű rácsa van, és így izotrop anyagként viselkedik. A belőlük készített test fajlagos, hőokoza méretváltozása tehát minden irányban azonos, amíg ebben külső hatás nem akadályozza.

Az áramátvezető huzalban a vas-nikkel és a réz össze van forrasztva, tehát gátolják egymás szabad alakváltozását. Feltételezzük azonban, hogy ez a térfogatváltozásra nem hat, a kényszerkapcsolatban csak az alak változása módosul. Így a vas-nikkel és a réz Δt hőmérséklet-változással együtt járó térfogatváltozása a jól mérhető hosszirányú méretváltozásból külön-külön kiszámítható. Összegüket az (1) kifejezéssel osztva, a rézzel borított dumet

keresztmetszetének eredő változásához jutunk, amelyből végül az eredő ΔD_e fajlagos, radiális méretváltozásra a

$$\Delta D_e = \frac{3}{2} \frac{\Delta l_{FeNi} + k \cdot \Delta l_{Cu}}{k + 1} - \frac{1}{2} \frac{\Delta l_{FeNi} + k \cdot \Delta l_{Cu} \frac{E_{Cu}}{E_{FeNi}}}{1 + k \cdot \frac{E_{Cu}}{E_{FeNi}}} \quad (2)$$

képlet adódik.

4.03 Az (1) és (2) kifejezés helyességének ellenőrzésére a 2. pontban említett, rézköpenyes dumet félkészterméket használtuk fel. A réz, a dumet, a félkésztermék és a beforrasztásra használt üveg mért hosszirányú dilatációját, valamint a félkésztermék számított hossz- és keresztirányú méretváltozását a 424. ábrában foglaltuk össze; a mért és számított hosszirányú méretváltozás jól egyezik. A mégis meglevő különbség részben annak tudható be, hogy a réz a több óra hosszat tartó dilatométeres mérés során kúszik. Mivel a gyakorlati üvegbe forrasztás jóval gyorsabb, a valóságban feltételezhetően még jobb az egyezés.

A keresztirányú méretváltozást mérési mód hiányában nem tudtuk közvetlenül ellenőrizni. A vizsgált, rézköpenyes dumetadagot azonban üzemi gyártásban felhasználták, mégpedig jó eredménnyel. A 424. ábráról az is leolvasható, hogy a (2) képlettel számított radiális méretváltozás a hosszirányúnál jobban megközelíti az üvegét, s hogy az üveg rázsugorodik az átvezető huzalra; ez a jó átvezető huzal-üveg kapcsolatnak elengedhetetlen feltétele. Mindez közvetve azt bizonyítja, hogy az alkalmazott számítási eljárás jó közelítéssel helyesen írja le a viszonyokat.*

5. A rézköpeny szükséges vastagságának számítása

A 4. pontban a rézköpennyel borított dumet hőokozta méretváltozását adtuk meg ismert, vagy közönséges dilatométerrel jól mérhető adatok függvényében. Említettük, hogy a rézköpenyes vas-nikkel *radiális* méretváltozásának kell az üvegét jobban megközelítenie. Kézenfekvő ezért a legmegfelelőbb radiális dilatációjú huzal keresztmetszetének *réz/vas-nikkel* arányát a (2) összefüggésből kifejezni. A számítás a következő alakra vezet:

$$k = \frac{q_{Cu}}{q_{FeNi}} = \frac{-b + \sqrt{b^2 - 4ac}}{2a}, \quad (3)$$

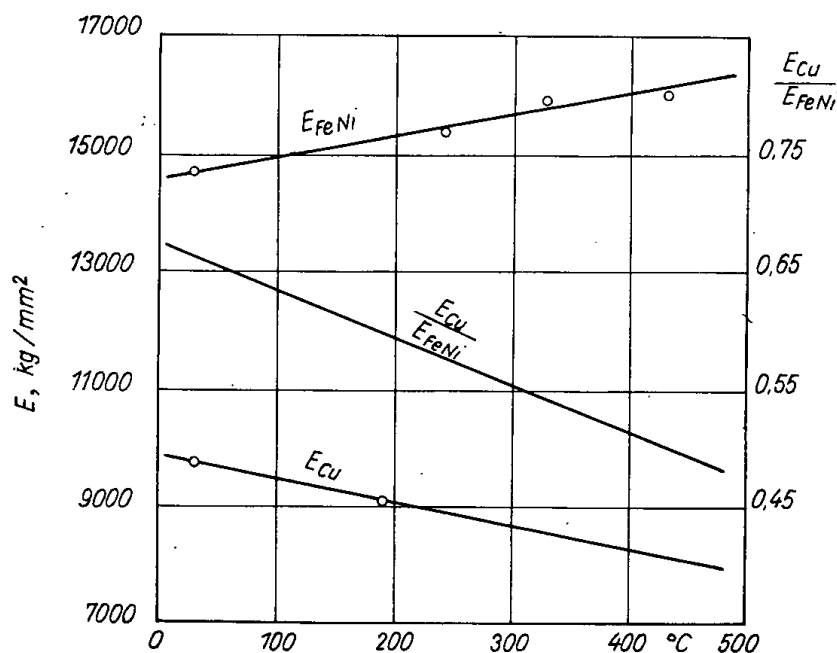
ahol

$$a = 2 \frac{E_{Cu}}{E_{FeNi}} (\Delta l_{Cu} - \Delta D_e)$$

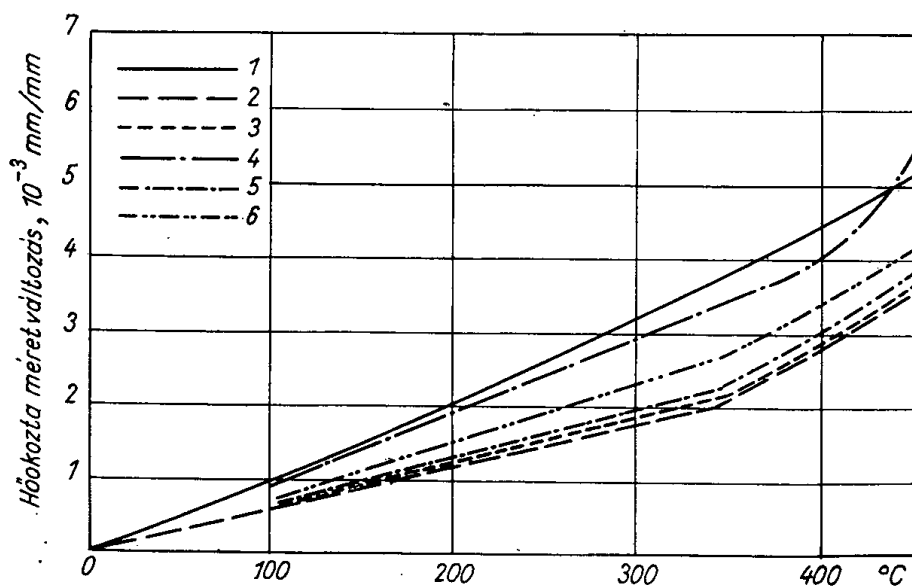
$$b = \Delta l_{FeNi} \left(3 \frac{E_{Cu}}{E_{FeNi}} - 1 \right) - \Delta l_{Cu} \left(\frac{E_{Cu}}{E_{FeNi}} - 3 \right) - 2 \Delta D_e \left(\frac{E_{Cu}}{E_{FeNi}} + 1 \right)$$

$$c = 2(\Delta l_{FeNi} - \Delta D_e)$$

* A (2) képlettel a számított hosszirányú méretváltozás nagyobbak adódott a mértnél. Mivel pedig ezt a (2) képletet a (3) összefüggés számításakor felhasználtuk, a számított ΔD_e értékek is valamivel kisebbek a valóságosnál.



423. ábra. A réz és a dumet rugalmassági modulusának változása a hőmérséklet függvényében

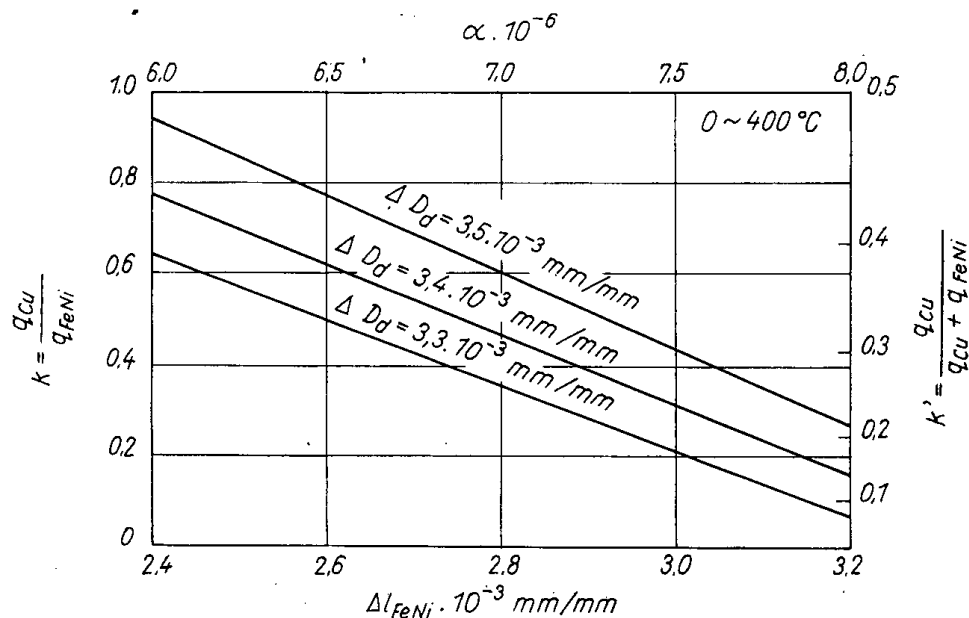


424. ábra. Hőkoztá méretváltozás. 1 — réz, mért; 2 — dumet (FeNi), mért; 3 — rézköpenyes dumet, mért (hosszirányú); 4 — üveg, mért; 5 — rézköpenyes dumet, számított (hosszirányú); 6 — rézköpenyes dumet, számított (kereszt irányú)

A (3) összefüggésben szereplő mennyiségek egy része állandónak tekinthető, s ismert értékű: az E rugalmassági modulusok a 423. ábrán, a Δl_{Cu} a 424. ábrán találhatók meg. A Δl_{FeNi} -t a kérdéses dumetadag dilatációs felvételéből határozhatjuk meg. Így tehát ahhoz, hogy az átvezető huzal réz-

köpenyének szükséges vastagságát számítani tudjuk, már csak a ΔD_e nagyságát, az átvezető huzal kívánt eredő radiális méretváltozását kell ismernünk.

A (3) egyenlet nem teljesen egzakt számítás eredménye. Emellett — mint láttuk — a vas-nikkel ötvözetek hő okozta méretváltozásában a Curie-pont környékén jelentős törés van. Az üveg—dumet kapcsolat helyén ugyancsak fellépnek bizonyos méretváltozásokat okozó feszültségek, amelyek kisebbek



425. ábra. Az áramátvezető huzal keresztmetszetének szükséges réz/vas-nikkel aránya a dumet fajlagos, hosszirányú méretváltozása függvényében

lehetnek ugyan a vasnikkel-réz közöttiek, de mégsem hanyagolhatók el teljesen. Ezeket a tényezőket a ΔD_e megfelelő megválasztásával lehet figyelembe venni.

A ΔD_e legkedvezőbb nagyságának kísérleti ellenőrzésére nem volt lehetőségünk. A réz/vas-nikkel arány gyakorlati meghatározásának egyszerűsítésére szerkesztett, a 425. ábrán bemutatott diagramban ezért az egyetlen rendelkezésünkre álló, az előzőekben már említett rézköpenyes dumet próbatest adatait használtuk fel. — Tájékozódásul egy ennél nagyobb és egy kisebb ΔD_e értékre is berajzoltuk a $k = f(\Delta l_{FeNi})$ görbéket.

Ugyancsak a jobb áttekintés kedvéért az abszcisszát elláttuk a megszokottabb, de 0—400 °C közötti hőfokközre vonatkozó átlagos hőátadási együttható léptékkel is.

6. Következtetések, összefoglalás

A kb. 42% Ni-tartalmú vas-nikkel ötvözeteken (dumeten) végzett, illetve a dumetből készült, rézköpennyel borított áramátvezető huzalok méretváltozásával kapcsolatos vizsgálatainkból a következők állapíthatók meg:

1. A curie-hőmérséklet körüli, rendellenes dilatáció határhőmérsékletei az általános felfogással szemben a beforrasztásra használt üveg lágyuláspontjánál kisebbek.

2. Egyes ötvöző- és szennyezőelemek mennyisége és a dumetötvözetek hőokozta méretváltozása közötti összefüggés lényegében meghatározható. A nagy szórás miatt azonban *a vegyi összetétel pontos ismerete alapján sem lehet a hőokozta méretváltozást pusztán az összetételből kiszámítani.* Ez az oka annak, hogy az azonos összetételűként gyártott dumetadagok hőokozta méretváltozása eltérő is lehet.

3. A rézköpenyes dumet hossz- és keresztirányú hőokozta méretváltozása különböző. A több évtizedes tapasztalat szerint a radiálisnak kell a beforrásztásra használt üveg dilatációjával inkább egyeznie. Mivel az összefüggések nem voltak kellően ismertek, s a használatos dilatométerekkel csak a hosszirányú méretváltozást lehet mérni, *eddig az átvezető huzalok szükséges rézköpeny keresztmetszetét csak kísérleti gyártás és kísérleti üvegbe forrasztás alapján lehetett meghatározni.*

4. Kimutattuk, hogy *a rézköpeny szükséges vastagságának kísérleti gyártás nélküli megállapítására a dumet adagonkénti, szokásos dilatométeres vizsgálata is elegendő.* Ez sokkal egyszerűbben, olcsóbban és gyorsabban elvégezhető az eddigi kísérleti gyártásnál. *A dumet mért hosszirányú méretváltozásából a rézkörmetszetet elméleti megfontolás alapján lehet számítani.* A gyakorlati alkalmazást diagrammal egyszerűsítettük.

I R O D A L O M

1. Millner T.: Vasnikkel ötvözetek hőkiterjedési tulajdonságainak összefüggése mágneses sajátságaikkal. Mérnöki Továbbképző Intézet. 1954. 2402. sz. Budapest.
2. Millner, T.—Welesz, R.: Acta Technica, 1956. 14. 279—291.
3. Fuchs, E. G.: Acta Technica, 1960. 31. 425—435.
4. Fuchs, E. G.: Acta Technica, 1961. 32. 53—63.

A MARADÉK AUSTENIT MEGHATÁROZÁSA MÁGNESES ELJÁRÁSSAL

DR. SZOMBATFALVY ÁRPÁD

DK 620.181.428.5: 669.112.3

Az acélokból edzés után visszamaradó austenit mennyiségének meghatározására elterjedt a mágneses módszer. Ennek fizikai alapja, hogy az austenit paramágneses, a martensit pedig ferromágneses. Így a két fázisból álló rendszer mágnesezhetősége elsősorban az austenit mennyiségével arányos. Az austenitmennyiség számszerű meghatározását azonban nagyon megnehezíti, hogy edzéskor a karbidok részben vagy teljesen oldódnak, és szilárd oldat képződésekor megváltozik az ötvözet mágnesezhetősége. Ezért az a módszer, hogy az edzett acél mágnesezhetőségét az edzés előtti állapothoz viszonyítják és a mágnesezhetőség százalékos megváltozását nyilvánítják austenittartalomnak, csak közelítő eredményt szolgáltat. A maradék austenit mennyiségének meghatározására a Vasipari Kutató Intézetben a következő módszert alkalmaztuk:

Edzett állapotban mérjük az acél telítési mágneses intenzitását (I), majd mélyhűtéssel a maradék austenitet elbontjuk. A mélyhűtés hőmérséklete -190°C . Az austenit átalakulása következtében a telítési mágneses intenzitás I_m értékre növekszik; a változás az austenitmennyiséggel arányos:

$$A = \frac{I_m - I}{I_m} 100\% .$$

Az eljárás hibája, hogy nem az összes austenitet mutatja ki, hanem csak azt, amely mélyhűtéssel martensitté alakul. Gyakorlati szempontból azonban az eredmény teljesen kielégítő, mert szénacélokból mélyhűtés után alig 2–3% austenit marad vissza; ötvöztetett acélokból pedig a mélyhűtés után visszamaradó austenit annyira stabilis, hogy gyakorlatilag állandónak tekinthető. További méretváltozást vagy keményedést már nem okoz, ezért jelentősége inkább csak elméleti.

Léteznek ugyan elvileg nagyobb pontosságú mágneses eljárások, ezek azonban hosszadalmasak, körülményesek, az egyes részleteredményekben nagy a mérési bizonytalanság. Ez összeadódik és tetemes értékeket érhet el.

Vizsgálatainkat Lange típusú mágneses mérlegen végeztük, 20 000 örstednél erősebb mágneses térben. Ez biztosítja a telítésig való mágnesezést, és kiküszöböli a telítetlenséggel járó zavaró hatásokat.

I R O D A L O M

1. *Lange, H.*: Probleme des technischen Magnetisierungskurve. Berlin 1938.
2. *Dr. Verő J.*: Általános metallográfia. II. köt. 1956.
3. *Maurer, E.—Schröter, K.*: Die Bestimmung des Austenitgehaltes durch Messung des Magnetischen Sättigungswärtes. Stahl und Eisen, 1929. 929. o.
4. *Sestak—Jenicek*: Magnetické vlastnosti ako pomucka ke studie kovu a slitin. Hutnické Listy. 1950, 155. o.
5. *Gumlich, E.*: Wissenschaftliche Abhandlungen der Physikalisch-Technischen Reichsanstalt. Berlin 1918. Bd 4. Heft 3.
6. *Geller, Ju. A.*: Opredelenii kaliceszstva osztatocsnogo ausztenita magnitnüm metodom. Zavodszkaja Lab. 1955. II.

ACÉLOK C-GÖRBÉINEK MEGHATÁROZÁSA

DR. SZOMBATFALVY ÁRPÁD

DK 620.181.41: 669.112.2

Az acélok izotermás átalakulási (C) görbéinek meghatározásával Intézetünk 5 év óta foglalkozik. Először az irodalomban ismertetett eljárásokat tanulmányoztuk, ezeket összehasonlítottuk egymással, és felmértük a rendelkezésünkre álló lehetőségeket. Úgy találtuk, hogy legkönnyebben elkészíthető egy mágneses elven működő berendezés. Első kísérletként az Intézetünkben felállított Lange típusú mágneses mérleget alakítottuk át és ezzel határoztuk meg néhány acélfajta C-görbéit. Ez a berendezés azonban nehézkes, a kísérletek eléggé körülményesek, ezért könnyebben kezelhető, gyakorlati célra alkalmasabb újfajta berendezést terveztünk, amely 1960 évben készült el végleges formájában.

Az izotermás átalakulás vizsgálatának fizikai alapjai

A berendezés elvi vázlatát a 426. ábra szemlélteti. Lényege a G gerjesztőtekeres, amely a tengely vonalában elhelyezett P próbatestet 50 periódussal mágnesezi, valamint az M mérőtekeres, amelyben meghatározott feszültség indukálódik.

A mérőtekeresben indukált feszültség nagysága:

$$U = \mu H q n_2 f$$

ahol μ a próbatest permeabilitása; H mágneses térerősség; q a próbatest keresztmetszete; n_2 a mérőtekeres menetszáma; f a frekvencia.

A kísérlet alatt a q , n_2 és f értéke változatlan.

A H térerősség a gerjesztő tekeres n_1 menetszámával, l hosszúságával és a benne folyó i áramerősséggel arányos:

$$H = \frac{4\pi}{10} \cdot \frac{n_1 \cdot i}{l}$$

A tekeres méretei változatlanok, az áramerősség stabilizálásával a H is állandóvá tehető, tehát az U feszültség kizárólag a permeabilitástól függ.

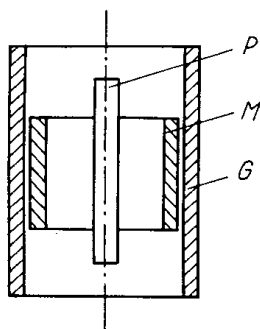
A μ permeabilitás viszont a

$$4\pi I = H(\mu - 1)$$

összefüggés alapján az I mágneses intenzitással arányos. Feltevésünk szerint a $H =$ állandó, tehát a permeabilitás a mágneses intenzitás függvénye.

A feszültség mérésével tehát figyelemmel kísérhetjük a mágneses intenzitás változását.

A mágneses intenzitás a ferromágneses anyagok jellemző tulajdonsága. Az ötvözetek szövetelemei és mágneses intenzitása között jól definiált össze-



426. ábra. A nyitott vasmagú transzformátor elvén működő mérőrendszer vázlatja: G — gerjesztő tekercs; M — mérőtekercs; P — próbatest

függés van. Egyetlen fázisból való homogén ötvözet (és a színfém) mágneses intenzitása a fázis egyedi tulajdonsága, és független a komponensek mágneses intenzitásától. Heterogén ötvözetek közül mindazok mágnesezhetők, amelyekben ferromágneses fázis van. Mágneses intenzitásuk a komponensek mágneses intenzitásával és mennyiségével (térfogatszázalékával) arányos. A mágneses intenzitás a keverékszabály segítségével számítható. Az a -ból és b -ből álló kétfázisú rendszer esetén:

$$I = I_a \frac{p_a v_a}{p_a v_a + p_b v_b} + I_b \frac{p_b v_b}{p_a v_a + p_b v_b},$$

ahol I a kétfázisú rendszer mágneses intenzitása; I_a , I_b az alkotók mágneses intenzitása; p_a , p_b az alkotók súlysúlyszázaléka; v_a , v_b az alkotók fajtérfogata.

Austenitből és valamelyik bomlástermékéből álló heterogén rendszerben ez az összefüggés lényegesen egyszerűbb. Az austenit mágneses intenzitása $I_a = 0$, a fajtérfogatok pedig gyakorlatilag egyenlőek.

Így írható:

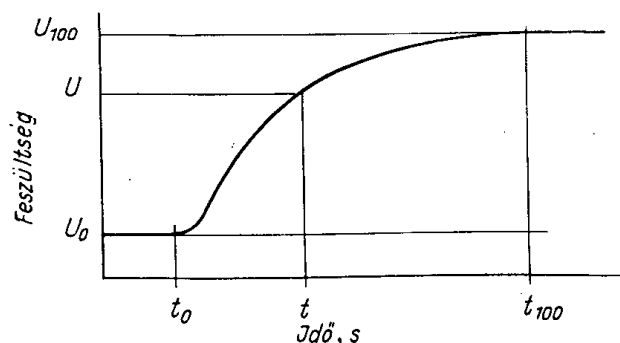
$$I = I_b \frac{p_b}{p_a + p_b}.$$

Ha a szövet csupán austenit, a mágneses intenzitása nulla, ha az austenit maradéktalanul átalakult: $I = I_b$, közben pedig a próbatest mágneses intenzitása az austenit bomlástermékeinek a mennyiségével (p_b) lineárisan változik.

A fenti összefüggések csak akkor érvényesek, ha a próbatest telítésig mágnesezett. A gyengébb térben mért mágneses intenzitás más tényezőktől

(a térerősség nagyságától, a kristallitok méretétől, a belső feszültségektől) is függ. Ezek a tényezők azonban egy mérőszorozatban nem vagy csak alig változnak, ezért a hatásuk az I jelentékeny változásához képest elhanyagolható. Az I mágneses intenzitás, valamint a próbatestet körülvevő tekercsben indukált feszültség tehát csupán az austenit bomlástermékeinek mennyiségével arányos.

Az austenitátalakulás vizsgálatának az a lényege, hogy a próbatestet Ar_3 -nál nagyobb hőmérsékletre való melegítés után, austenites állapotban valamilyen t_1 hőmérsékletű sófürdőbe helyezzük. Az austenit mágneses intenzitása $I = 0$ lévén, az M tekercsben feszültség nem indukálódik. A lappangási idő elteltével azonban megkezdődik az austenit bomlása. A bomlástermékek



427. ábra. A mérőtekercsben indukált feszültség változása az idő függvényében: t_0 — átalakulás kezdete; t_{100} — átalakulás vége

már ferromágnesesek, tehát a próbatest mágneses intenzitása növekszik és az M tekercsben a mágneses intenzitással arányos feszültség indukálódik.

Ha a próbatest indukálta feszültséget az idő függvényében ábrázoljuk, a 427. ábrán látható görbét kapjuk. Erről leolvasható az átalakulás kezdetének (t_0), illetve befejeződésének (t_{100}) időpontja, ami $p_0 = 0\%$ és $p_{100} = 100\%$ bomlástermékek felel meg. Bármely közbenső t időpontban az austenit bomlástermékeinek százalékos mennyisége:

$$p_b = \frac{U - U_0}{U_{100} - U_0} \cdot 100.$$

A berendezés leírása

A berendezés három fő része: a) kemenceszerkezet, b) központi kapcsolószekrény és c) regisztráló műszer.

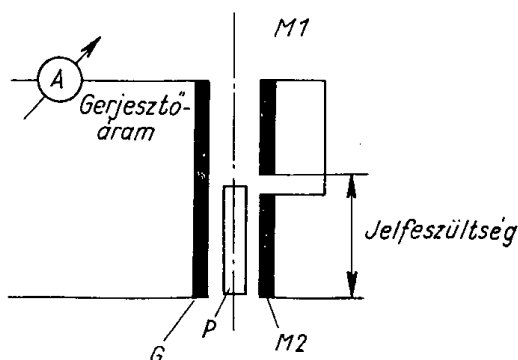
a) Kemenceszerkezet és mérőrendszer

Az előbb ismertetett tekercsrendszert a gyakorlatban némileg módosítani kell. A szekunder M tekercsben ugyanis a levegő indukciója miatt akkor is indukálódik feszültség, ha a próbatest austenites. Emiatt romlik a mérőrendszer érzékenysége, másrészt a regisztráló műszer alapállásban legfeljebb külön áramforrás segítségével állítható nullára. Ezért két azonos mérőtekercset kapcsoltunk egymással szemben. Az így készített differenciál-transzfor-

mátor kapcsolási vázlatát a 428. ábra szemlélteti. Az M_1 és M_2 jelű szekunder tekercsekben azonos nagyságú U_0 feszültség indukálódik. Minthogy a tekercsek egymással szembe vannak kapcsolva, a bennük indukált feszültségek eredője 0.

Ha azonban az egyik tekercsben ferromágneses anyag (pl. a vizsgálandó próbatest) van, ebben az anyag permeabilitásával és a térerősséggel arányos U_1 feszültség indukálódik, amely a másik tekercsben indukált U_0 feszültséggel csökken. Így a mérőtekercsből kivezetett feszültség közvetlen függvénye a próbatest permeabilitásának, illetve mágneses intenzitásának.

A tekercsrendszerből és próbatestből álló nyitott vasmagú transzformáornak meglehetősen szórt erőtere van. Ennek csökkentése és egyben a tekercs



428. ábra. Az austenit átalakulását mérő rendszer kapcsolási vázlat: P — próbatest; G — gerjesztő tekercs; M_1 és M_2 — mérőtekercsek

belsejében levő térerősség növelése érdekében a tekercsüket vasköpennyel vesszük körül. Ezáltal a tekercsben a térerősség kb. 3,5-szeresére növekszik. A vasköpeny további előnye, hogy a mérőtekercset árnyékolja és így kiküszöböli a kemence fűtőárama miatt létrejött erőterek zavaró hatását.

A mérőrendszer vázlatos metszete a teljes kemenceszerkezettel együtt a 429. ábrán látható. Működése a következő: a p próbatest vékony, antimágneses anyagból készült fémszárra függesztve az E csőkemencében austenites állapotra melegszik. Hőmérsékletét a H_1 hőelemmel mérjük. A kívánt hőntartási idő eltelté után az F keretet lefelé mozgatva, a P próbatest az S sófürdőbe merül, amelynek hőmérséklete H_2 hőelemmel mérhető. A sókemencét a bifilárisan tekercselt C fűtőszál melegíti. A próbatest sóba merülésének pillanatában az F keret a K kapcsolót átbillenti, amely a regisztráló műszer papírtovábbító motorjának áramkörét zárja.

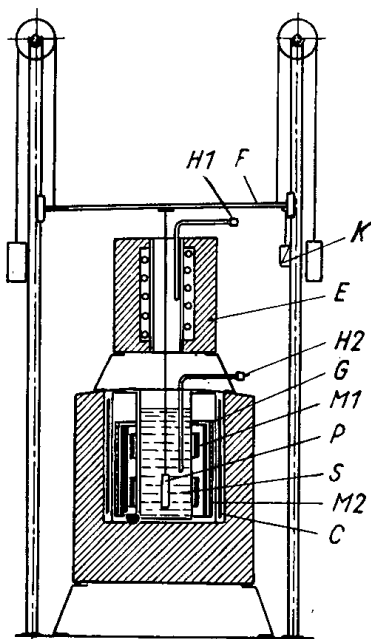
Az inkubációs idő eltelté után a próbatest az M mérőtekercsben feszültséget indukál. Ezt a feszültséget a kapcsolószekrénybe vezetjük.

b) Kapcsolószekrény

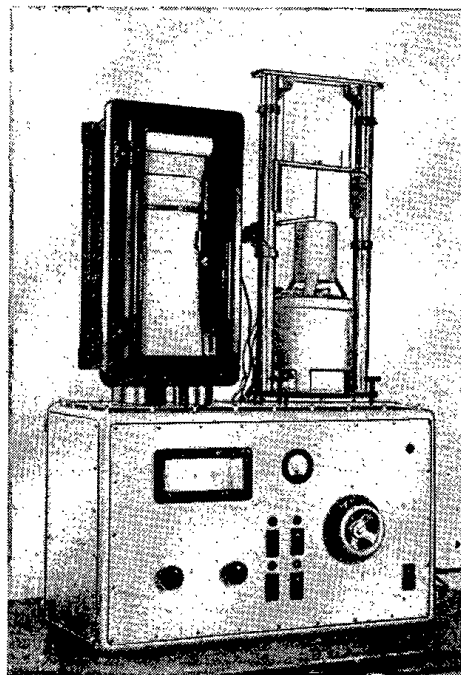
Ebben van a kétfokozatú elektronikus erősítő, amely a mérőtekercsben indukált feszültséget erősíti és egyenirányítja, hogy a regisztráló műszer vezérlésére alkalmas legyen. A kapcsolószekrényben vannak a kemencék fűtőáramkörének kapcsolói és továbbá a fűtésüket szabályozó gyűrűs transzformátorok s. Ezekkel a kemencék hőmérséklete tág határok között, folyamatosan szabá-

lyozható. A hőmérséklet szabályozásának ez a módja azért előnyös, mert a hőmérséklet teljesen egyenletes, elmarad az ejtőkengyeles műszereknél szokásos, ki-bekapcsolás okozta hőmérsékletingadozás. Hátránya, hogy a kemencék felfűtésére több idő szükséges.

A felmelegítő- és a sókemencébe helyezett Pt-PtRh-hőelemek termofeszültsége egyetlen műszeren olvasható le. Ez, valamint az átkapcsolója szín-



429. ábra. A kemenceszerkezet és a mérőrendszer elrendezésének vázlata: F — a próbatestet tartó és mozgató keret; H_1 és H_2 — hőelemek; K — kapcsoló; E — előmelegítő kemence, G — gerjesztő tekercs; P — próbatest; S — sófürdő; M_1 és M_2 — mérőtekercs; C — fűtőszál



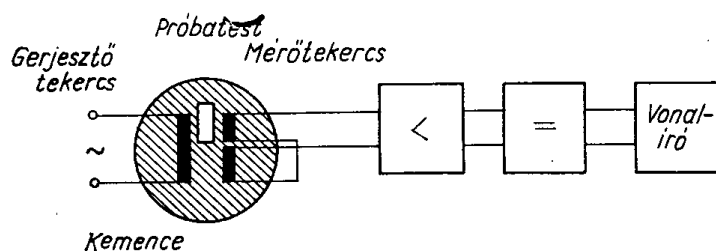
430. ábra. A teljes berendezés fényképe

tén a kapcsolószekrénybe van építve. A mágneses teret gerjesztő áram erőssége ampermérőn olvasható le, ami a kemenceszerkezet működéséről is tájékoztat.

c) Regisztrálás

Regisztrálásra folyamatosan működő, HB gyártmányú vonalírót használunk. A papírhaladás sebessége 127 mm/min, a maximális kitérés 120 mm. Ez kényelmes kezelést biztosít és a diagram jól kiértékelhető. A papírt továbbító szinkronmotor áramkörét a kemenceszerkezetbe épített K kapcsoló (429—430. ábra) úgy zárja, hogy a próbatest sóba merülésének pillanatában, a lehűlés t_0 időpontjában kezdődik a diagram rajzolása (432. ábra t_4 pont). A műszer időállandója kb. 0,8 s.

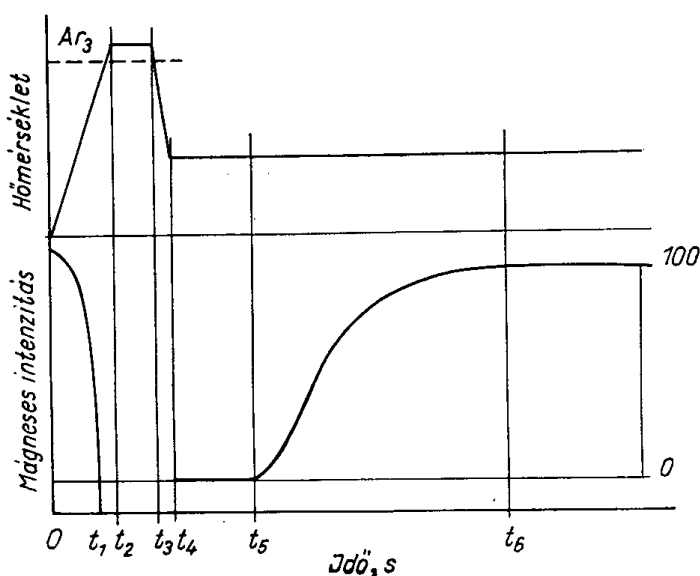
A berendezés fényképét a 430. ábra, elvi villamos kapcsolási vázlatát a 431. ábra mutatja. A hálózati feszültségingadozások zavaró hatásának kiküszöbölésére a berendezést feszültségstabilizátorról tápláljuk.



431. ábra. A berendezés elvi kapcsolási vázlata

Az átalakulási diagram felvétele és kiértékelése

A kísérlet alatt lejátszódó hőmérsékletváltozást és az acél állandó hőmérsékleten végbemenő izotermás átalakulását a 432. ábra szemlélteti. A felmelegedési idő 4 perc ($0-t_2$ szakasz), a tökéletes oldódás biztosítása érdekében a próbatestet még további 3 percig az elért hőmérsékleten tartjuk (t_2-t_3 szakasz). Melegítés közben a próbatest elveszti ferromágnesességét (curie-



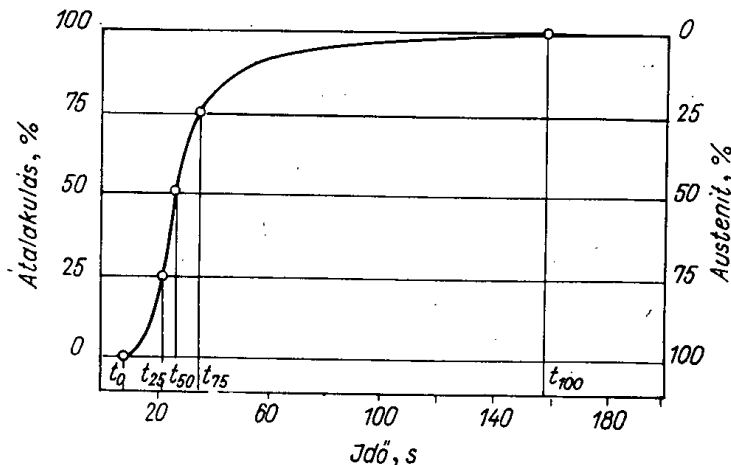
432. ábra. A próbatest hőmérsékletének és a mágneses intenzitásának a változása az idő függvényében.

pont) és paramágneses lesz (t_1 pont), ezt az átalakulást a berendezés nem regisztrálja. Ezután a próbatestet tartó keretet gyors mozdulattal lefelé mozditjuk. A próbatest sóba merül, és egyúttal megindul a regisztrálás (t_4 pont).

Az inkubációs idő alatt az austenit nem bomlik, a t_5 időpontban azonban megkezdődik az átalakulás, amely a t_6 időpontban fejeződik be. Ezután már nincs átalakulás, a diagram egyenes. A mágneses intenzitás ekkor 100%-os

bomlásnak, a görbe t_4-t_5 közötti szakaszának megfelelő ordináta a 0%-nak felel meg. Az előbbiek szerint a műszer kitérése és az austenittartalom közötti összefüggés lineáris lévén, a közbeeső görbeszakasz osztásával megkapjuk a különböző mértékű átalakulásnak megfelelő időket. A CrV 135 jelű acél 400 C°-on felvett átalakulási görbéjét a 433. ábrán mutatjuk be.

Az átalakulási görbe kiértékelését megnehezíti, hogy a görbe kezdete és vége érintőlegesen, némelykor igen kis görbülettel közelíti meg a vízszintest. Emiatt az átalakulás kezdeti és befejezési pontja bizonytalan. Ezért szokás az



433. ábra. CrV 135 jelű acél izotermás átalakulása 400 C°-on

1%-os és 99%-os átalakulási pontot az átalakulás kezdetének, illetve befejeződésének tekinteni [2]. Görbéink kiértékeléséhez mi is ezt a módszert fogadtuk.

A mérési pontatlanság

A berendezés pontatlanságát kísérlettel igyekeztünk meghatározni. Azt vizsgáltuk, hogy adott hőmérsékleten azonos körülmények között felvett átalakulási görbék mennyire fedik egymást.

A mérési eredmények szórt sávját, tehát a felrajzolt görbék burkolóit a 434. ábrán mutatjuk be (logaritmikus léptékben rajzolva). A kísérleteket 450 C°-on és 700 C°-on is megismételtük, az utóbbi eredményeit a 435. ábra szemlélteti (ugyancsak logaritmikus léptékben).

A diagramból a következők állapíthatók meg:

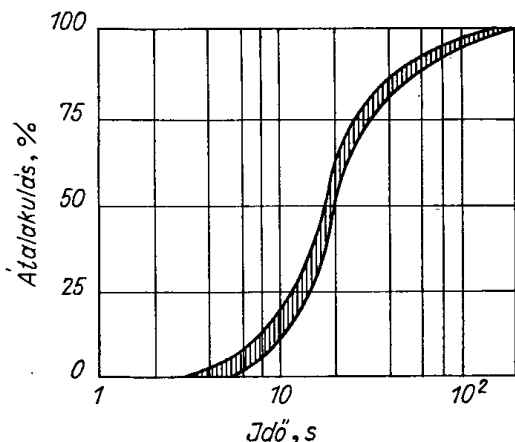
A szórás az átalakulás kezdetén és végén jóval nagyobb, mint a közepén. Ez részben azzal magyarázható, hogy az átalakulás kezdetének és befejeződésének időpontját a görbe aszimptotikus jellege miatt nehéz pontosan megállapítani. Az átalakulás kezdetének, az inkubációs időnek pontos meghatározását az is megnehezíti, hogy az átalakulás megindulásának regisztrálását a próbatest sóba merülésének sebessége is befolyásolja, ez pedig a kísérletező személy adottságától is függ.

Az átalakulást siettető vagy késleltető körülmények, mint pl. az austenítés és az átalakulás hőmérséklete, hőntartási idő, az acél szemcsemérete

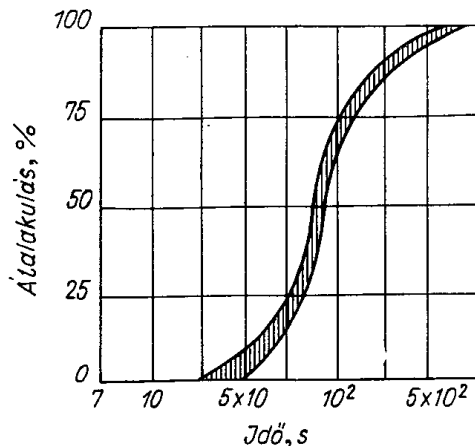
stb. eléggé pontosan mérhető és szűk határok között tartható, így ezek hatását figyelmen kívül lehet hagyni.

A 434. ábrából megállapítható, hogy a kísérletsorozatban az inkubációs idő 3–5 s-nak adódott. Ez $\pm 25\%$ pontosságot jelent, ami meglehetősen soknak látszik.

Ötvözetlen vagy gyengén ötvözött acélokat — amelyeknek inkubációs ideje néhány másodperc — csak ritkán, egész kis szelvényekben lehet izotermásan nemesíteni. (Az ilyen acélok C-görbéinek orr-részét a külföldi gyűjte-



434. ábra. Cr 135 jelű acél izotermás átalakulási görbéinek szórási sávja 360 C°-on



435. ábra. Cr 135 jelű acél izotermás átalakulási görbéinek szórási sávja 700 C°-on

mények is csak pontozva rajzolják, a görbe helyének bizonytalansága miatt.) Közepesen vagy erősen ötvözött acélok átalakulása már csak 12–20 s után kezdődik, itt a ± 1 s mérési pontatlanság elhanyagolható. Még kevésbé zavar az átalakulás befejeződésének mérésekor elkövetett pontatlanság. Az észlelt néhány másodperces eltérés a 10^2 – 10^3 s nagyságrendű időtartamokhoz képest elhanyagolható, mert az átalakulás itt olyan lassú, hogy a szórási sáv szélességének megfelelő időtartam alatt legfeljebb 1–2%-nyi átalakulás megy végbe. A hőtartási időt a biztonság kedvéért ettől függetlenül a diagramból leolvasott időknél rendszerint valamivel hosszabbra szokás választani.

A kapott eredmények szerint a berendezés pontossága a gyakorlati igényeket kielégíti. A C-görbék nagyon pontos meghatározására már csak azért sem érdemes törekedni, mert az austenit átalakulásának folyamatát: tehát a C-görbék alakját az acél összetételének a megengedett határok közötti változása is lényegesen módosítja.

ÖSSZEFOGLALÁS

Az acélok izotermás átalakulásának vizsgálatára, a C görbék meghatározására új berendezést készítettünk. Lényege, hogy a 4 mm \varnothing -jú 40 mm hosszú austenites állapotba hevített próbatest állandó hőmérsékletű sófürdőbe merül, amely váltakozó irányú mágneses térben fekszik. A próbatestet körülvevő tekercsben a mágneses intenzitással, tehát a ferro-

mágneses fázis mennyiségével egyenesen arányos feszültség indukálódik. Az austenit paramágneses, bomlástermékei pedig ferromágnesesek, tehát a mérőtekercsben indukált feszültség az austenit bomlásának mértékével arányosan nő.

I R O D A L O M

1. *Davenport, E. S.—Bain, E. C.*: Transformation of Austenite at Constant Subcritical Temperatures. Trans. Am. Inst. Min. Met. Eng. 90. 1930. 117—154. o.
2. *Wever—Rose—Peter*: Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle. Stahleisen, 1956.
3. Atlas of Isothermal Transformation Diagrams of B. S. En Steels. Sec. Ed. The Iron and Steel Institute. Spec. Rep. No. 56. London.
4. Atlas of Isothermal Transformation Diagrams. United States Steel. 1951. Pittsburg.
5. *Delbart, G.—Constant, A.*: Courbes de transformation des aciers de fabrication française. IRSID. 1956. Paris.
6. *Hollomon, J. H.—Jaffe, L. D.*: Hardenability and Quench Cracking. Trans. Am. Inst. Min. Met. Eng. 167. (1946). 617—626. o.
7. Kohászati Lapok 91. 1948 ápr.

EDZETT ACÉL MARADÉK AUSTENITTARTALMÁNAK RÖNTGENDIFFRAKCIÓS MEGHATÁROZÁSA

DR. FUCHS ERIK
a műszaki tudományok kandidátusa

DK 548.73: 669.14—156

1. Bevezetés, célkitűzés

Edzéskor az acél többnyire nem válik teljesen martensitessé, hanem kisebb-nagyobb része austenites állapotban marad vissza. Az ilyen ún. *maradék austenit* okozta kisebb keménység pl. forgácsoló szerszámokat selejtté tehet. A maradék austenit metastabilis is, idővel még átalakulhat, s ez belső feszültséget, méretváltozást, sőt törést is okozhat. Mivel golyóscsapágyak, idomszerek és hasonló gyártmányok adott esetben már néhány mikronos méretváltozás hatására tönkremehetnek, a kérdés gazdasági jelentősége is nyilvánvaló.

A maradék austenit mennyiségét, megjelenésének és bomlásának körülményeit már sokat vizsgálták. Mégsem alakult ki eddig igazán egyszerű, általánosan használható eljárás a maradék austenittartalom meghatározására, holott a metallográfiának már szinte minden módszerét felhasználták. A *fém-mikroszkópos szövétvizsgálat* ugyan minden metallográfiai laboratóriumban könnyen elvégezhető, finomszemcsés szövetben azonban így 10%-nál kevesebb austenit sokszor ki sem mutatható. A *dilatométeres* és a *mágneses* eljárások többnyire nagyon körülményesek és főleg kvantitatív vizsgálatok céljára túlságosan bizonytalanok. Munkadarabok roncsolás nélküli vizsgálatára sem alkalmasak, mivel meghatározott, sokszor egészen apró próbatestet kívánnak; a Lange-féle mágneses mérleg próbatestje pl. 1 mm $\varnothing \times 6$ mm méretű. Az ilyen próbatest kivágása nemcsak nehéz (edzett acélról van szó, amely legtöbb-
ször csak köszörüléssel munkálható meg), és nemcsak a próbatest roncsolásával jár, hanem hő és deformáció révén könnyen a szövet megváltozását okozhatja. Ez az eredményeket is meghamisítja.

A röntgendiffrakciós fázisanalízis az említett nehézségektől jórészt mentes. Bár más célra kiterjedten használják, a maradék austenittartalom meghatározására eddig csak ritkán alkalmazták. Ezért arra törekedtünk, hogy *a maradék austenittartalom röntgendiffrakciós meghatározásával kapcsolatos eddigi eredmények alapján egy üzemekben is használható, gyors, lehetőleg egyszerű és roncsolás nélküli eljárást alakítsunk ki.*

2. Az austenittartalom meghatározására eddig használt röntgendiffrakciós módszerek

A maradék austenittartalom meghatározására kidolgozott első eljárások valamely összehasonlítási alapul választott anyag reflexióinak intenzitását hasonlították össze bizonyos austenitreflexiók intenzitásával [1, 2, 3]. A reflexiók relatív intenzitásából ismert austenittartalmú próbákkal végzett hitelesítés alapján következtettek az acél austenittartalmára.

Necsvolodov és követői felismerték, hogy felesleges a meghatározáshoz külső összehasonlító anyagot használni. Megállapították, hogy milyen austenittartalomnál mely austenit-, illetve martensitreflexiók intenzitása tekinthető azonosnak; az eredményeket táblázatba foglalták. A röntgenfelvételen így csak a kb. azonos feketedésű γ és α reflexiókat kell kiválasztani ahhoz, hogy a táblázatból a próba austenittartalmát ki lehessen olvasni. (Homológ vonalpárok módszere.) A filmek denzitometráására nincsen szükség; a kb. $\pm 5\%$ -os pontossághoz a szerzők szerint elegendő a szabad szemmel való becslés [4, 5, 6].

Az említett eljárások a reflexiók *maximális intenzitását*, tehát a reflexiónak pl. mikrodenzitométerrel meghatározható intenzitáseloszlási görbéjének *csúcsértékét* tekintették az egyes fázisok mennyiségével arányosnak. *Necsvolodov* módszerénél is ez a helyzet, mivel a reflexiós vonalak feketedésének szubjektív megítélésekor inkább a legfeketebb részek érvényesülnek. Csak torzítatlan rácsszerkezetnél jogos azonban a legnagyobb feketedést az egyes fázisokkal arányosnak tekinteni, mivel torzított rácsról származó reflexiók diffúzá, intenzitáseloszlási görbéjük tehát szélesebbé és alacsonyabbá lesz. Az edzett acélban levő austenitnek, de különösen a martensitnek azonban általában erősen torzított a rácsa. Ezért helyesebb a meghatározást a reflexiók ún. *integrált intenzitására*, vagyis az intenzitáseloszlási görbe alatti terület nagyságára alapítani.

Az első, a reflexiók integrált intenzitását felhasználó eljárást *Averbach* és *Cohen* közölte 1948-ban, ezt később *Beu*, *Averbach*, illetve *Khol* tökéletesítette [7–13]. A meghatározáshoz néhány austenit- és martensit-reflexiót választottak ki, amelyekre felírták a

$$\begin{aligned} P_{\alpha} &= \text{konst.} \cdot R_{\alpha} \cdot A(\theta) \cdot V_{\alpha} = \\ &= \text{konst.} \cdot \frac{1}{v_{\alpha}^2} \cdot F^2 \cdot m \cdot (L \cdot P) \cdot e^{-2M} \cdot A(\theta) \cdot V_{\alpha} \end{aligned} \quad (1)$$

összefüggést. Itt P_{α} az α -fázis (martensit) reflexiójának integrált intenzitása; R_{α} egy a reflexió intenzitásával arányos tényező; v_{α} az α -fázis elemi cellájának térfogata; m a rácssík gyakorisága; L a Lorentz-féle együttható; P a polarizációs együttható; e^{-2M} a Debye–Waller-féle hőmérsékleti együttható; $A(\theta)$ a próba abszorpciós tényezője; θ a reflexiós szög és V_{α} a sugárzás érte anyag α -fázisának térfogata. Austenitreflexiók esetében értelemszerűen γ kerül az α indexek helyére.

A reflexiók P integrált intenzitását vagy fotografikusan vagy közvetlenül, diffraktométerrel mérték. Az austenittartalmat számított R értékek felhasználásával határozták meg.

A vizsgálatok hosszadalmasak voltak, egyetlen felvétel kiértékelése $1/2 - 1 1/2$ órát vett igénybe. Az R értékek ui. változnak a rácsparaméterrel, és az ettől függő reflexiós szögekkel. Az acél rácsparaméterét nagyjából az átalakuló austenitben *oldott* karbonatomoknak lehet ebben szerepük, a pl. oldatlan karbid alakjában jelenlevőknek nem. Ezért minden pontos vizsgálat során külön meg kellett határozni a próbák karbidtartalmát; a számításokat az acélnek ennek figyelembevételével korrigált karbontartalmára végezték. Ezeket a nehézségeket csak részben lehetett kiküszöbölni előre számított táblázatokkal, nomogramokkal.

3. A saját eljárás alapjai

A célkitűzésnek megfelelő eljárás kidolgozása leginkább *Averbach, Cohen* és követők módszere alapján látszott lehetségesnek. Elfogadtuk az (1) összefüggés érvényességét, amely *Beu* nyomán összevonással a

$$P_a = G_a \cdot V_a \quad (2)$$

Rövidebb alakra hozható [9]. Itt tehát

$$G_a = \frac{1}{v_a^2} \cdot F^2 \cdot m(L \cdot P) e^{-2M} \cdot A(\Theta) \quad (3)$$

A vizsgálat céljára kiválasztott austenit-, illetve martensitreflexiókra felírt (2) összefüggéseket összegezve, s ezeket elosztva egymással kapjuk, hogy

$$\frac{\Sigma P_\gamma}{\Sigma P_a} = \frac{\Sigma G_\gamma}{\Sigma G_a} \cdot \frac{V_\gamma}{V_a} \quad (4)$$

A

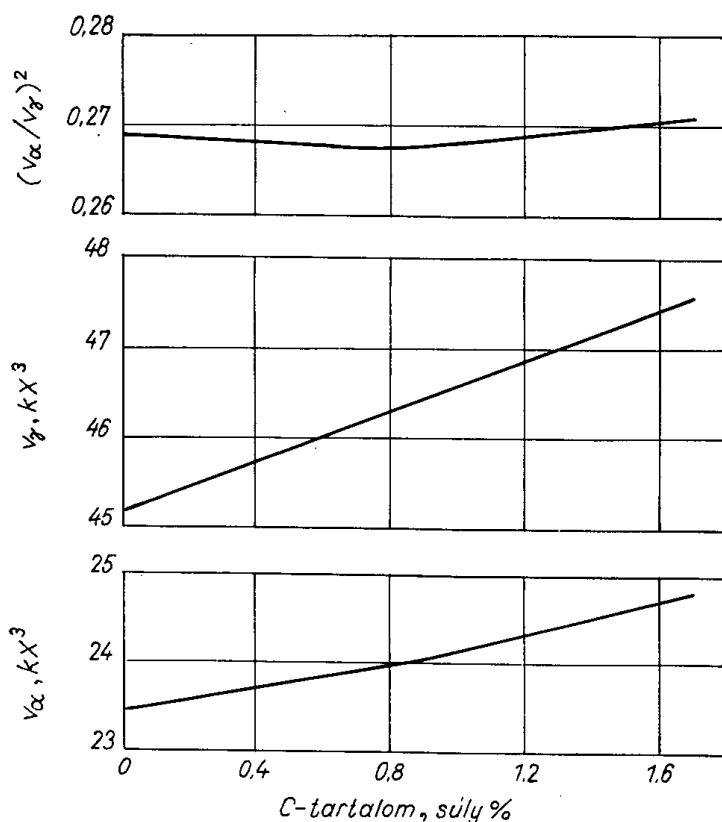
$$V_a + V_\gamma = 100\% \quad (5)$$

összefüggést is figyelembe véve az austenittartalom meghatározására a következő új egyenlet adódik:

$$V_\gamma = \frac{\frac{\Sigma P_\gamma}{\Sigma P_a}}{\frac{\Sigma P_\gamma}{\Sigma P_a} + \frac{\Sigma G_\gamma}{\Sigma G_a}} 100\% \quad (6)$$

A (6) egyenletben az austenittartalom *h á n y a d o s o k* függvénye. Az egyik hányadost az alapul választott reflexiók mért, P integrált intenzitásából a másikat az ezekhez a reflexiókhoz jó közelítéssel számítható G együtthatóból lehet meghatározni [14].

A G együtthatók nagysága — mint említettük — adott reflexióra és adott felvételi módnál csak a rácsparaméter változásától, valamint kisebb mértékben a reflexiós szög ez utóbbival járó változásától függ. Mivel a rácsparaméter és ezzel az elemi cella térfogata minden austenit-, illetve martensitreflexióra ugyanaz [vö. (3) összefüggés], a $\frac{\Sigma G_\gamma}{\Sigma G_a}$ kifejezésben $\left(\frac{v_a}{v_\gamma}\right)^2$ alakban a Σ jelek elé ki is emelhető.



436. ábra. Az austenit és a martensit elemi cellájának térfogata a karbontartalom függvényében ([19, 20] nyomán)

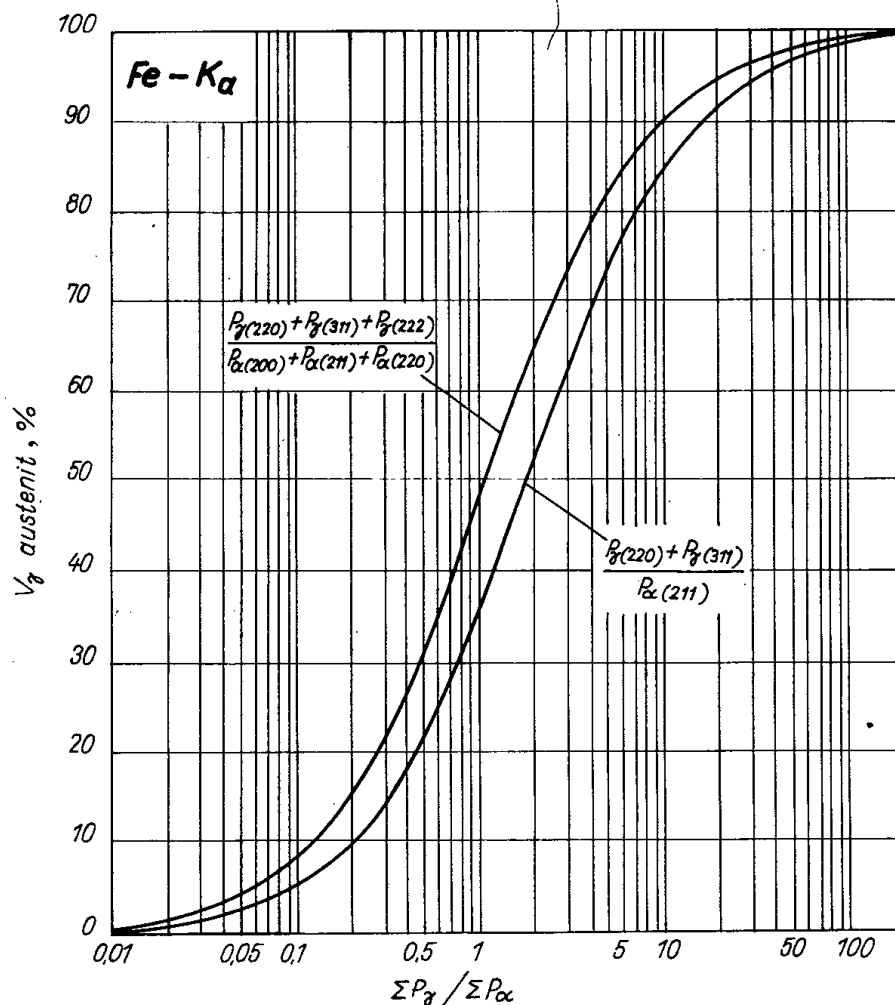
Mind az austenit, mind a martensit rácsméretét és ezzel az elemi cella térfogatát (v) is döntően a karbontartalom határozza meg. A 436. ábrából kitűnik azonban, hogy a $\left(\frac{v_a}{v_g}\right)^2$ kifejezés a karbontartalomtól gyakorlatilag független, ha az austenit és a martensit vegyi összetétele azonos. Edzéskor ez szinte mindig így van, hiszen a diffúzióhoz túlságosan rövid az idő. Hasonló megfontolás alapján a $\left(\frac{v_a}{v_g}\right)^2$ kifejezés a G együtthatók többi tényezőjétől is gyakorlatilag függetlennek tekinthető.

Az előzőkből következik, hogy a (6) egyenlet $\frac{\Sigma G_\gamma}{\Sigma G_\alpha}$ hányadosát — legalábbis ötvözetlen és kevésbé ötvözött acél vizsgálatokor — minden adott felvételi módra és adott reflexiókra vonatkozóan konstansnak, illetve egyszer s mindenkorra számíthatónak lehet tekinteni. Így az austenittartalom meghatározása az eddigi eljárásokhoz képest jóval egyszerűbbé és gyorsabbá válik.

Az (1) összefüggésben szereplő konstans nagysága adott körülmények között minden reflexióra azonos, független a próbaanyagtól, s így a hányados képzésekor kiesik. Ezért figyelmen kívül hagyhatjuk.

4. Diagramok az austenittartalom meghatározására

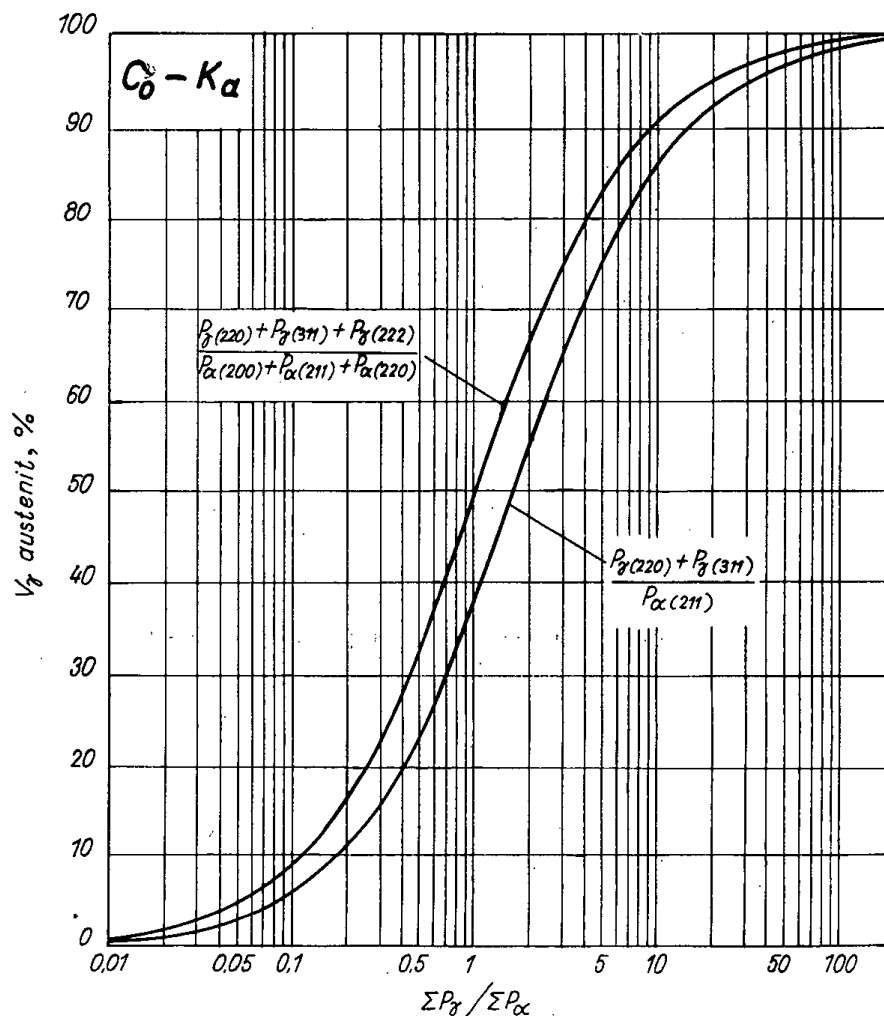
Láttuk, hogy a (6) egyenlettel két hányados függvényében lehet az edzett acél maradék austenittartalmát meghatározni. Az egyiket a reflexiók mért intenzitásából, a másikat egyszer s mindenkorra lehet számítani. Kézenfekvő



437. ábra. Diagram az austenittartalom meghatározására [17] Co-K_α-sugárzás

ezért a felvételek kiértékelését diagram segítségével egyszerűsíteni. Abszcisszául a mérési eredményekből képezett $\frac{\Sigma P_{\gamma}}{\Sigma P_{\alpha}}$ értékét, ordinátául közvetlenül a maradék austenittartalmat célszerű választani.

Régebbi munkákat és adottságainkat figyelembe véve a maradék austenittartalom meghatározására Co-K_α vagy Fe-K_α sugárzást alkalmaztunk; eredetileg az austenit (220), (311) és (222) reflexióit, s a martensit (200), (211) és (220) reflexióit használtuk fel. Később azonban többnyire megelégedtünk az austenit (220) és (311), valamint a martensit (211) reflexiójának felhasználásával. A 437. és 438. ábra az így készített diagramokat mutatja. Az abszcisz-



438. ábra. Diagram az austenittartalom meghatározására [17] Fe-K_α-sugárzás

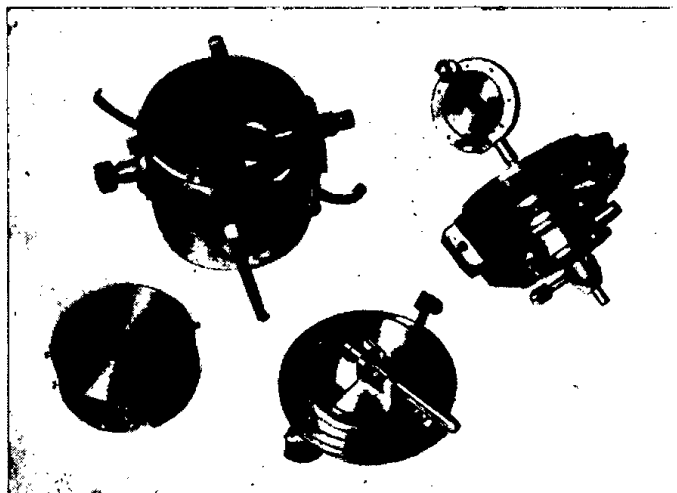
szán logaritmikus léptéket alkalmaztunk, egyrészt, hogy kis austenittartalomnál nagyobb legyen a leolvasás pontossága, másrészt, hogy a diagramon a nagyobb austenittartalmat is ábrázolhassuk.

A diagramokat eredetileg számlálócsöves regisztrálás esetére számítottuk [$A(\theta) = 1/2$], de jó közelítéssel filmregisztrálás vagy kristálymonokromátoros precíziós mérésekre is érvényesek [14].

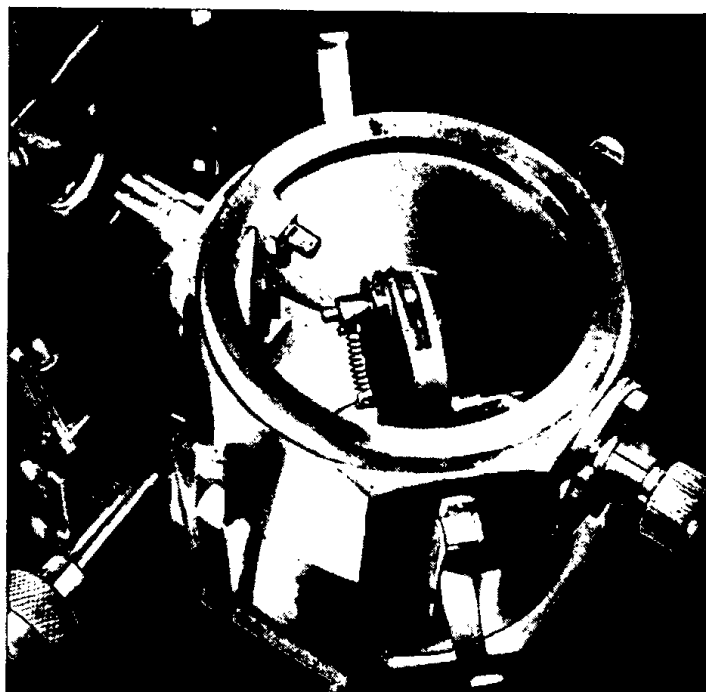
5. Megvalósított felvételi módok

A vázolt eljárás gyakorlati megvalósítására az Intézet egyszerű, Seifert—Debyeflex-röntgendiffrakciós berendezése állott rendelkezésünkre. Számlálócsöves méréseket a miskolci Nehézipari Műszaki Egyetem Metallográfiai Tan-székén felállított, szovjet gyártmányú, URSz 50 I típusú diffraktométeren végezhattünk (442. ábra).

5.01 Filmregisztrálás. A vizsgálatokhoz a Seifert-készülék 57,3 mm belső átmérőjű Debye—Scherrer-kamráját használtuk fel. A próbát a Bragg—Brentano fókuszálási elv szerint vizsgálandó felületrészeivel a hengeres kamra



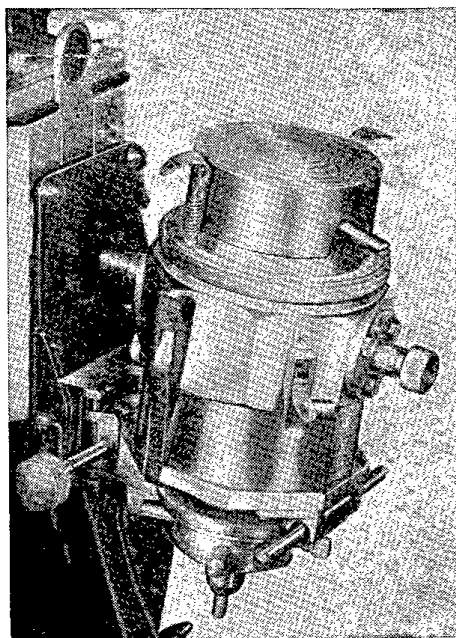
439. ábra. A próba forgatására kiegészített Debye—Scherrer-kamra elemei [21]



440. ábra. A röntgenkamra a kettős fedél nélkül

tengelyébe helyeztük; a próba felülete a primer sugárral a figyelembe vett reflexiók közepes reflexiós szögét zárta be.

A kísérletek során kitűnt, hogy különösen az MSZ 2657 szerinti 4—5-nél durvább szemcseméretű próbákat vizsgált síkjukban forgatni kell, hogy a reflexiós gyűrűk egyenletes fedettségűek legyenek. Mivel ez a forgatás a gyári kivitelű kamrában nem lehetséges, új próbatesttartót és kétrészes kamrafedőt is készítettünk. Így mind a próba megfelelő forgatását, mind a kamra fénymentes zárását meg tudtuk oldani (439—441. ábra).



441. ábra. Az átalakított kamra a röntgenkészüléken



442. ábra. Az URSz 50 I diffraktométer

A tulajdonképpeni próbatartó egy, a peremén horonnyal ellátott tárcsa, amelynek középső nyílásához a próbát lemezrugó szorítja. A tárcsát három, a horonyban felfekvő görgő tartja helyzetében; az egyik görgőt rugó feszíti meg. A próbatartót egy, a felső görgő meghosszabbított tengelyén levő keréssel lehet forgatni, amelyet egy a fedélre szerelt, s kívülről forgatott másik kerékkel, gumizsinórral lehet meghajtani. Az ismertetett kiegészítés értelem-szerűen más Debye—Scherrer-kamrán is megvalósítható.

A felvételeket β -szűrővel szűrt Co- K_α vagy Fe- K_α sugárzással készítettük.

5.02 *Számlálócsöves regisztrálás.* Mivel a rendelkezésünkre álló kristály-monokromátorok és β -szűrők túlságosan csökkentették volna a primer röntgensugár intenzitását, felhasználtuk egy vas anódú röntgencső teljes $K_{\alpha+\beta}$ sugárzását. (Anódáram 40 kV, 8 mA.) A β -vonalat ilyenkor természetesen nem szabad figyelmen kívül hagyni. Az austenit (220) K_α -reflexiója pl. a martensit (211) K_β -reflexiójához nagyon közel van. Kimutatható azonban, hogy a felhasznált reflexiók integrált intenzitása kielégítő pontossággal különválasztható mind a β -vonalak, mind az ugyancsak gyakran észlelhető karbidvonalak intenzitásától.

A felvételeket a Bragg—Brentano fókuszálási elv szerinti, szokásos számlálócsöves elrendezéssel készítettük. A próbák forgatására itt is készítettünk új próbatartót. A próba ebben rugós lappal a fémmikroszkópok tárgyasztalára emlékeztető tárcsához van szorítva, amelyet kis szinkronmotor hajt meg.

6. A mérés pontossága

6.01 *A geometriai körülmények hatása.* Az ismertett felvételi módok a Bragg—Brentano-féle fókuszálási elv alapján kívánnak éles és intenzív reflexiókhoz jutni. Az egzakt beállítás azonban — különösen nagyobb vagy bonyolult alakú tárgyak roncsolás nélküli vizsgálatakor — sokszor nagyon nehéz. *Beu* és *Koistinen* régebbi eredményei szerint azonban a mérési eredményeket jóval nagyobb beállítási hibák sem változtatják meg érdemlegesen, mint amekkorák a gyakorlatban előfordulnak [15]. Így az esetleg még nem kifogástalanul beállított fókuszálási feltételek hatása elhanyagolható.

6.02 *Az eljárás érzékenysége* döntően a felvétel körülményeitől függ. Nyilvánvaló ugyanis, hogy a (6) összefüggésből az austenittartalom matematikailag tetszés szerinti pontossággal számítható. Mivel a $\frac{\Sigma G_\gamma}{\Sigma G_\alpha}$ hányados a vizs-

gálat során állandó, az a döntő, hogy milyen pontosan tudjuk az egyes reflexiók P integrált intenzitását meghatározni. Arra törekedtünk tehát, hogy az alkalmazott egyszerű felvételi módoknál tisztázzuk a mérési pontosság három alapvető kérdését: 1. mekkora austenittartalom meghatározására használható a módszer; 2. milyen határok között reprodukálhatók a vizsgálati eredmények; és 3. mennyire térnek el ezek a valódi austenittartalomtól.

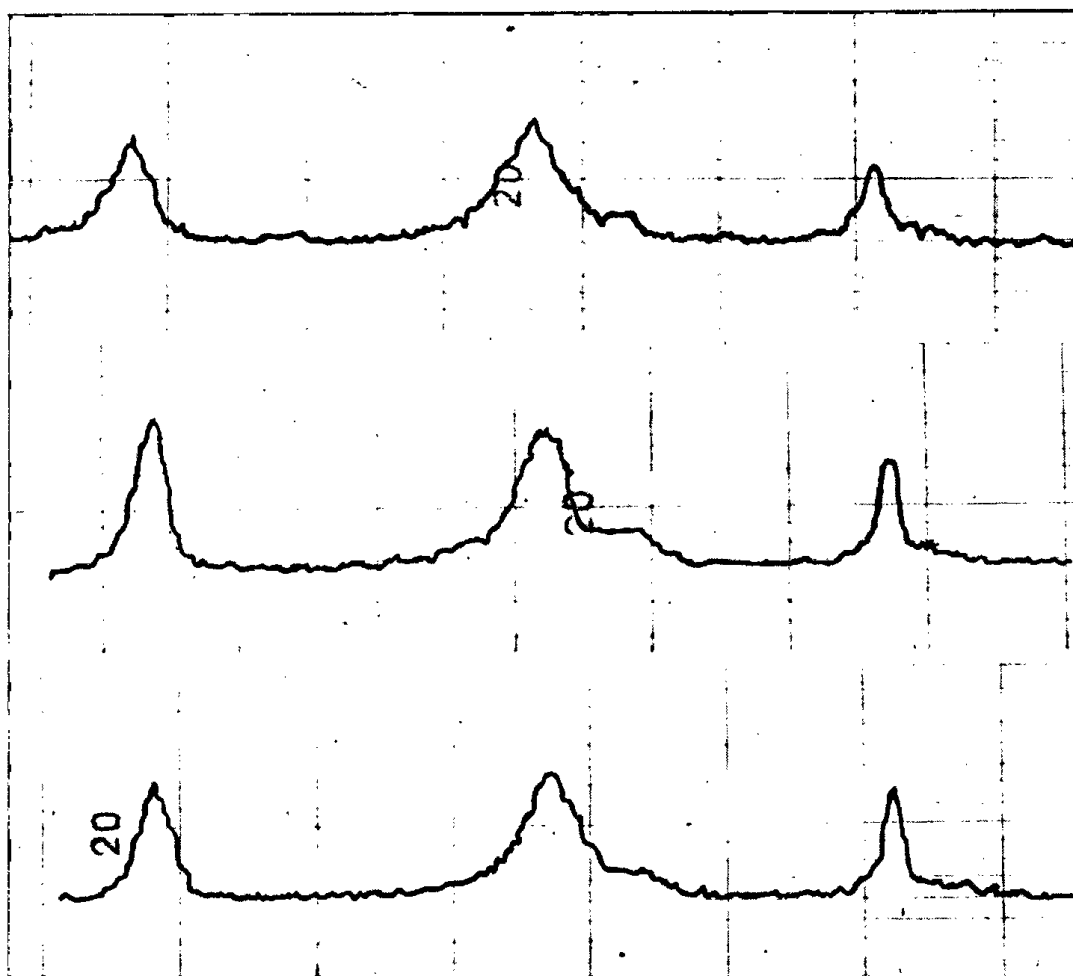
Az első két kérdést kereken háromszáz vizsgálat alapján tanulmányozhattuk. Úgy találtuk, hogy általában 5%-nál több austenit mérhető, bár kedvező esetben a diffraktométer 2% austenittartalmat is kimutatott.

A mérési eredmények reprodukálhatóságát különböző austenittartalmú golyóscsapágyacél próbákon vizsgáltuk. Mindegyik próbán 4–12 mérést végeztünk; névleges austenittartalomnak az átlagértéket tekintettük. Film-regisztráláskor a szórás $\pm 2\%$, a diffraktométerrel való méréskor $\pm 1,5\%$ austenitnél nem volt nagyobb, mégpedig többé-kevésbé függetlenül az austenittartalom tulajdonképpeni nagyságától. Ez részben azzal magyarázható, hogy a reprodukálódás főleg az integrált intenzitással arányos területek elháríthatóságától függ, ez a bizonytalanság pedig gyenge és erős reflexióknál hasonló.

A harmadik kérdésre, hogy mennyiben tér el a megállapított austenittartalom a valóditól, nehéz közvetlen választ találni, mert megbízható ellenőrzésre nincsen mód. Kimutatható azonban, hogy az ismertetett eljárás jóva a reprodukálódás határain belül a régebbi módszerekkel azonos austenittartalmat ad meg.

A régebbi eljárásokkal kapcsolatban részletesen vizsgálták a röntgendiffrakciósan és metallográfiai úton meghatározott austenittartalom közötti eltérést [7, 16]. Jó egyezést találtak, csak kis austenittartalomnál adódott mikroszkóposan valamivel kisebb érték. Ez a különbség azonban a szövetvizsgálat természetes sajátosságának tekintendő. Végeredményben tehát az ismertetett eljárással meghatározott gyakorlatilag megegyezik a valódi austenittartalommal.

A teljesség kedvéért megemlítjük, hogy kristálymonokromátoros vagy egyéb korszerű berendezéssel a talátnál sokkal nagyobb pontosság is elérhető [7, 15].



443. ábra. Edzett acélpróba: a — köszörült, b — elektrolitosan fényesített és c — mechanikus fényesítés után kémiai úton maratott felületéről diffraktométerrel készített felvétel

6.03 *A próbaelőkészítés hatása.* A vizsgálandó felület megfelelő előkészítése alapvető jelentőségű, hiszen ismeretes, hogy a röntgensugarak fémekbe csak kb. 0,01 mm mélyen hatolnak be érdemleges intenzitással. Így csak ez a vékony felületi réteg vehet részt a reflexiók kialakításában. Az austenittartalom helyes megállapításához nagyon fontos tehát, hogy az egyes fázisok aránya a felületen az egész darabra jellemző legyen. (Ugyanez a követelmény természetesen a metallográfiai szövétvizsgálatra is érvényes.)

Az edzett acél szövetelemei metastabilisak: a tetragonális martensit szabályossá, az austenit bomlásterméké kíván átalakulni. Ezeket a folyamatokat minden külső beavatkozás, nevezetesen hő és deformáció jelentősen meggyorsíthatja. Ezért általában vizesen köszörülnek; a jó vízhűtés ui. a fejlődő meleget hatásosan el tudja vezetni. Jó köszörüléskor a felületi deformáció is kicsiny. Az elektrolitos fényesítés kedvező, mert ennél sem hőfejlődés, sem deformáció nincsen, sőt még a legfelső, ún. Beilby-réteg is eltávolítható. E tapasztalatok ellenére a felületi előkészítés és austenittartalom röntgendiffrakciós meghatározásának eredménye között nem kellően tisztázott az összefüggés.

Jóval régebben 1000° C-ról olajban edzett golyóscsapágy acél próbát választottunk tehát ki, s négy-négy felvétellel meghatároztuk ennek maradék austenittartalmát vizes köszörülés, elektrolitos fényesítés, valamint mechanikus fényesítést követő vegyi maratás után. A számszerű eredmény a mérési hiba határán belül mindig azonosnak adódott (31,5%). Amint azonban a 443. ábrán példaképpen bemutatott diffrakciós felvételeken is látszik, az elektrolitosan előkészített felületről származó reflexiók intenzitáseloszlási görbéi jobban megközelítik a haranggörbe alakját, s ezen kívül keskenyebbek és magasabbak is a csak mechanikusan megmunkált felületről származókéknál. A csak köszörült felületen keletkezett reflexiók egyenlőtlenebb intenzitáseloszlásra, erősebben deformált kristályrácsra utalnak.

Az elmondottakból megállapítható, hogy a próba előkészítési módjának nincsen lényeges hatása a vizsgálat eredményére, ha azt nagyon gondosan végezték. Legalábbis olyan acélnál nem, amelyet edzés után egy ideig hevertettek, vagy megeresztettek, ahol tehát a maradék austenit termikusan többé-kevésbé stabilizálódhatott. Más kísérletek alapján azonban úgy látszik, hogy közvetlenül edzés után végzett bármilyen gondos köszörülés mégis meghamisíthatja az eredményeket.

ÖSSZEFOGLALÁS

Edzett acélok maradék austenittartalmának röntgendiffrakciós meghatározására olyan összefüggést vezettünk le, amely az acél vegyi összetételétől messzemenően független. Segítségével a röntgendiffrakciós felvételekből az eddigi legalább fél óra helyett egy-két percen belül meghatározható a próba austenittartalma.

Az eljárást fotografikus és diffraktométeres regisztrálással megvalósítottuk és részletesebben foglalkoztunk a mérési pontosság kérdésével.

I R O D A L O M

1. Tamaru, K.—Sekito, S.: Sci. Repts. Tohoku Imp. Univ. 1931. 20. I. 377—394.
2. Gardner, F. S.—Cohen, M.—Antia, D. P.: Trans. AIME, 1943. II. 306—317.
3. Fletcher, S. M.—Cohen, M.: Trans. ASM. 34. 1945. 216.

4. *Necsvolodov, V. V.*: Szbornik „Rentgenografija v primenenii k issledovaniju materialov” ONTI (1936).
5. *Palatnik—Fuksz*: Ucsenüe zapiszki Harkovszkogo universziteta, 1950. 30. 213—235.
6. *Landa, R. A.*: Zavodszkaja Laboratorija, 1956. 1. sz. 83—87.
7. *Averbach, B. L.—Cohen, M.*: Trans. AIME, Metals Technology. 1948 febr. 401—415.
8. *Averbach, B. L.—Castleman, L. S.—Cohen, M.*: Trans. ASM. 42. 1950. 112—120.
9. *Beu, K. E.*: Trans. AIME, Jn. of Metals, 1952 dec. 1327—1328.
10. *Beu, K. E.*: Trans. AIME, Jn. of Metals, 1953 nov. 1539—1540.
11. *Averbach, B. L.*: Trans. AIME, Jn. of Metals, 1953 jan. 87—88.
12. *Beu, K. E.*: ASTM Proceedings, 1955. (Appendix IV.) 630—643.
13. *Khol, Fr.*: Hutnické Listy, 1957. 12. 299—302.
14. *Fuchs E.*: Kandidátus értekezés, Budapest 1960.
15. *Beu, K. E.—Koistinen, D. P.*: Trans. AIME, Jn. of Metals, 1953 nov. 1529—1530.
16. *Harris, W. I.*: Nature, 161. 1948. 315—316.
17. *Fuchs, E.*: Acta Technica, 32. 1961. 389—414.
18. *Fuchs, E.*: Acta Technica, 33. 1961. 165—177.
19. *Honda, K.—Nishiyama, Z.*: Sci. Rep. Tohoku Univ. 21. 1932. 299—331.
20. *Verő, J.*: Az ipari vasötvözetek metallográfiája I. Akadémiai Kiadó. Budapest 1960.
21. *Fuchs, E.*: Előadás a XIII. Bányászati és Kohászati Napokon. Freiberg/Sa, 1961.

ALUMÍNIUMOXID SZEMCSEMÉRETÉNEK RÖNTGENDIFFRAKCIÓS MEGHATÁROZÁSA

DR. FUCHS ERIK
a műszaki tudományok kandidátusa

DK 548.73: 549.517.1

1. Bevezetés, célkitűzés

A korszerű gyártási eljárásokban fontos szerepe van az alumínium-oxidból készült (műkorund) forgácsoló és egyéb szerszámoknak. Előállítási technológiájuk kidolgozásához, valamint minőségük megítéléséhez többnyire az alapanyagok, félkész és késztermékek szemcseméretének meghatározása is szükséges.

Mikroszkóppal azonban a kb. mikron méretű vagy annál apróbb szemcsékből álló porok alig vizsgálhatók. A műkorund szerszámból emellett csak nagyon körülményesen és drágán lehet a szükséges vékony csiszolatot elkészíteni. A vékonycsiszolat készítésekor a műkorund szerszám szükségképpen tönkremegy, a vizsgálatot tehát — legalábbis annakidején — nem lehetett roncsolás nélkül elvégezni.

Olyan roncsolás nélküli eljárás kidolgozását tűztük ki ezért célul, amely a por alapanyagtól a kész lapkáig vagy más szerszámig a gyártás minden fázisában a próba roncsolása nélkül használható. Így terelődött a figyelem *röntgendiffrakciós* vizsgálatokra [1].

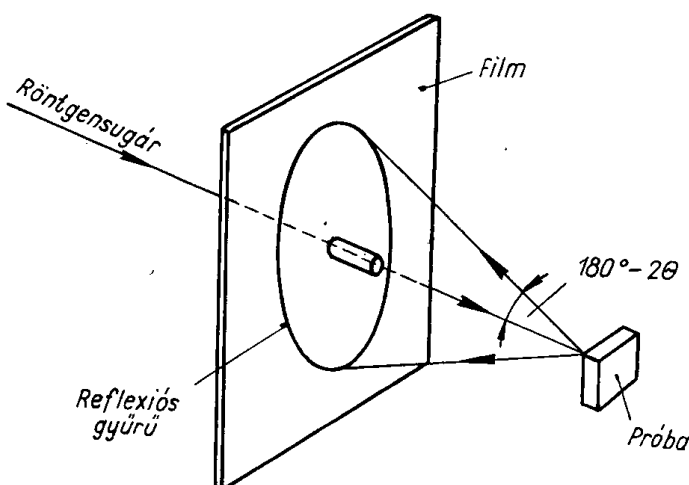
2. A szemcseméret röntgendiffrakciós meghatározásának alapja

Mint ismeretes, valamely kristályra eső, λ hullámhosszúságú röntgensugár a Bragg-törvény értelmében reflektálódik, ha a

$$\lambda = 2 d \cdot \sin \theta$$

összefüggés ki van elégítve. (d a kristály rácsparamétere, θ pedig a reflexiós szög). A *kristályhalmazra* jutó monokromatikus röntgensugár nyomán *reflexiós gyűrűk* keletkeznek az őket felfogó filmen (444. ábra). Megállapították, hogy ezek a gyűrűk foltokká szakadozottak, ha a kristálykák a mikron nagyságrendnél nagyobbak, s a szakadozottság annál kifejezettebb, minél nagyobbak a szemcsék. A kb. mikron-tizedmikron nagyságrendű szemcsékről keletkezett gyűrűk homogén, éles vonalakként jelennek meg. Tizedmikron nagyságrendűnél is kisebb szemcsék esetében pedig a méretcsökkenéssel együtt a homogén reflexiós gyűrűk is egyre diffúzabbá lesznek. A pontos határokat felvétel-technikai körülmények szabják meg.

Amint ez meglevő ismeretekből és saját vizsgálatok eredményéből is kitűnt, a meghatározandó szemcseméret a tizedmikron, illetve az ennél nagyobb nagyságrendekbe tartoznak. A meghatározást tehát a vonalélesség ténye, illetve a vonalak szakadozottsági körülményei alapján lehet elvégezni.



444. ábra. Reflexiós gyűrű keletkezése végreflexiós felvételi módnál

3. A szemcseméret meghatározása számítással

A szemcseméret röntgendiffrakciós meghatározásának feltétele, hogy a vizsgálandó kristályok kb. azonos nagyságúak legyenek. Ilyenkor is legegyszerűbb azt megállapítani, hogy a szemcsék mikron-tizedmikron nagyságrendűek, mert erre az éles reflexiókat közvetlenül bizonyítékul lehet tekinteni.

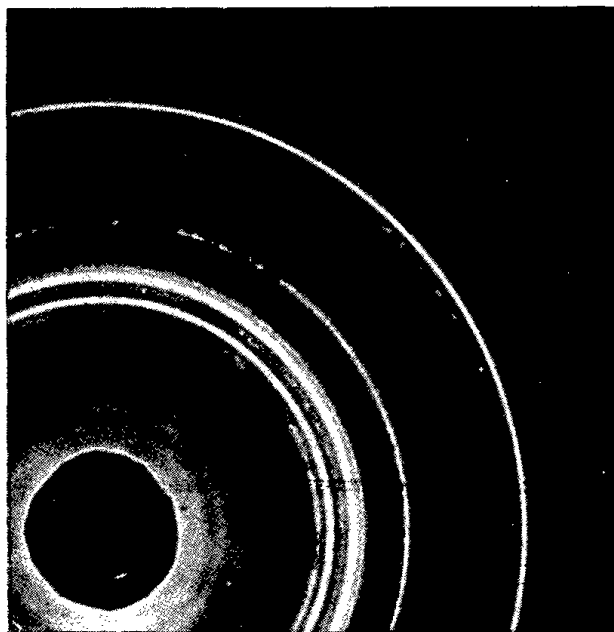
A felszakadozott gyűrűket tartalmazó felvételtől a szemcseméretet *Schdanow* szerint [2] képletből is meg lehet határozni, mégpedig a felvétel körülményeit tekintetbe vevő tényezőkön kívül az egy-egy reflexiós gyűrűn levő *interferenciapontok* számának függvényében [1].

Kétségtelen, hogy *Schdanow* képletével azonos módon készült felvételekből, megbízhatóan lehet próbák szemcseméretét viszonylagosan besorolni. A számszerű eredmények azonban figyelembe nem vehető mellékkörülmények miatt nem fogadhatók el fenntartás nélkül. Nehézséget jelent, ha a próba nem homogén szemcsézetű, mert a képlet a szemcseméret heterogénségét nem tudja érzékelni. Általában inkább a durvább frakciók érvényesülnek. Ugyancsak helytelenül fejezi ki a képlet a viszonyokat, ha a kristályok alakja a gömbszerűtől, a kocka alakútól jelentősebben eltér. Mivel emellett a számlálás és a meglehetősen körülményes számítgatás is nehézzé teszi a vele való munkát, az eljárás inkább csak kisszámú vizsgálatnál alkalmazható.

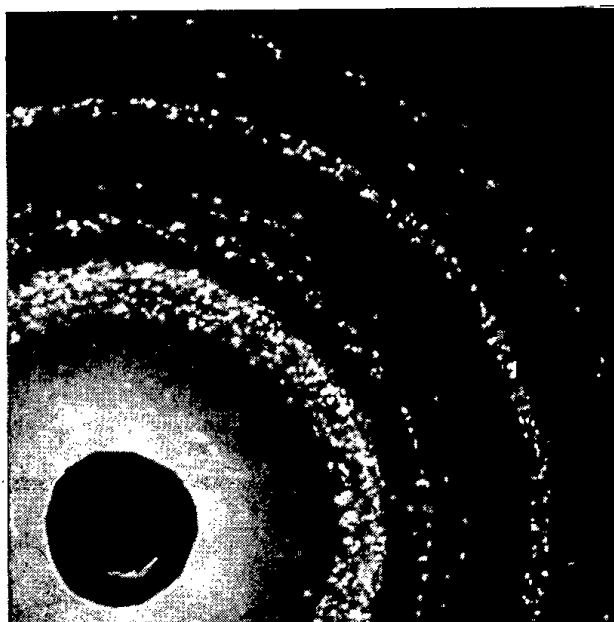
4. A szemcseméret meghatározása összehasonlító felvételekkel

A röntgenfelvételen felfogott reflexiók az előbbieket szerint jellemzőek a próba szemcseméretének viszonyaira. Homogén szemcsézetű anyagnál a vonalszakadozottság mértékéből és a vonalak élességéből akár számszerű méretekre is következtethetünk. Az alumíniumoxidból készült kerámiagyártmányok anyagában azonban gyakran együtt fordulnak elő jelentősen különböző

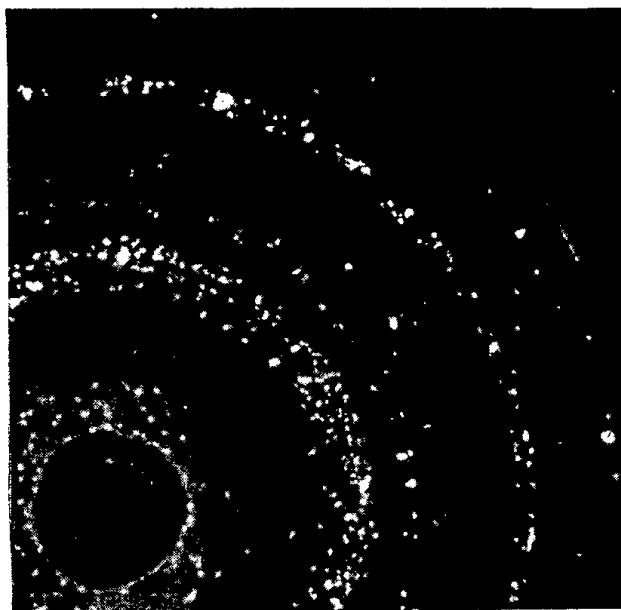
I.



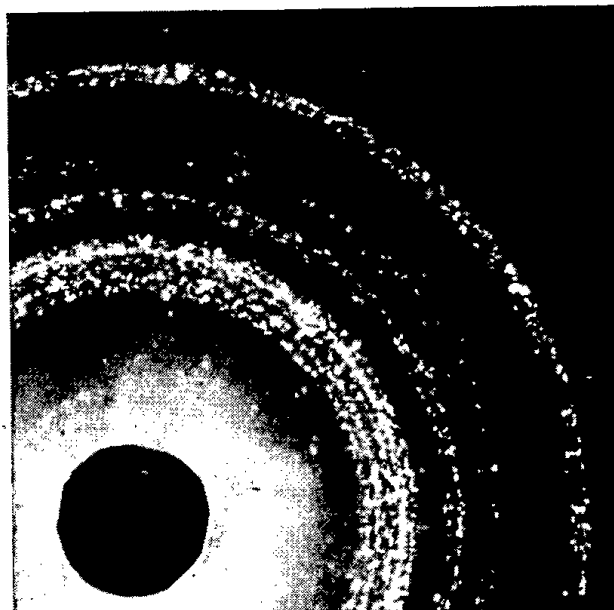
II.



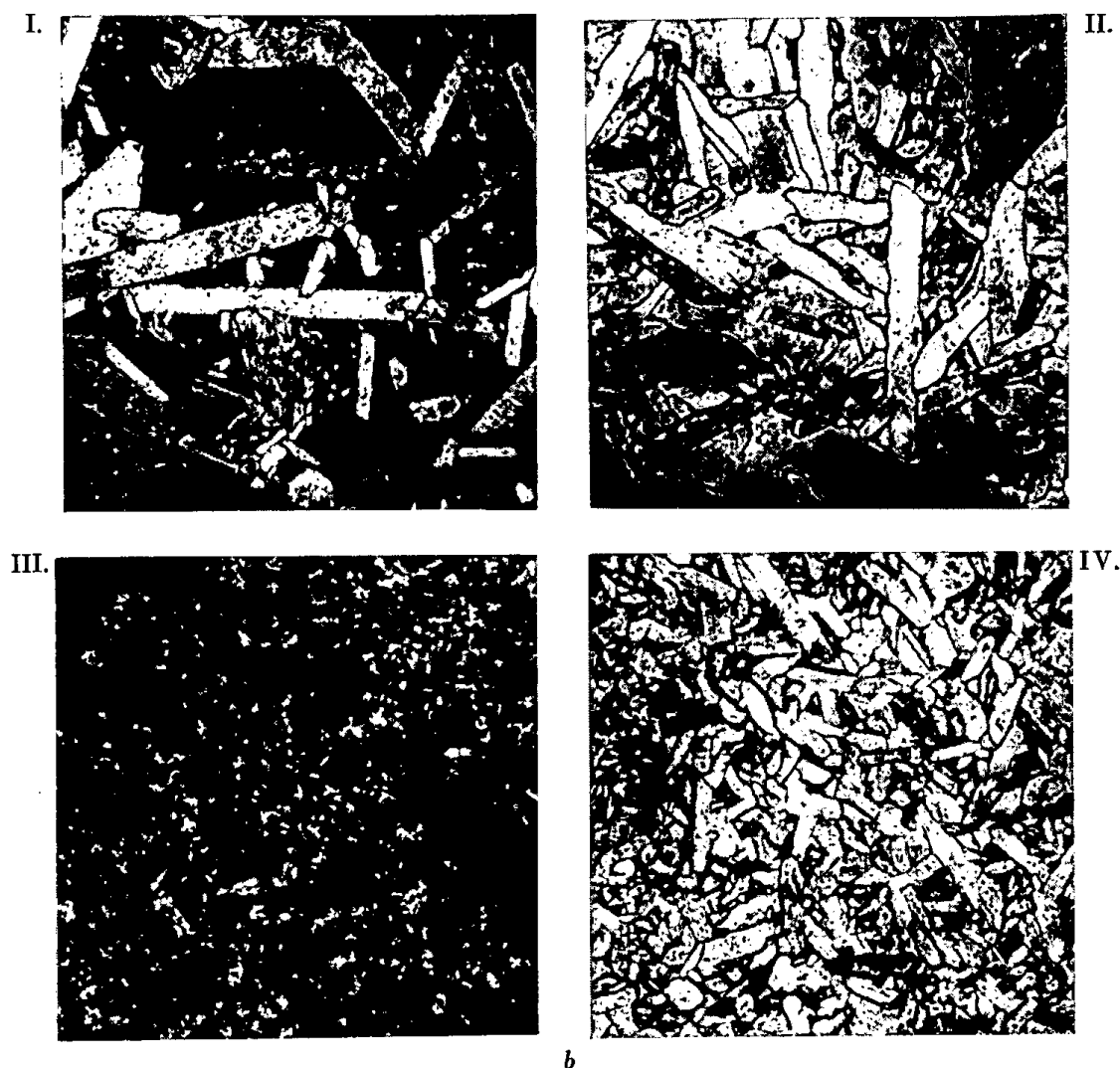
III.



IV.



a



445. ábra. Keramikus lapkákról készült a) röntgendiffrakciós és b) 150-szeres nagyítású fémmikroszkópos felvételek

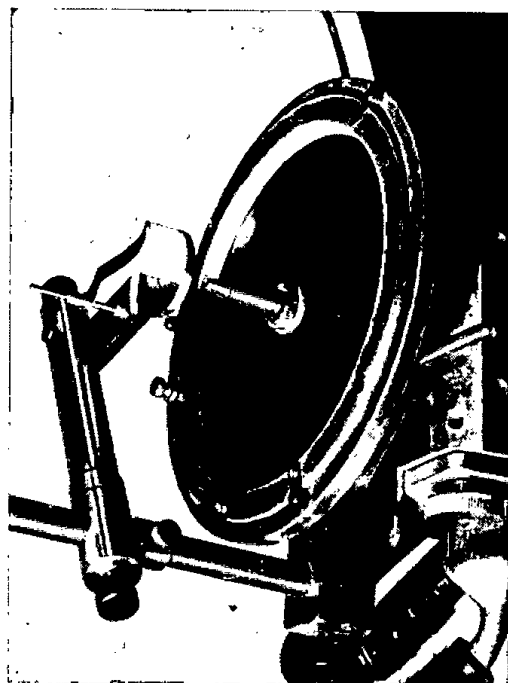
méretű kristályok. Az egyes szemcseméret-frakciók jellemző reflexiókat egymástól függetlenül hozták létre, s ezek egymásra szuperponálódnak. Az ilyen viszonyokat már nehéz pusztán elméleti megfontolás alapján rekonstruálni. Ha azonban bizonyos számú röntgenfelvételt összehasonlítunk vékonycsiszolaton végzett mikroszkópi vizsgálatok eredményével, a szerzett tapasztalat alapján a röntgenfelvételtől az egész szemcseszerkezet, tehát a méreteken kívül a szemcsék egyenletessége vagy különbözősége is megítélhető.

A 445. ábra jellegzetes képeket mutat, amelyeken jól látszik a mikroszerkezet és a röntgenfelvételek közötti egyértelmű összefüggés. A durvább szemcsékhez szakadozottabb vonalak tartoznak, s a 445—IV. ábrán tisztán felismerhetők a finom alapanyagnak és a nagy kristályoknak egymásra szuperponálódott reflexiói.

Számszerű eredményekhez *etalonfelvételek* segítségével lehet jutni. Az utóbbiakat természetesen mindig a vizsgálandó anyagnak és a célnak megfelelően kell összeállítani. Ezek szabhatják meg a sorozat tagjainak számát, a felvételi körülményeket; (a felbontóképesség pl. növelhető az expozíciós idő rovására a fényrekesz méretének csökkentésével stb.). A különböző szempontok és adottságok figyelembevételével összeállított etalonfelvételekkel terjedelmes sorozatvizsgálat is könnyen elvégezhető egyszerű összehasonlítás és ennek alapján való besorolás révén. A módszer előnye, hogy a kész műkorund termék mikroszkópos vizsgálata alapján készített etalonfelvételekkel Al_2O_3 -porok, félkésztermékek és kész termékek egyaránt vizsgálhatók. A szemcseméretnek röntgendiffrakciós vizsgálata azért is értékes, mert nem jár roncsolással. További feldolgozás előtt külön előkészítés nélkül megvizsgálható tehát a jelentéktelen szilárdságú előzsugorított terméknek és a forgácsolási próbára kerülő, készre köszörült lapkák élének szerkezete is, amire más módszerrel eddig nem volt mód.

5. A röntgendiffrakciós felvétel készítése

Röntgendiffrakciós felvételeinket Seifert-gyártmányú, Debye-flex-berendezéssel készítettük. Végreflexiós kamrát alkalmaztunk. Így teljes reflexiós gyűrűkhöz lehet jutni, mégpedig éppen a legérzékenyebben regisztráló, nagy



446. ábra. Az átalakított végreflexiós kamra felvétel készítése közben

szögű reflexiók tartományában (444. ábra). (Annak sincs természetesen akadálya, hogy a film egy részét, pl. kétharmadát, felvétel közben letakarjuk. Így egymás mellé több felvétel készülhet ugyanarra a filmlapra.) A gyári

eredetű kamrák próbatesttartó alkatrészei nem megfelelőek, mert csak körülményesen lehet a próbákat rájuk erősíteni. Nehéz a próbafelületnek a vizsgáló sugárra való merőlegesre állítása, valamint az összehasonlítható felvételeknél elengedhetetlen, azonos *próbafelület-film* távolság beállítása is. Ezért az eredeti tárgytartók helyébe a fémmikroszkópok tárgyasztalára emlékeztető próbatesttartókat készítettünk. Nyílásukhoz lemezrugó szorítja a próbát (446. ábra); ezáltal a merőlegesre állítás is biztosítva van, és a próbákat is kényelmesen, gyorsan lehet cserélni [3]. Az azonos próbafelület-film távolság biztosítására rögzíthető ütközőgyűrűt helyeztünk a tárgytartóra. Segítségével a tárgyasztal mindig, pl. filmcsere után is könnyen visszahozható eredeti helyzetébe. A tárgyasztal nyílását a tárgytartónak és az asztallapnak megfelelő elfordításával lehet a röntgensugárhoz képest központosítani.

A termékeket előkészítés nélkül, kb. 1 mm²-nyi felületrészükön vizsgáltuk. Porokból műanyag lapocskába vágott mélyedés kitöltésével készítettünk próbatestet, felvételkor ezt szorítottuk a tárgyasztalhoz.

A vizsgálat céljára réz anódú röntgencső $K\alpha_{+\beta}$ sugárzását használtuk fel, és *Agfa Laue* röntgenfilmet alkalmaztunk.

ÖSSZEFOGLALÁS

A műkorund szerszámok gyártása és felhasználása szempontjából a bennük levő szemcsék mérete döntő jelentőségű. Kimutattuk, hogy a szemcseméret röntgen végreflexiós felvételtől a próba előkészítése, tehát roncsolása nélkül megállapítható. A szemcseméretet elméleti úton, számítással vagy etalonfelvételek alapján, összehasonlítással lehet meghatározni.

I R O D A L O M

1. Fuchs E.: Gép, 11, 1959. 461. o.
2. Schdanow, H. S.: Z. Kristallogr. 90, 1935. 82. o.
3. Szántó I.—Fuchs E.: Mérés és Automatika 3. 1955. 214. o.

ÚJ MÓDSZER KORRÓZIÓS ÉS ELEKTROLITOS FOLYAMATOK KÖZVETLEN MIKROSZKÓPOS VIZSGÁLATÁRA

DR. FUCHS ERIK

a műszaki tudományok kandidátusa

DK 620.18: 620.19

1. Bevezetés

Az utóbbi évtizedekben egyre többet foglalkoznak korróziós problémákkal és az anyagok felületén végbemenő más, részben elektrolitos folyamatokkal. A különböző feladatok megoldására jó néhány vizsgálati módszer alakult ki, amelyről a kiterjedt szakirodalom is tanúskodik.

Mester István, az Intézet Anyagvizsgálati Osztályának vezetője hívta fel annak idején a figyelmünket arra, hogy ezeknek a folyamatoknak közvetlen mikroszkópos megfigyelésére nincsen megfelelő eljárás, holott arra nagy szükség lenne. Ilyen új módszer kidolgozását tűztük tehát célul magunk elé [1].

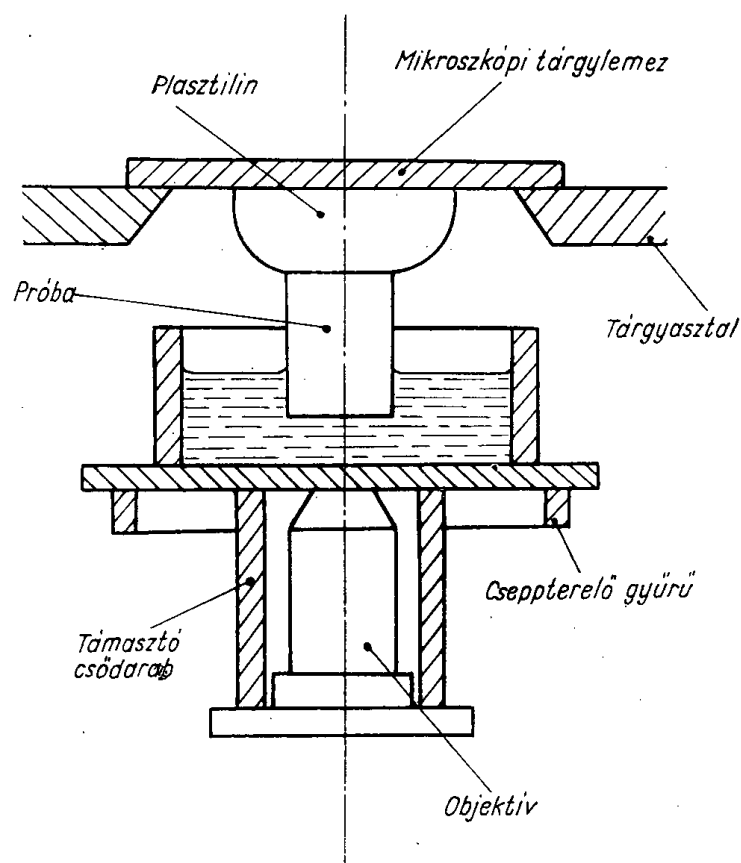
2. Folyadékkal érintkező felületek közvetlen mikroszkópos vizsgálata

Adottságainkat figyelembe véve, kísérleteinket általában Reichert MeF-típusú fémmikroszkóppal végeztük.

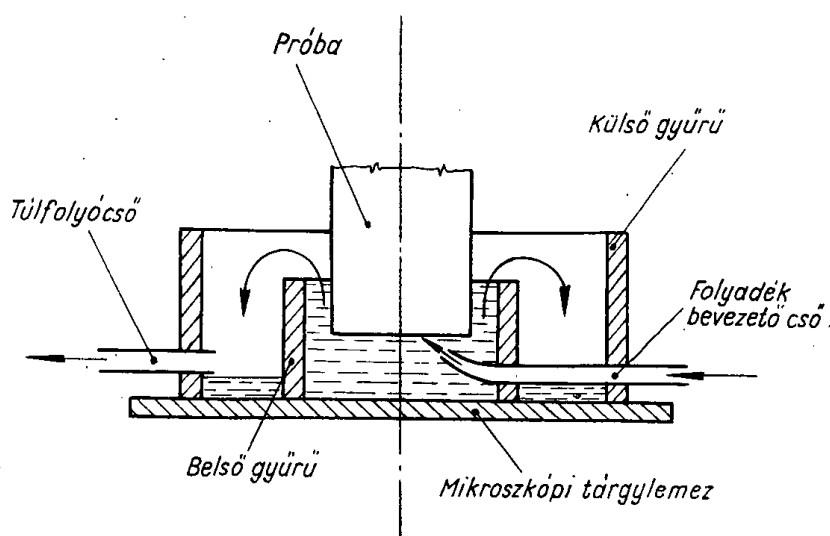
Egyszerűbb vizsgáló eszközünk kialakítására Akimov egy régebbi megoldása adta az alapgondolatot [2]. Elrendezésünket a 447. ábra mutatja. Közvetlenül a mikroszkóp objektívje elé üveglemezről és üveggyűrűből össze-
ragasztott edénykét erősítettünk. Ebbe került a korrodáló folyadék. Az alkalmas képlékeny anyaggal (plasztilinnal) tárgylemezre erősített próba vizsgálható felületével lefelé a mikroszkóp tárgyasztalára került.

A próba felületének merőlegesnek kell lennie a mikroszkóp optikai tengelyére, vagyis párhuzamosnak kell lennie a tárgyasztal síkjával. Ezt leg-
egyszerűbben megfelelő magasságú, párhuzamos véglapúra csiszolt csődarab-
bal biztosíthatjuk. Ragasztáskor ui. a csövet a tárgylemezre állítjuk, amelyre előzőleg megfelelő mennyiségű és alakú plasztilint helyeztünk, és a próbát sík lappal ütközésig a plasztilinba nyomjuk [3]. Ekkor a próba előkészített felülete nemcsak párhuzamossá válik a tárgylemezzel, illetve később a mikroszkóp tárgyasztalával, hanem a tárgylemez-vizsgált felület távolság is azonos a próbadarab méreteitől függetlenül.

A 447. ábrán bemutatott megoldás előnye, hogy a darabot a korrodáló folyadékba a mikroszkóp élesre állító mechanizmusával egyszerűen be lehet mártani; így beállításkor nehezen képződhet buborék. Az esetleg mégis keletkezett buborék a próba kiemelésével és visszaeresztésével könnyen és gyorsan eltávolítható. Főleg ilyenkor előnyös az említett módon készített próbák



447. ábra. Korróziós folyamatok vizsgálata egyszerű vizsgáló edénykével



448. ábra. A kettős vizsgáló edényke vázlata

használata, mert a mikroszkópon ekkor be lehet jelölni az élesre állító mechanizmusnak azokat a helyzeteket, ahol az egyes objektívek kb. éles képet adnak.

A mikroszkóp tárgyasztalt mozgó csavarjaival a próbadarab helyzete metallográfiai vizsgálatoknál szokásos módon változtatható. Hogy csak a próba megfigyelt részén történjék változás a korrodáló közeg hatására, célszerű legalább a próbatest oldalait valamilyen szigetelőanyaggal bevonni.

A legtöbb vizsgálatnál arra kell törekedni, hogy minél nagyobb legyen a próba alatti folyadékréteg vastagsága. Minthogy a próbafelületnek az objektívtől mért távolságát az objektív gyújtótávolsága meghatározza, a rendelkezésre álló hely a nagyítás növelésével rohamosan csökken. Az ismertetett megoldás ebből a szempontból is előnyös. Mindig a lehető legmagasabb folyadékréteget biztosítja, hiszen a folyadékos edény fenéklapja közvetlenül az objektív előtt van.

A folyadékos edény fenéklapja lehetőleg vékony, hibátlan planparallel üvegből legyen.

Olyan folyamatok vizsgálatokor, amelyeknél gyorsan elhasználódik a korrodáló szer, a folyadék *cserélése* kívánatos. Erre a célra szerkesztettük a 448. ábrán vázlatosan bemutatott *kettős edénykét*.

Mint az előzőkből következik, a vizsgálat során a próbadarabnak mindig be kell merülnie a korrodáló folyadékba, tehát bizonyos folyadékoszlopra van szükség. Kettős edényünkben a folyadékszintet a belső gyűrű biztosítja. Ebbe merül bele már ismertetett módon a próbatest. A folyadék cseréléséről, illetve az esetleg képződő buborékok és melléktermékek elsodrásáról úgy gondoskodunk, hogy kapillárisra kihúzott, alkalmasan meghajlított és lecsiszolt üvegsővel finom folyadéksugarat fecskendezünk a próbafelületre. Természetesen annak sincsen akadálya, hogy többféle folyadék bevezetésére két vagy több kapillárist alkalmazzunk. A szükségszerűen túlfolyó folyadékot a külső gyűrű fogja fel, innen célszerűen elhelyezett túlfolyócső vezetheti valamilyen gyűjtőedénybe. Nagyobb nagyításoknál — olyankor tehát, amikor nagyon kicsiny a fenéklap és próbafelület közti távolság — jobb a kapilláris végét kissé elliptikus szelvényűre összenyomni és a folyadéksugarat kis szögben a fenéklapra irányítani.

Az elérhető legnagyobb nagyításnak főleg az szab határt, hogy nagy nagyítású objektívnek szükségképpen kicsiny a tárgytávolsága, s a vizsgáló edénykének fenéklapját nem lehet néhány tized mm-nél vékonyabbra készíteni. Az edényke tehát pl. 40×-es nagyítású, normális használatra szánt objektív és a próbafelület között nem fér el. Az optikai sugármenetbe hozott folyadék, illetve üvegréteg is annál jobban rontja az objektív által készített kép minőségét, minél nagyobb annak saját nagyítása. Így az ismertetett megoldással kb. 200—400-szoros nagyításig lehet vizsgálni.

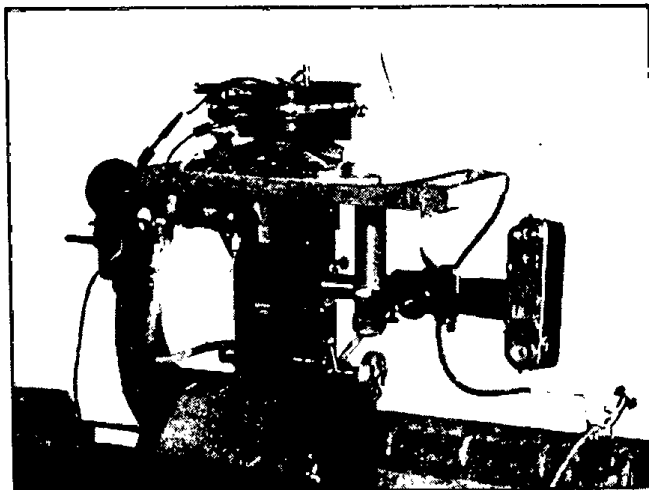
3. Elektrolitos folyamatok mikroszkópos vizsgálata

Az elektrolitos folyamatok vizsgálatokor az egyik elektróda maga a darab, a másikat külön be kell a rendszerbe építeni.

Lényegében a már leírt kettős korróziós edényt használtuk fel. Anélkül, hogy érdemlegesen megváltoztattuk volna, saválló acélhuzalból gyűrű alakú elektródát építettünk az alaplemezen a belső gyűrű által alkotott folyadéktér

fenekére. A huzal meghajlított vége a belső gyűrű beköszörült szélé alatt kinyúlik, és így könnyen az áramforráshoz vezethető.

Elektrolitos folyamatok vizsgálatára különösen fontos a viszonylag nagyon kevés elektrolit cserélése és a fejlődő gázok azonnali elsodrása. Az áramoltatásnak itt hűtő szerepe is van. Felmelegedés a folyamatokat teljesen megzavarhatja, mert ezek gyakran nagyon érzékenyen változnak a hőmérséklettel. Olyankor, amikor gyors melegedéssel kell számolni (pl. nagyobb áramsűrűségnél), célszerű a vizsgált felületet lehetőleg kicsire választani.



449. ábra. A vizsgálathoz felszerelt mikroszkóp

Ezt a próba alkalmas kiképzésével, esetleg a nem közvetlenül megfigyelt részek szigetelésével lehet biztosítani. A kisebb felület előnye az is, hogy a hűtésben a darab saját hővezetése jobban érvényesülhet.

A mikroszkóp védelmére célszerű megfelelő védőberendezésről gondoskodni. Ezért az 447. ábrán látható támasztó csődarabhoz tetőszerű terelőlapot erősítettünk. Az edénykéek fenéklemezeire alul cseppterelő gyűrűt ragasztottunk, nehogy a fenéklemezek mentén folyadék szivároghasson az objektív környékére. A folyadék a terelőlapról a tulajdonképpeni védőtálcára csuroghat, amelyet csődarabok segítségével szereltünk a mikroszkópra (449. ábra). A tálcát két legalacsonyabb pontján gyűjtőedénybe torkolló lefolyócsővel láttuk el. Hogy a tárgyasztal túlságos lesüllyesztése következtében a védőeszközök ne sérülhessenek, az élesre állító mechanizmusra ütközőt szereltünk.

A korrodálószer, illetve elektrolit áramoltatásához megfelelő folyadéknyomást kell biztosítani. Az egyik megoldásnál a folyadékot orvosi fecskendőbe szívtuk, s ebből gumicső közvetítésével nyomtuk a próbafelületre vezető kapillárisba. A védőtálca méreteit olyannak választottuk, hogy ezeket a műveleteket el lehessen rajta végezni.

Sokkal egyenletesebb és hosszú időn át állandó folyadékcseré biztosítható nyomópalack felhasználásával. Kettős nyomólabdával lombikot helyeztünk nyomás alá. Ez a nyomás hajtja ki a folyadékot a lombikból a vizsgáló edénybe. Az áramlást úgy lehet gyorsan megszüntetni, hogy a lombikból a

szabadba vezető gumicső elszorított végét felszabadítjuk. (Ilyenkor az edénykében, illetve csővezetékben levő folyadék is visszajut a nyomóedénybe.)

A későbbiekben bemutatott felvételek tanúsága szerint az ismertetett vizsgálati mód sorozatfényképek készítésére is jó eredménnyel használható. Gyors folyamatok rögzítésére Robot-típusú fényképezőgép vagy keskenyfilmes felvételgép alkalmazható.

Megjegyezzük, hogy közel három évvel azután, hogy módszerünket ismertettük [1] a jénai Zeiss gyár Elypovist elnevezéssel lényegében ugyan-ezen az elven működő készüléket hozott forgalomba [4].

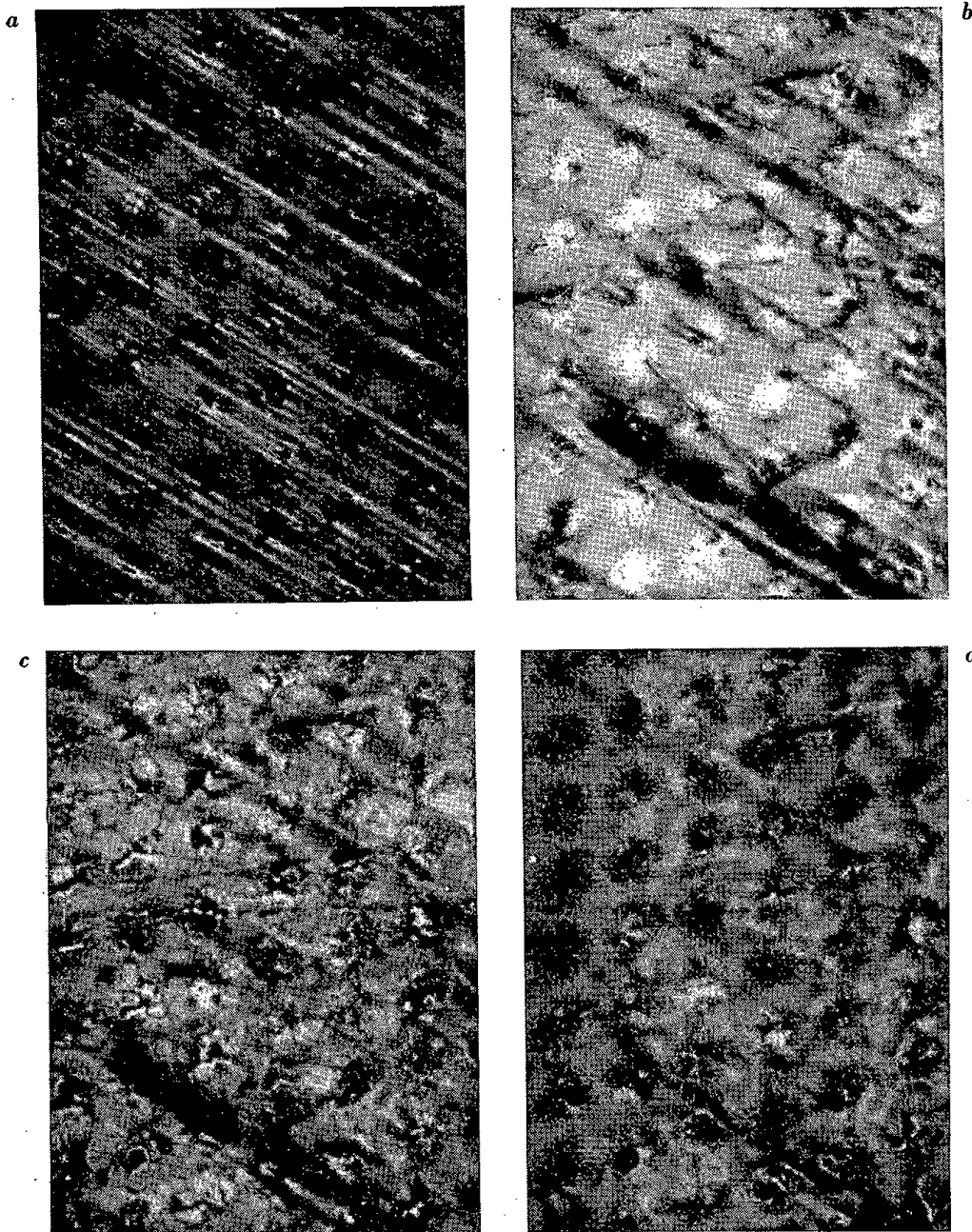
4. Binokuláris mikroszkóp alkalmazása

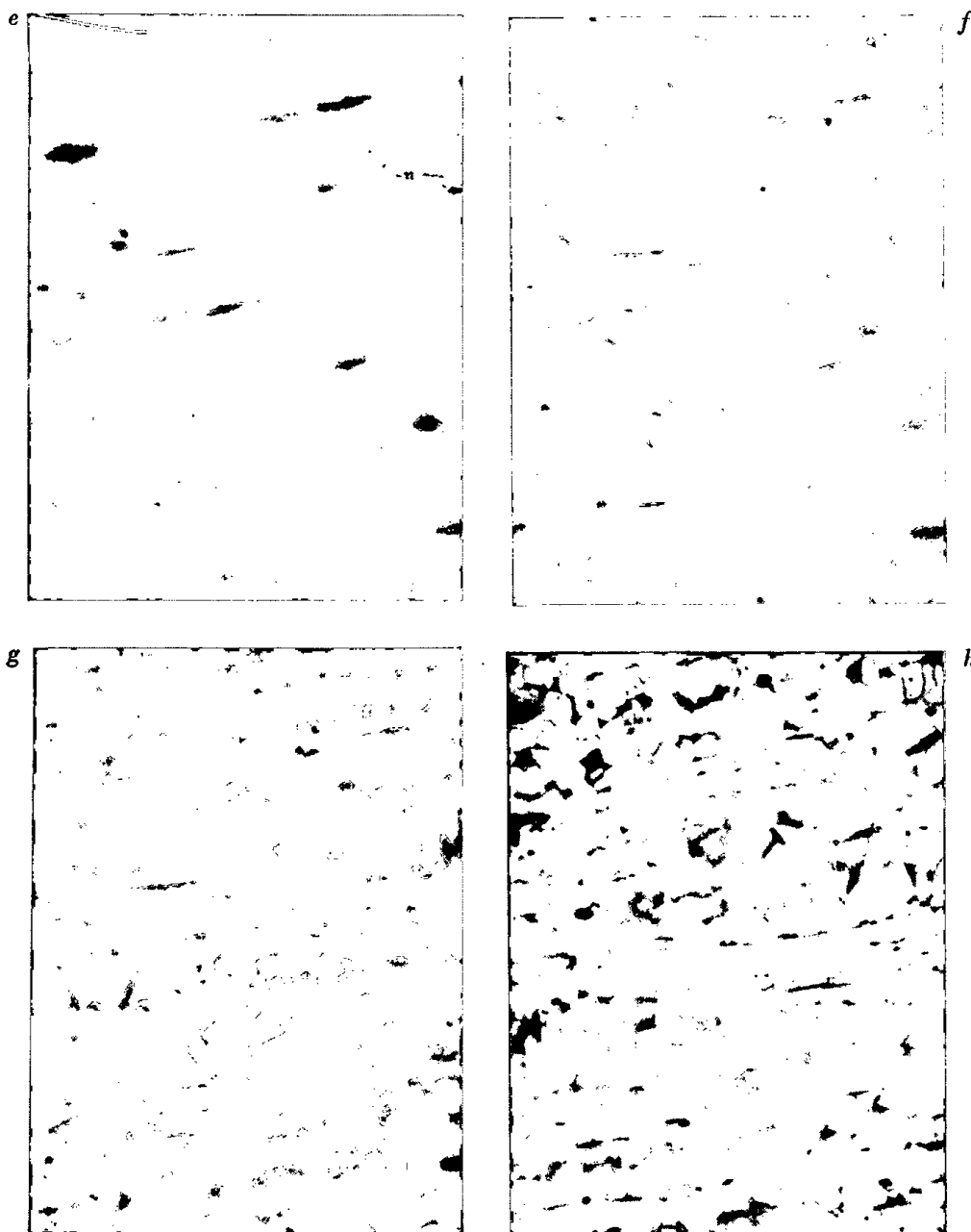
A leírt vizsgálati mód természetesen más típusú mikroszkópon is megvalósítható. Jól bevált pl. a 450. ábrán bemutatott megoldás; Leitz-féle binokuláris mikroszkópot egészítettünk ki egy erre a célra szerkesztett edénykével,

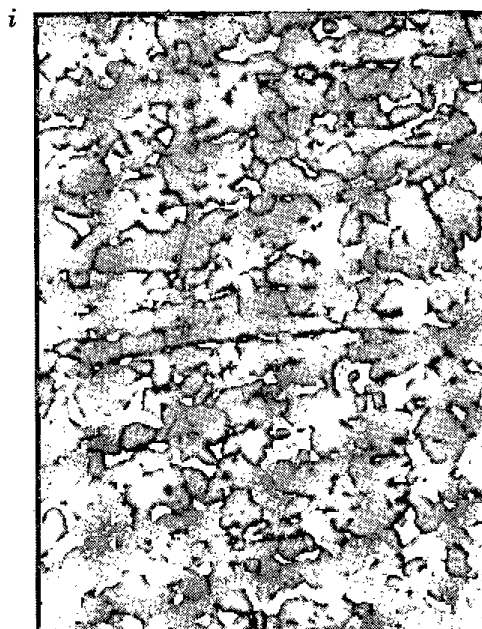


450. ábra. Binokuláris mikroszkóp felhasználása

amely lényegében egy alaplemezre ragasztott nagyobb átmérőjű PVC gyűrű. A vizsgálandó próbákat megfelelően kialakított PVC csíkokra erősítettük és villamos hozzávezetéssel láttuk el. Az egyik elektróda ismét a próbadarab, a vele szemben elhelyezett másik elektróda saválló acélhuzalból készült; gyűrű alakú szigetetlen része az edényke belsejében lebeg. A próbát és az elektródát munka közben ellepi az elektrolit. Szükség esetén bevezetőcsővel és túlfolyócsővel lehet állandó folyadékcseréről gondoskodni. Binokuláris mikroszkóp kb 250-szeres nagyításig használható.







451. ábra. Durván csiszolt lágyacél próbatest elektrolitos metallográfiai előkészítése: *a* — csiszolt próbafelület; *b* — 15 sec fényesítés után; *c* — 20 sec maratás után; *d—e—f* — újabb 5, 10, illetve 15 sec fényesítés után; *g—h—i* — újabb 5, 10, illetve 20 sec maratás után. Nagyítás 250 ×

5. Példa a módszer alkalmazására

Az ismertetett módszer sokféle vizsgálatához használható. Többek között elektrolitos fényesítés, illetve maratás folyamatos megfigyelése is lehetséges. Jó eszközt jelent tehát pl. ahhoz, hogy bizonyos anyagok szövetszerkezetének előhívásához az eddiginél jóval kisebb fáradsággal és gyorsabban kísérletezzük ki a megfelelő fényesítési és maratási körülményeket.

A példaképpen bemutatott mikrofelvétel-sorozat ötvözetlen lágyacél próbáról készült [1]. A próbatest vizsgált felületét 100-as jelzésű csiszoló-papírral csiszoltuk, és elektromos hozzávezetéssel ellátva ragasztottuk tárgylemezre. A nem közvetlenül vizsgált részeket vékony paraffinréteggel szigeteltük.

A felvételsorozat az elektrolitos fényesítés, maratás, újrafényesítés és újramaratás egymásutánját rögzítette. Az elektrolizist a következő összetételű elektrolittal végeztük: 20% 1,2 fs (30%-os) perklórsav, 10% vegytiszta glicerin, 70% etilalkohol.

Anódtelepről 30 V-tal fényesítettünk. A maratáshoz akkumulátorcellát használtunk.

Érdekes, hogy az első fényesítés a durván előkészített darab felületét nem tette egészen simává, az erősebb deformációk nyomai még szembe-tűnőek maradtak. Ezeket hosszabb ideig tartó fényesítéssel sem lehetett teljesen eltüntetni. Alapos elektrolitos maratás után végzett másodszori fényesítés azonban többnyire kifogástalan felületet eredményezett. Ezt a megfigyelést a jobb gyakorlati próbaelőkészítésnél esetleg hasznosítani lehet (451. ábra).

ÖSSZEFOGLALÁS

Korróziós és elektrolitos folyamatok közvetlen mikroszkópos vizsgálatára Reichert MeF-fémmikroszkópot egészítettünk ki különleges vizsgáló edényekkel. Az esetleg keletkező gázbuborékokat vagy más melléktermékeket az áramló folyadék sodorja magával; a folyadék áramoltatásával lehet annak állandó összetételét is biztosítani. Kisfilmes fényképezőgéppel készített mikrofelvételek acélpróba elektrolitos fényszerűsítésének és maratásának folyamatát mutatják. Eljárásunk értelemszerűen másféle mikroszkópokon is megvalósítható. Ezt az elvet használja fel pl. a jénai Zeiss-gyár ma már Elypovist néven közismert készüléke, amelyet közel három évvel eredményeink közlése után ismertettek.

I R O D A L O M

1. *Fuchs E.—Baumann T.*: Kohászati Lapok 11. (89). 1956. 107—112. o.
2. *Akimov, G. V.*: Fémek korróziójának elmélete és vizsgálatának módszerei. Nehézip. Könyv- és Folyóiratkiadó Vállalat, Budapest 1951. 249—250. o.
3. *Szabó Ö.*: A vas- és acélipari gyakorlati metallográfiája. Nehézipari Könyv- és Folyóiratkiadó Vállalat, 1954. 43. o.
4. *Rämmele, F.*: Die Technik, 14, 1959. 46—50. o.

VEGYÉSZETI OSZTÁLY

Tevékenységeinek kettős célja van, amelyek közül az egyik az Intézet kutató osztályainak analízis igény kielégítése, a másik pedig a vasipari kémiai analitikai módszerek tökéletesítése és gyors módszereinek kidolgozása. Kiegészítő munkáját képezi különféle hatóságoktól jövő megbízások teljesítése, anyagok döntőelemzése.

Az osztály 1959-ig a társosztályok elemzési igényeit elégítette ki, szem előtt tartva újabb ötvözők elemzésére szolgáló módszerek kidolgozását, ugyanezekre pedig az eddigi eljárásoknál gyorsabb módszerek kialakítását.

Kutatási feladatai között ezek az utóbbiak döntő számban szerepelnek, és pedig olyanformán, hogy egyrészt önállóan dolgoz ki új elemzési módszereket, másrészt a szakirodalomban megjelenő és hazai viszonylatban szükségessé vált módszereket adaptálja. A módszerek elterjesztésére az Intézet nagyobb létszámú tanfolyamot rendezett az érdekelt üzemeknek. Olyan esetekben, ha valamely üzem kérésére készül egy kutatási téma, a módszer kidolgozása után az illető üzemben honosítja meg annak eredményét.

1959-ig a Vegyészeti osztály által kidolgozott kiemelkedő témák a gyorsanalízisek köréből kerültek ki. Ennek során kidolgozták salakok, ércek, tűzálló anyagok, hozag anyagok és ferroötvözetek gyorselemzését. A kidolgozott gyorsmódszereket a következő üzemekben vezették be: Ózdi Kohászati Üzemek, Lenin Kohászati Művek, Dunai Vasmű, Csepel Vas- és Fémművek, Rudabányai Vasércbánya, Úrkúti Mangánércbánya, Földtani Intézet, Ércbányászati Feltáró V., Fémtermia Vállalat, Wilhelm Pieck Vagon és Gépgyár.

A fentiekben vázolt célok megoldására több helyiségből álló kémiai laboratórium, Zeiss Q—24-es típusú spektrográf, a hozzá tartozó kiértékelő berendezés áll rendelkezésre. Az osztály építette meg az országban először acélokban levő gáz meghatározásának céljára szolgáló vákuum-extrakciós készüléket, amelyet később egy külföldi készülékkel egészített ki. Az osztály új berendezése az acélzárványok elkülönítésére szolgáló berendezés, megfelelő saját rendszerű analitikai berendezéssel.

Sz. M.

ACÉLMŰVI SALAKOK GYORSELEMZÉSE

DR. SAJÓ ISTVÁN

a kémiai tudományok kandidátusa

DK 542: 669.18.046.584

Az acél- és nyersvasgyártás biztonságosabbá tétele szempontjából foglalkoztunk a martin- és nagyolvasztósalakok, továbbá különböző kohászati alapanyagok gyors elemzésének kidolgozásával. E munka során több módszert dolgoztunk ki, és a kidolgozott módszereket az üzemek rendelkezésére bocsátottuk. Az üzemek a helyi adottságoknak megfelelően a kidolgozott módszerek közül azt a módszert vezették be, amely a náluk elemzésre kerülő anyagtípusok esetén a legjobban megfelelt. Ennek következtében hazai üzemi laboratóriumainkban nem minden alkotó meghatározása történik egységes módszerrel, és ebben a dolgozatban azokat a módszereket foglaljuk össze, amelyek a gyakorlatban beváltak és amelyeket jelenleg is üzemszerűen alkalmaznak.

Próbaelőkészítés

Az elemzés céljára kivett salakmintát vékony rétegben acéllemezre vagy erre a célra lemezből készített salaktálba öntünk, ahol az gyorsan lehűl és megdermed. Az így nyert salakmintát azután vagy kézi erővel, vagy légkalapáccsal gyémántacél mozsárban porítják. A porított próbából az esetleges fémes vas-szemcséket mágnessel távolítják el, majd szitán átszitálják, s az így nyert port használják fel elemzés céljaira.

A salakpróbából általában a következő komponenseket határozzák meg: bázicitás, SiO_2 , FeO , Fe_2O_3 , MnO , Al_2O_3 , MgO , S és P.

A bázicitás meghatározása

A bázicitás meghatározására két módszert alkalmazunk:

1. Bázicitás meghatározása közömbösítési hő mérése alapján.
2. Bázicitás meghatározása EDTE titrálással.

A bázicitás meghatározására kidolgozott fenti módszerek mind relatív módszerek, ezért a meghatározás során minden műveletet azonos körülmények között kell végezni.

Minthogy a salakbázicitás meghatározására kidolgozott módszerek relatív módszerek, az egyes üzemekben felvett kiértékelő görbék nem vihetők át

minden további nélkül más üzemekbe, és csak azonos típusú salakokra alkalmazhatók. Hazai tapasztalatok azt mutatták, hogy a kiértékelő görbét minden üzemnek saját magának kell felvenni a saját salaktípusaira. A salakképzők általában különböző üzemekben mások és mások a helyi adottságok és az üzemhez legközelebb fekvő lelőhelynek megfelelően. Általában ezért van az, hogy ezek a relatív bázicitás meghatározási módszerek nem vihetők át minden előkísérlet nélkül egyik üzemről a másikba. Meg kell még említenünk, hogy egy üzemben belül sem alkalmazható a kiértékelő görbe egymástól nagymértékben elütő salakokra. Így pl. ugyanazt a kiértékelő görbét nem lehet egyértelműen alkalmazni martin- és elektroacélművi salakok esetében. Amennyiben az üzemben belül Martin- és elektroacélművi gyárrészleg együttesen található, a két mű salaktípusaira különböző kiértékelő görbét kell felvenni.

1. Bázicitás meghatározása közömbösítési hő mérése alapján

A meghatározás elve: A salakok savban való oldásakor hő szabadul fel. A mérések azt mutatták, hogy annál több hő szabadul fel, mennél több a salakban levő bázisos komponens. A további vizsgálatok során megállapítást nyert, hogy a bázicitás és a közömbösítési hő arányos egymással. Ha kémiaiileg megvizsgált különböző bázicitású salakok felhasználásával kiértékelő görbét veszünk fel, úgy ennek a kiértékelő görbének a segítségével ismeretlen bázicitású salakok bázicitása $\pm 0,15$ bázicitás pontossággal meghatározható.

A meghatározáshoz szükséges vegyszerek és felszerelés: 300 ml-es polisztirol pohár, mágneses keverő, $0,1\text{ }^{\circ}\text{C}$ hőmérséklet leolvasására alkalmas hőmérő, 1600-as szita, technikai sósav.

A meghatározás gyakorlati módja: A gyémántacél mozsárban porított salakmintát 1600-as szitán átszitáljuk. Az így előkészített próbából $2,5\text{ g}$ -ot lemérünk (a bemérés nagysága $1\text{--}5\text{ g}$ között változhat, csak az a lényeges, hogy mindig azonos mennyiséget mérjünk be, azzal a mennyiséggel, amelyre a kiértékelő görbét felvettük. Ugyanezt a szitáról is elmondhatjuk, mert tapasztalatunk szerint cm^2 -ként 576 csomónál sűrűbb szita használata esetén már kielégítő eredményeket kaptunk.) A próba bemérése után hővezetés szempontjából jól szigetelt üvegpohárba vagy műanyag pohárba 100 ml technikai sósavat töltünk és a poharat mágneses keverőre helyezzük. A pohárba teszünk ezután egy üvegbe vagy műanyagba forrasztott lágyvas keverőt, majd a $0,1\text{ }^{\circ}\text{C}$ -ra beosztott hőmérő behelyezése után megindítjuk a mágneses keverőt (az adagolt sósav abszolút mennyisége tág határok között változhat, csupán az a fontos, hogy mindig azonos mennyiséget használjunk azzal a mennyiséggel, amellyel a kiértékelő görbét felvettük). A keverő megindítása után, ha a hőmérő higanyszála megállapodott, és 1 percen keresztül a higanyoszlop változatlanul egy helyben marad, a bemért salakmintát a sósavba szórjuk, ügyelve arra, nehogy egyetlen kupacba álljon össze. Ezután $1\text{--}1,5$ perc múlva a hőmérőn leolvassuk a hőmérsékletet. A kapott értékből a hőmérő alapállását levonjuk, és az így nyert hőmérséklet-emelkedésnek megfelelő értéket a kiértékelő görbéről vagy táblázatról leolvassuk, kapjuk a bázicitást.

Meghatározási idő: a próba porításától számítva 5 perc, a meghatározási pontossága: $\pm 0,15$ bázicitási fok.

A bázicitást az alábbi képlet szerint számoltuk a kémiai elemzésből, és a kiértékelő görbét ennek az összefüggésnek az alapján szerkesztettük:

$$V = \frac{\text{CaO}\%}{\text{SiO}_2\% + \text{P}_2\text{O}_5\%}$$

2. Bázicitás meghatározása komplexometriás titrálással

A meghatározás elve: A salakban levő különböző összetételű kalcium-szilikátok vízben oldódnak, mégpedig annál nagyobb mértékben, minél nagyobb a kalcium aránya a kováshoz képest, azaz minél bázikusabb a salak. A vízes oldásnál oldatba kerülő kalciumionok mennyiségét komplexon III-mal történő titrálással határozzuk meg.

A meghatározáshoz szükséges vegyszerek és felszerelés: mágneses keverő, 1600-as szita, deszt. víz, 0,02 molos komplexon III mérőoldat, Patten és Reeder indikátor 1%-os alkoholos oldata vagy murexid 1 : 500 arányban NaCl-el elkeverve. 30%-os NaOH.

A meghatározás gyakorlati módja: Az 1600-a szitán átszitált salakból 0,5 g-ot bemérve 200 ml szénsavmentes forró desztillált vizet adunk hozzá, majd mágneses keverőn 3 percig keverjük. Ezután redős szűrőpapíron keresztül leszűrve az oldatot 5 ml 10%-os nátronlúgot és indikátort adunk hozzá, majd titráljuk 0,01 molos komplexon III mérőoldattal. A kiértékelő görbe felvételénél hasonló módon járunk el. A kiértékelő görbét kémiailag megelemezett, ismert összetételű salakpróbákra vesszük fel. A 158. táblázatban néhány salak bázicitását tüntetjük fel, ahol összehasonlítjuk a különböző módszerrel kapott bázicitási értékeket.

158. TÁBLÁZAT

Összehasonlítás különböző módszerrel kapott
bázicitási értékekről

Sor- szám	Számított V	Mért V	
		Közömbösítési hő méréssel	K III-mal titrálva
1	1,15	1,07	1,26
2	2,15	2,24	1,95
3	1,87	2,02	1,80
4	1,09	1,22	0,98
5	3,52	3,57	3,80
6	1,65	1,77	1,89
7	4,20	4,42	4,20
8	1,55	1,69	1,66
9	2,69	2,42	2,73
10	3,12	3,07	3,40
11	2,88	2,81	2,52
12	2,92	3,17	3,00
13	3,07	3,06	2,94
14	4,50	4,21	4,20
15	2,34	2,20	2,15

3. Bázicitás meghatározása kémiai módszerrel

A bázicitás meghatározásának egyetlen exakt módszere a kémiai analízis, amikor az egyes komponenseket a szokásos kémiai módszerek valamelyikével megelemezük, és a kapott értékből számoljuk a bázicitást. Ennek gyakorlati módját a következő fejezetekben ismertetjük.

I R O D A L O M

- Herty, C. H. jr.: Slag Control ALME technical Publ. Nr. 1203.
Funk, Blast Furnace. 35, 1947.
Radex Rundschau: 1948. 1/2. 27—37.
Berg. und Hüttenmännische M. h. (1947. 35—49.)
Philbrook, O. W.—Jolly, A. H.—Henry, T. R.: A rapid Laboratory Method for Estimating the Basicity of O. H. Slags. ALME. technical Publ. Nr. 1862.
Stahl und Eisen 1952. Heft 3, S. 146.
Scherrer, Gisela und Kurt: Erfahrungen mit einer neueren Methode zur Bestimmung der Basizität von basischen SM-Schlacken. Radex Rundschau, 1954. Heft 7/8, S. 233.
Pócze László—Farkas József: Vizsgálatok a Martin-salakok bázikusságának gyors meghatározására a vizes szuszpenzió összetétele alapján. Kohászati Lapok, 1956. 6. sz. 254. o.
Sajó István: Salakbázicitás gyors meghatározása közömbösítési hő mérése alapján. Kohászati Lapok 1957. 7. sz. 287—289. o.

Salakok gyors elemzése kémiai módszerrel

A salakok gyorselemzésénél üzemi viszonylatban két eset fordul elő:

1. Amikor teljes gyorsanalízist kérnek,
2. A vizsgálandó salakmintákból csak egy-egy alkotót kérnek, mert ennek az alkotónak az ismerete elégséges az adagírányítás szempontjából.

A két különböző feladat megoldása nemcsak kémiai szempontból jelent problémát, hanem laboratóriumszervezés szempontjából is. Amennyiben csak egy-egy alkotó ismerete szükséges a további salakvezetés szempontjából, úgy a kohászok elvárják, hogy az eredmény néhány percen belül rendelkezésükre álljon. Ez a feladat úgy oldható meg legegyszerűbben, ha olyan elemzési módszereket alkalmazunk, ahol minden alkotót külön bemérésből határozzuk meg. Ebben az esetben a laboratóriumi munkát úgy szervezzük meg, hogy a próba beérkezése után minden alkotóra külön bemérésből indulunk ki, és lehetőleg minden alkotót más és más személy elemezzen. Így ha egy-egy alkotó meghatározási ideje 15 percnél nem hosszabb, akkor a teljes elemzés, vagy a kéréselt alkotók bármelyike 1/4 órán belül elkészülhet. Ez az elemzési módszer főként olyan salakok esetén alkalmazható, amelyek savban oldódnak. Ilyenek a nagyolvasztósalakok és bázisos martin-salakok. Olyan salakok esetén, amelyek savban nem oldódnak fel — krómoxidtartalmú salakok vagy elektroacélművi salakok —, úgy járunk el, hogy a próbát feltárjuk az egyes komponensek meghatározása előtt. Ebben az esetben nem célszerű minden komponens meghatározásához külön bemérésből kiindulni, hanem tanácsosabb törzsoldatból dolgozni, mert így az aránylag sok munkával járó feltárást csak egyszer kell elvégezni. A feltárás során nyert törzsoldatból az egyes komponenseket azután egy vagy több elemző az aliquot-részekből határozhatja meg. Így a kémiai elemzésnél az első és legfontosabb lépés az anyagok gyors oldatba vitele.

Savas oldás

Savban oldható salakok esetén általában úgy járunk el, hogy a vizsgálandó salakmintát főzőpohárba bemérve néhány ml vízzel rázogatva szuszpendáljuk, majd ezután öntjük rá az oldósavat, és melegítés közben oldjuk. Vízzel történő szuszpendálás azért szükséges, mert számos olyan salakkal találkozunk, amelyet ha azonnal savval öntünk le, a salak felületén kiváló kovásva következtében néhány nagyobb csomóba áll össze, és a rögök felületén kiváló kocsonyás kovásvréteg megakadályozza vagy lassítja a salak oldódását. Olyan salakoknál, amelyek savban nem oldódnak, feltárást alkalmazunk. Általában egy-egy acélműn belül a salakképzés lényegében azonos elv szerint történik, és így néhány kísérlet alapján eldönthető, hogy a meghatározás során savoldást alkalmazunk-e, vagy feltáráshoz kell folyamodnunk.

Feltárás

Általában a savanyú Martin-salakok, továbbá a krómoxidtartalmú martin- és elektrosalakok nehezen, vagy nem teljes mértékben oldódnak savakban. Ezeknek a salakoknak az oldatba vitelére feltárást alkalmazunk.

Kísérleteink során azt találtuk, hogy a feltárás a leggyorsabban káli- vagy nátronlúggal való feltárással valósítható meg. Ez a módszer üzemünkben is igen jól bevált. Ez a módszer nemcsak a salakok gyorsfeltáráására alkalmas, hanem csaknem mindennemű kohászati alapanyag vagy segédanyagként használatos termék oldatba vitelére is.

Salakok esetén a feltárás leggyorsabban ezüst vagy nikkelcsészében végezhető. Erre a célra igen jól beváltak az 1 mm falvastagságú, 90 mm Ø -jú 50 mm magasságú füles ezüstcsészék. Egy-egy csészében több száz feltárás végezhető el.

A feltárás gyakorlati módja: Bemérünk 1 vagy 2 g salakot, attól függően, hogy hány komponenst szándékozunk a törzsoldatból meghatározni. Ezután mintegy 25—30 g káliumhidroxidot adunk hozzá, gázlágon megömlesztjük és óvatos melegítés közben feltárjuk. Általában a feltárás befejeződését az jelzi, ha az ömledék már nem habzik. Ekkor a tálat az ömledékkel együtt lehűtjük, majd desztillált vízzel kilúgozzuk. A kilúgást különösen nagy mangántartalmú salakok esetén gumi végű üvegbottal való dörzsöléssel elősegíthetjük. Kilúgzás után a tálat 1 : 10 hígítású sósavval átöblítjük, és az öblítésre használt sósavat az előbbi oldatrésszel egyesítjük. Ezután az oldatot sósavval átsavanyítjuk. A sósavval történő átsavanyítás után az oldatnak kristálytisztának kell lennie. Az oldatot lehűtve normállombikba töltjük. Krómos anyagokkal úgy járunk el, hogy a feltárás vége felé kb. 1—2 g nátriumperoxidot adunk az ömledékhez. Ezt a módszert más salakoknál is alkalmazhatjuk, amelyek nem táródnak teljes mértékben kálilúgban. A törzsoldat elkészítése után az egyes komponenseket aliquot-részekből térfogatosan vagy kolorimetrikusan határozhatjuk meg. Ha a feltárást helyesen vezettük, a kovásva is teljes mértékben oldatba kerül. 50%-nál nagyobb kovásvartartalmú anyagokból csak 1 g-ot mérünk be a feltáráshoz. 50%-nál kisebb kovásvartartalmú anyagok esetén a kovásva 2 g bemérésből kiindulva is oldatban tartható.

A következőkben ismertetjük az egyes alkotók meghatározását.

Kovasav meghatározása

A kovasav meghatározásának elve: a kovasav savas oldatban fluorid-ionokkal káliumionok jelenlétében káliumszilikohexafluorid csapadékot képez. A képződött csapadék káliumkloriddal vagy káliumnitráttal telített oldatban nem oldódik. A kovasavat káliumszilikohexafluorid csapadék formájában leválasztva, majd leszűrve a csapadékot káliumkloriddal vagy káliumnitráttal telített mosóoldattal savmentesre moshatjuk. A savmentesre mosott csapadékot forró vízbe dobva a csapadék hidrolizál, és minden molekulából 4 folyosav szabadul fel. A felszabadult folyosavat ismert titerű nátronlúggal titrálhatjuk. A titráláshoz fogyott nátronlúg mennyiségéből a kovasavtartalom kiszámítható.

A meghatározáshoz szükséges vegyszerek és azok elkészítése:

Káliumfluoridoldat: 20%-os káliumhidroxidoldatot 10%-os folyosavval semlegesítünk, fenolftalein indikátor jelenlétében, műanyag pohárban. Semlegesítés után az oldatot néhány csepp 20%-os káliumhidroxid hozzáadásával ismét lúgosítjuk és műanyag palackban tároljuk.

Mosóoldat I. készítése: 7 l desztillált vizet káliumkloriddal telítünk, majd telítés után az oldathoz 3 l denaturált szeszt adunk. Jól összerázzuk, s a kicsapódott sók leülepedése után az oldat tisztáját használjuk mosóoldat gyanánt.

Mosóoldat II.: mosóoldat gyanánt esetleg káliumnitráttal telített desztillált víz is használható. Ebben az esetben nem szükséges denaturált szeszt hozzáadni.

Szűrőpapírpép készítése: A szűrőpapírhulladékot meleg vízzel intenzív gyúrással homogén péppé dolgozzuk el.

Szilárd, porított káliumnitrát vagy káliumklorid. n/15 nátronlúg, 27,2 g nátronlúgot bemérve 10 l vízben oldjuk, ezután faktorozzuk. A fenti mérőoldat minden ml-e 1 g bemérés esetén 0,1% SiO_2 -t mér.

A meghatározás gyakorlati módja: amennyiben törzsoldatból dolgozunk, a törzsoldatból aliquot részt levéve, az aliquot-részt 300 ml-es főzőpohárba töltjük. A meghatározáshoz felhasznált aliquot rész mennyiségét az szabja meg, hogy az elemzésre kerülő anyagnak mekkora a várható kovasavtartalma. Martin- és nagyolvasztósalakok esetén általában 0,1 g- vagy 0,2 g-nak megfelelő aliquot-részt használunk fel a szilícium meghatározás céljaira. Általában arra ügyeljünk, hogy a kivett aliquot-rész mennyisége lehetőleg ne legyen több 100 ml-nél. Az aliquot-rész levétele után a főzőpohárba 10 ml 1,4 fs salétromsavat és 10 ml 1,19 fs sósavat töltünk. Felforraljuk. 1 perces forrás után lehűtjük, majd műanyag pohárba töltjük át. Kevés vízzel a poharat utána mossuk. Ezután az előbb leírtak szerint elkészített káliumfluoridoldatból kb. 5 ml-t adunk hozzá műanyag mérőedénykével mérve. A káliumfluorid hozzáadása után 1 percig rázogatójuk vagy kevergetjük, majd finoman porított káliumkloriddal vagy káliumnitráttal telítjük az oldatot úgy, hogy a hozzáadott káliumnitrátból vagy káliumkloridból a pohár alján néhány g már oldatlanul maradjon vissza. Ezután további 1 percig rázogatójuk, majd szűrőtölcséren keresztül leszűrjük. Az oldat rázogatóását elkerülhetjük, ha az oldat keverésére mágneses keverőt használunk. Ha mágneses keverővel dolgozunk, a keverés céljaira szolgáló lágyvasdrótot műanyaggal vonjuk be. Ez könnyen megoldható, ha a lágyvasdrótot lágyított PVC-csőbe húzzuk és a cső két végét melegített csípőfogóval levágva leforrasztjuk.

A szűrésre a szívótölcsért a következő módon készítjük elő: 50 ± 5 mm \varnothing -jű szívótölcsért használunk szűréshez. A szívótölcsérbe szűrőpapírt helyezünk, majd a szűrőpapírra 3—4 mm vastagságban szűrőpapírpépet rétegezzük. Ezután szűrjük az oldatot, majd a poharat és a csapadékat az előzőek szerint elkészített mosóoldatok valamelyikével mossuk. Lényeges, hogy a csapadékat teljesen savmentesre mossuk. Ez általában hatszori mosással oldható meg, ha úgy járunk el, hogy minden mosás után az előző mosóoldat részlegét leszívadjuk. A mosásra használt mosóoldatot tanácsos indikátorral megfesteni. Ebben az esetben a savmentesre való mosást könnyebben ellenőrizhetjük. Erre a célra legalkalmasabb indikátor a metilorange. Azért is tanácsos a mosóoldatot indikátorral megfesteni, mert a mosóoldat p_H -ját mosás előtt 5 körüli értékre kell beállítani, amit könnyen elérhetünk, ha a p_H -t az indikátorként alkalmazott metilorange átcsapási színére állítjuk be.

A csapadék savmentesre való mosása után a csapadékat szűrőpapírral együtt kiemeljük és forró desztillált vízbe dobjuk. Erre a célra mintegy 300 ml desztillált vizet használunk, amelyet 700—1000 ml-es széles szájú Erlenmeyer-lombikban hosszabb forralással szénsavmentesítettünk. A desztillált víz p_H -ját a csapadék bedobása előtt fenolftalein-indikátor mellett a fenolftalein átcsapási színére állítjuk be. Erre a célra 1 ml 1%-os fenolftaleinoldatot adagolunk a forró desztillált vízhez. A leszűrt és savmentesre mosott csapadékat az így előkészített forró desztillált vízbe dobva a káliumszilikohexafluorid hidrolizál, és ezután n/15 nátronlúggal titráljuk az oldatot a fenolftalein átcsapási színének eléréséig. Lehetőleg ugyanaddig a színig titráljunk, amire a desztillált víz színét a csapadék hozzáadása előtt beállítottuk.

Savban oldódó anyagok esetén a szilícium térfogatoss meghatározását közvetlen bemérésből is elvégezhetjük. Az ilyen salakokból 0,1—0,2 g-ot bemérve 300 ml-es főzőpohárba a salakot 40 ml vízzel szuszpendáljuk, majd 25 ml 1,2 fs salétromsavat hozzáadva oldjuk. Az oldódás befejeztével 10 ml 1,19 fs sósav hozzáadásával 1 percig forraljuk, majd lehűtjük, ettől kezdve az elemzés menete azonos a törzsoldathoz való elemzés menetével.

A kavasav térfogatoss meghatározása pontosság szempontjából megközeleliti a klasszikus vagy gravimetriás meghatározás pontosságát.

A két módszerrel kapott eredményeket az alábbi táblázatban hasonlítottuk össze:

Salakpróba	Gravimetriás SiO ₂ %	Titrimetriás SiO ₂ %
1.	41,34	41,10
2.	36,54	36,60
3.	23,17	23,10
4.	16,32	16,40

Kavasav gyorsmeghatározása perklórsavas módszerrel

Savban oldódó salakok kavasavtartalma perklórsavas módszerrel is gyorsan meghatározható.

A módszer lényege: a perklórsav csaknem minden kationnal vízben könnyen oldódó só képez. A tömény perklórsav viszont magas forráspontú,

így alkalmas a kovasav dehidrálására. Martin- vagy nagyolvasztósalakokat perklórsavban oldva, majd a perklórsavgőzök megjelenéséig bepárolva az oldatot, a kovasav dehidráلódik. Ezután az oldatot vízzel felhígítva a kísérőelemek oldható sók formájában oldatba kerülnek. A kivált kovasavat szűrjük, mossuk, izzítjuk, majd a csapadék súlyát lemérve kiszámítjuk a kovasav tartalmat.

A meghatározáshoz szükséges vegyszerek: perklórsav 1,54 fs, 1 : 1 hígítású sósav.

A meghatározás gyakorlati módja: lemérünk 0,5 g salakot, 1—2 ml vízzel nedvesítve 3 ml 1 : 1 hígítású sósavat és 20 ml 1,54 fs perklórsavat adunk hozzá. Forró melegítőlapon a perklórsavgőzök megjelenéséig pároljuk. A perklórsavgőzök megjelenése után még 2—3 percig forni hagyjuk, ezután kissé lehűtve desztillált vízzel 80—90 ml térfogatra hígítjuk, majd kb 20 ml 1 : 1 hígítású sósavat adunk hozzá. Fehér csíkos papíron szűrjük, forró sósavas vízzel mossuk és platinatégelyben tégelykemencében elhamvasztjuk, kiizzítjuk. A szűrőpapír elhamvasztása meggyorsítható, ha a tégelykemencébe lassú oxigénáramot vezetünk be. Vigyázni kell azonban az oxigénáram szabályozására, nehogy a csapadékot kivigye a tégelyből. A csapadék kiizzítása még gyorsabban megoldható, ha a csapadék szűrésére Gooch-tégelyt használunk.

A meghatározás ideje: kb. 20 perc.

I R O D A L O M

Stolba: Dissertation 1862.

F. Kordon: Arch. f. Eisenhüttenwesen 18, 139 (1945).

Goto, H.—Kakita, Y.: Science Reports of the Research Institutes, Tohoku University, Sensai (Japan) Serie A. 1, 175.

Sajó István: Bányászati és Kohászati Lapok 2, 639 (1950).

Sajó István: Eine neue Methode zur Schnellanalyse der Silikate, Gesteine, Erze, Schlacken, feuerfesten Stoffe, usw. II. Schnellbestimmung der Kieselsäure. Acta Chimica Academiae Scientiarum Hungaricae, Tomus 6, Fasciculi 3—4.

A vas gyorsmeghatározásának módszerei

A vas gyorsmeghatározása több módszerrel megoldható. Hazai viszonylatban legjobban bevált a komplexometriás és titanometriás gyorsmeghatározás!

A vas gyorsmeghatározása komplexometriás módszerrel

A meghatározás elve: A háromértékű vas az etiléndiamin-tetraecetsavval (EDTE, komplexon III.) nagyon stabilis komplexet képez. Ez a reakció felhasználható a vas térfogatos meghatározására. 2-es p_H -nál ugyanis a vasnak az EDTE-vel alkotott komplexe még olyan stabilis, hogy a vas ennél a p_H -nál EDTE mérőoldattal titrálható megfelelő indikátor jelenlétében. A gyakorlatban előforduló kísérőelemek viszont 2-es p_H -nál aránylag olyan kis stabilitású komplexet képeznek az EDTE-vel, hogy ezek jelenléte a vas titrálását nem zavarja. A titrálás végpontjának jelzésére legalkalmasabb indikátor a szulfosalicilsav. A vasnak ezt a meghatározását az oxidálószeres fölöslege nem

zavarja, így ez a módszer egyike a legegyszerűbb vas meghatározási módszereknek. A meghatározás optimális tartománya 2–60% vas.

A meghatározáshoz szükséges vegyszerek: sósav, salétromsav, szulfoszalicilsav 10%-os vizes oldata, ecetsav, ammónia, 0,05 molos EDTE mérőoldat.

A meghatározás gyakorlati módja: a vastartalomtól függően a törzsoldatból 0,1–0,4 g bemérésnek megfelelő aliquot-részt levéve, 600 ml-es főző pohárba töltjük, 2–3 ml salétromsavat hozzáadva felforraljuk, 1 perces forralás után kb. 60 C°-ra lehűtve 5 ml ecetsavat adunk hozzá. Ezután addig adagolunk 0,91 fs ammóniát bürettából az oldathoz, amíg a ferriacetát komplex barnásvörös színe megjelenik. Ekkor az oldathoz 8 ml 10%-os szulfoszalicilsavat adva melegen (80 C°) titrálunk az indikátor elszíntelenedéséig, ekkor az oldat színe világossárgába megy át. A titráláshoz használt EDTE mérőoldat minden ml-e 2,79 mg vasat mér. Salétromsavas oxidáció csak olyan anyagoknál szükséges, ahol háromértékű vas mellett kétértékű vas is előfordul a törzsoldatban.

Savban oldható salakok esetén, ahol nem szükséges törzsoldatból dolgozni, a vas közvetlen bemérésből is meghatározható. Ilyenkor a vastartalomtól függően 0,1–1 g salakot bemérve a salakot vízzel szuszpendáljuk, majd 15 ml királyvizet hozzáadva oldjuk, felforraljuk, 60 C°-ra visszahűtjük, és ettől kezdve az előbbieken leírtakkal azonos módon járunk el.

2%-nál kisebb vastartalom meghatározását is megoldhatjuk komplexometriásan, de ebben az esetben 4 p_H felett dolgozunk, és szulfoszalicilsav helyett szalicilsavat használunk indikátor gyanánt.

A vas meghatározása titanometriás módszerrel

A meghatározás elve: a titánklorid a háromértékű vasat kétértékűvé redukálja. Ez a reakció kvantitatív. Alkalmas indikátor jelenlétében a reakció végpontja jól észlelhető, és a titráláshoz fogyott mérőoldat mennyiségéből a vastartalom kiszámítható. A titrálás végpontjának jelzésére legalkalmasabb indikátor a káliumrhodanid, amely a háromértékű vassal intenzív barnásvörös színű komplexet ad, s amikor az összes háromértékű vas kétértékűvé redukálódik, az oldat elszíntelenedése jelzi a titrálás végpontját.

A meghatározáshoz szükséges vegyszer: titántriklorid mérőoldat.

Titántriklorid mérőoldat előállítható kereskedésbeli 10%-os titánklorid-oldat hígításával. Nagyon egyszerűen előállítható házilag is, ha ferrotitánt vagy fémtitánt sósavban oldunk, majd az oldódás befejeződése után az oldatban visszamaradó részeket leszűrjük. A titántriklorid hígításánál vigyázzunk, hogy az oldat sósavra nézve legalább 10%-os maradjon, mert különben a titán könnyen hidrolizál.

Ferriklorid mérőoldat készítése: nagy tisztaságú ötvözetlen acél szennyezőit és ötvözőit meghatározzuk a szokásos kémiai módszerekkel, majd ezek összegét a 100%-ból levonva kapjuk az acél vastartalmát. Ebből a megvizsgált acélminta forgácsából bemérünk annyit, hogy a bemért forgács 10 g vasat tartalmazzon. Ezután 1 l-es főzőpohárban óraüveg alatt oldjuk a forgácsot 1,12 fs sósavban. Oldódás után 300 ml 1,19 fs sósavat adunk hozzá, forrássig melegítjük, majd 4–5 g káliumkloráttal oxidáljuk a vasat. Ezután mint-

egy 1/2 órán keresztül forraljuk az oldatot az esetleges szabad klór eltávolítása végett. A klór kiforralása után normállombikban 5 l-re hígítjuk. Az így kapott mérőoldat minden ml-e 2 mg vasat tartalmaz.

Káliumrhodanid oldat: 10%-os vizes oldat.

Káliumpermanganát oldat: kb. 0,3%-os vizes oldat.

A meghatározás gyakorlati módja: a törzsoldatból a vastartalomtól függően 0,1—0,5 g aliquot-részt levéve 400 ml-es főzőpohárba töltjük. Savban oldódó salakok esetén közvetlen bemérésből indulunk ki. Ebben az esetben a bemért salakot 30 ml 1 : 1 hígítású sósavban oldjuk. Oldódás után néhány ml 0,3%-os permanganáttal oxidálunk abban az esetben, ha a próbában kétértékű vas is van. Ekkor az oldathoz 20 ml 1,19 fs sósavat töltve felforraljuk. 3 percig forraljuk, hogy a fölösleges permanganát által szabaddá tett klórt elűzzük, ezután lehűtjük, az oldathoz 10 ml káliumrhodanidot adunk és hidegen titráljuk titántriklorid mérőoldattal. A titántriklorid mérőoldatot nem szükséges széndioxid atmoszféra alatt tartani, sem pedig a titrálást széndioxid-áram alatt végezni, mert titerét minden esetben ugyanabban a pohárban ismert vastartalomra állítjuk be. A meghatározás során úgy járunk el, hogy ugyanabba a pohárba az előzőek szerint elkészített ferrikloridból ismert mennyiséget adunk és a titrálást megismételjük. A két titráláshoz fogyott titántriklorid mennyiségéből a vastartalom könnyen kiszámítható. A mérőoldatként használt titántrikloridot általában úgy hígítjuk, hogy 1 ml vasmérőoldatnak kb. 1 ml titánmérőoldat feleljen meg. A titrálás végpontja nagyon élesen észlelhető. A meghatározási idő kb. 10 perc. Ezt a módszert főként kis vastartalom meghatározásánál lehet nagyon előnyösen használni. Hazai laboratóriumainkban 0,1—25% vastartalom meghatározására alkalmazzuk.

Mangán gyorsmeghatározása

A mangán különböző acélművi salakokban a legkülönbözőbb százaléokban fordul elő. Amíg nagyolvasztói salakokban 1% körüli nagyságrendben található, addig a Martin-salakokban a mangántartalom sok esetben 10%-ot is meghaladja. A százalékos mangántartalomtól függően különböző módszereket használhatunk a mangán meghatározására. Gyorselemzésben hazai viszonylatban a salakok mangántartalmát kis mangántartalom esetében *Procter-Smith* szerint, nagy mangántartalom esetében pedig komplexometriás módszerrel határozzuk meg.

Mangán meghatározás Procter—Smith-eljárás szerint

A meghatározás elve: a salakpróba oldatba vitele után az oldatban levő kétértékű mangánt ezüstnitrát katalizátor jelenlétében ammóniumperszulfáttal permangánsavvá oxidáljuk. Az oxidáció során képződött permangánsavat arzénessav mérőoldattal titráljuk.

A meghatározáshoz szükséges vegyszerek: kénsav 1,40 fs, tömény foszorsav, 0,5%-os ezüstnitrátoldat, 10%-os ammóniumperszulfát vizes oldata, arzénessav mérőoldat. Oldósav keverék: 500 ml 1,2 fs H_2SO_4 , 400 ml 1,2 fs HNO_3 , 100 ml 1,7 fs H_3PO_4 .

A meghatározás gyakorlati módja: a 3%-nál kisebb mangántartalmú salakoknál Procter—Smith-eljárást alkalmazunk. Ha törzsoldatból dolgozunk,

olyan aliquot-részt veszünk le, hogy kivett rész ne tartalmazzon többet, mint 5 mg mangánt. A kivett aliquot-részhez 20 ml 1,4 fs kénsavat, 10 ml 1,74 fs foszforsavat adunk, és a kénsavfüstök megjelenéséig pároljuk az oldatot, hogy a kloridokat eltávolítsuk. Közvetlenül savban oldható salakok esetén, ahol nem szükséges kloridtartalmú törzsoldatból dolgozni, ott a salakmintát 30 ml savkeverékben oldjuk, s ilyenkor a kénsavfüstök megjelenéséig való bepárolás elmarad. Ha törzsoldatból dolgozunk a kénsavfüstök megjelenése után az oldatot óvatosan vízzel felhígítjuk mintegy 150 ml-re, 30 ml ezüstitrátoldatot adunk hozzá, felforraljuk, majd 30 ml ammóniumperszulfátoldat hozzáadása után 1 percig forrni hagyjuk, lehűtjük és a mangánt arzénessav mérőoldattal titráljuk. Az arzénessav mérőoldat faktorát más módszerrel megelemezett, ismert mangántartalmú salak vagy standard acélforgács mangántartalmára állítjuk be. A bemérés csökkentésével ez a módszer 10% mangántartalom meghatározásáig kiterjeszthető, de ilyen esetben már tanácsosabb komplexometriás módszert használni, mert ezzel a módszerrel a vas és mangán egymás mellett egy oldatból meghatározható.

Vas és mangán meghatározása egymás mellett komplexometriás módszerrel

A meghatározás elve: a vas komplexometriás titrálását 2-es p_H -nál a mangán és az általában jelenlevő salakkomponensek nem zavarják. Így a vas ezek jelenlétében könnyen titrálható. A vas titrálása után az oldat p_H -ját 6 és 7 közé emelve, megfelelő indikátor jelenlétében titrálhatjuk a mangántartalmat. Hogy a mangántitrálást az oldatban jelenlevő egyéb komponensek — kalcium, titán, alumínium — ne zavarják, ezeket a komponenseket nátriumfluoridoldattal maszkírozzuk. A titrálás végpontjának jelzésére legjobban a vanádiumkomplexonát-difenilkarbazon indikátor rendszer vált be.

A vanádiumkomplexonát-difenilkarbazon indikátor rendszer lényege, hogy a vanádium EDTE-vel komplexbe lép és ebből a komplexből a vanádiumot csaknem minden ion, így pl. a mangán, a cink, a réz, a kadmium stb. kiszorítja. A vanádium a komplexből kiszorulva megfelelő indikátorokkal élénk színváltozást ad. Ilyen indikátor pl. a difenilkarbazid, a difenilkarbazon stb. A vizsgálandó oldathoz indikátor gyanánt difenilkarbazon alkoholos oldatát és olyan vanádiumoldatot adunk, amelyben előzőleg a vanádiumot ekvivalens mennyiségű EDTE-vel a komplexbe vittük. Az oldatban levő mangán a vanádiumot a komplexből kiszorítja és az a jelenlevő difenilkarbazonnal intenzív színváltozást hoz létre. A végpontjelzés nagyon éles színtelenből vörösbe csap át. Az indikátor színátcsapásának kontrasztosabbá tételére az oldathoz néhány csepp 1%-os metilénkékoldatot adagolunk titrálás előtt. A módszer nagyon jól használható 2%-tól 60% közötti mangántartalom meghatározására.

Szükséges vegyszerek: ecetsav 96%-os, ammónia 0,91 fs, szulfoszalicilsav 10%-os vizes oldata, vanádiumkomplexonát. Vanádiumkomplexonát készítése: 12,7 g ammóniummetavanadátot, továbbá 37,2 g EDTE + 5 g nátronlúgot 500 ml vízben oldunk, majd oldódás után 1 literre töltjük. Difenilkarbazon készítése: 0,5 g difenilkarbazont 100 ml alkoholban oldunk. Metilénkékoldat készítése: 1 g metilénkékot 1000 ml vízben oldunk. 0,05 mols EDTE mérőoldat.

A meghatározás gyakorlati módja: a törzsoldathoz 0,2 g bemérésnek megfelelő aliquot-részt levéve az oldathoz 10 ml 1,2-es fs salétromsavat adva felforraljuk az oldatot, hogy az esetleg jelenlevő vas(II)-t vas(III)-má oxidáljuk. Ha az oldatban a vas már eleve vas(III) alakban van, úgy ez a lépés elmaradhat. A próbaoldathoz az oxidáció befejeződése után 5 ml jégecetet adunk bürettából, majd ammóniumhidroxiddal a ferriacetát színének megjelenéséig az oldatot semlegesítjük. Ekkor az oldathoz 10 ml 5%-os szulfoszalicilsav-oldatot adva a vasat 60—70 C° között 0,05 molos EDTE mérőoldattal titráljuk. Az oldat színe barnászörösből világossárgába csap át (sok titán jelenlétében narancssárga). A vas titrálása után az oldatot lehűtjük. Lehűlés után az oldat térfogatát desztillált vízzel 200 ml-re egészítjük ki. Ekkor az oldathoz 30 ml telített semleges nátriumfluoridoldatot adunk és bürettából 5,5 ml 0,91 fs ammóniát. Az ammónia hozzáadása után 1—2 csepp metilénkéket, továbbá 2 ml vanádiumkomplexonátot és 1 ml difenilkarbazont adva az oldathoz titráljuk a mangántartalmat 0,05 molos EDTE mérőoldattal, amíg az oldat színe violából zöldbe csap át.

1 ml 0,05 molos EDTE mérőoldat 2,746 mangánt mér.

1 ml 0,05 molos EDTE mérőoldat 2,7925 vasat mér.

A meghatározáshoz az ammónia és ecetsav adagolását szigorúan be kell tartani, minthogy puffer adagolása nélkül így állítható be a titrálás optimális p_H -ja.

I R O D A L O M

Sajó István: Magy. Kém. Folyóirat, 61. 196, 1955.

Sajó István: Kohászati Lapok, 11. sz. 1959. 525.

Alumínium gyorsmeghatározása

A meghatározás elve: az alumínium az EDTE-vel savas közegben 4—7-ig terjedő p_H -intervallumban stabilis komplexet képez forralás közben. Ha az alumíniumot tartalmazó vizsgálandó oldathoz ismert mennyiségű EDTE mérőoldatot adunk feleslegben, majd a mérőoldat feleslegét, megfelelő indikátor jelenlétében visszamérjük, a kapott eredmény alapján az alumíniumtartalom kiszámítható. Ez a módszer csak akkor használható, ha a vizsgálandó oldatban az alumíniumon kívül egyetlen olyan kation sem fordul elő, amely az EDTE-vel a titrálásnál alkalmazott p_H -intervallumban reagál. Olyan kationok jelenlétében, amelyek az alumíniumhoz hasonlóan reagálnak az EDTE-vel, az alumíniumot kizorításos módszerrel határozzuk meg. Ennek a módszernek a lényege abban áll, hogy a vizsgálandó oldathoz ismert mennyiségű EDTE mérőoldatot adunk olyan feleslegben, hogy az oldatban jelenlevő összes fémion komplexbe menjen, sőt azon felül néhány ml EDTE-mérőoldat feleslegben is maradjon. Ekkor az EDTE-felesleget cinkacetát mérőoldattal visszatitráljuk alkalmas indikátor jelenlétében. Az EDTE-felesleg visszatitrálása után az oldathoz nátriumfluoridot adva felforraljuk, forralás közben a komplexben levő alumínium reagál a nátriumfluoriddal, és kriolit képződés közben csapadék formájában kiválik az oldatból, ami alatt az alumíniumhoz kötött EDTE szabadabbá

válik. Az oldatot lehűtve a szabaddá vált EDTE-mennyiséget alkalmas indikátor jelenlétében cinkacetát mérőoldattal titráljuk. A titráláshoz fogyott mérőoldat mennyisége ekvivalens az alumíniumtartalommal.

Természetesen, ez a meghatározási módszer nem alkalmazható minden további nélkül olyan komponensek jelenlétében, amelyek az alumíniumhoz hasonlóan reagálnak a nátriumfluoriddal. Ilyen elem pl. a titán. A titán jelenlétében az alumínium meghatározásánál az a megfigyelésünk hasznosítható, hogy a titán már hideg oldatban is azonnal reagál a nátriumfluoriddal, amíg az alumínium csak forralás közben. Ennek a megfigyelésnek az alapján titán jelenlétében úgy járunk el, hogy az EDTE-felesleg visszatitrálása után az oldathoz hidegen nátriumfluoridot adunk. Amennyiben az oldat titánt nem tartalmazna, úgy az indikátor színe a nátriumfluorid hozzáadása után hidegen nem változik. Titán jelenlétében az indikátor elszíntelenedik, és a titrálást tovább folytatjuk mindaddig, amíg ismét színátcsapást kapunk. Ehhez a titráláshoz fogyott cinkacetát mennyisége a titántartalmat méri. Ekkor az oldatot felforraljuk, miközben az alumínium is reagál a nátriumfluoriddal, és ettől kezdve az elemzés menete az előbbieken leírtakkal azonos.

Nagy mennyiségű kalcium és mangán esetében tanácsos előzőleg az alumíniumot a kalciumtól és a mangántól elválasztani. Ezek az elemek ugyanis aránylag kis stabilitású komplexet képeznek az EDTE-vel abban a p_H -intervallumban, amely az alumínium meghatározására a legkedvezőbb. Ezért 15%-nál nagyobb kalciumoxid vagy 5%-nál nagyobb mangánoxid jelenlétében a titrálás végpontja nem annyira éles, mint ezeknek az elemeknek a távollétében, és nem következik be 1 vagy 2 csepp cink mérőoldat hozzáadására az indikátor színátcsapása, azaz a színátcsapás elhúzódik. Ilyen esetben tanácsos az alumíniumot R_2O_3 formájában a klasszikus analitikából ismert módon leválasztani. A csapadékot sósavval visszaoldva az alumínium meghatározását az előbbieken leírtak alapján végezhetjük. A titrálás végpontjának jelzésére vanádiumkomplexonát-difenilkarbazon indikátorrendszert alkalmazunk. Ennek az indikátornak a működési elvét a mangán meghatározásánál ismertettük.

Nagyon jól alkalmazható a titrálás végpontjának jelzésére a ferro-ferri-cianid és benzidin vagy ferro-ferricianid és dimetilnaftalin indikátorrendszer. Az utóbbi indikátorrendszerek működésének lényege a következő:

A cinkionok a ferrocianiddal nagyon kis oldékonyságú csapadék képződése közben reagálnak. A cinkionok azonban nemcsak ferrocianidionnal reagálnak, hanem az etiléndiamin-tetraecetsavval is, amellyel igen nagy stabilitású vízőldható komplexet képeznek. Ha olyan oldatot titrálunk cinkkel, amelyben EDTE és ferrocianidion együttesen fordul elő, a cinkionok addig nem reagálnak a ferrocianiddal, amíg az oldatban szabad EDTE van. Csak az EDTE-mennyiség kvantitatív titrálása után kerül sor a cinkionok és a ferrocianidion közötti reakcióra. E megfigyelés alapján dolgoztunk ki indikációs módszert olyan meghatározások esetére, ahol a meghatározás folyamán EDTE-fölösleget kell visszatitrálni. Ebben az esetben úgy járunk el, hogy a vizsgálandó oldathoz egy kevés ferro-ferricianid keveréket adunk. A ferro-ferricianidionok keveréke redox-rendszert képez, amelynek jól definiálható redoxpotenciálja van. Ha ebben a rendszerben a komponensek, azaz a ferro- és ferricianid egymáshoz való aránya megváltozik, ez a változás a rendszer redoxpotenciáljának válto-

zását is maga után vonja. A redoxpotenciál változását észlelhetjük akár potenciometrikusan, akár pedig megfelelő színjelző indikátor alkalmazásával. Ilyen színjelző indikátor pl. a bezidin és a dimetilnaftidin. A titrálás folyamán tehát, amikor cinkmérőoldattal titrálunk egy olyan oldatot, amelyben szabad EDTE, továbbá ferro-ferricianidionok keveréke található, a cinkionok először a szabad EDTE-vel reagálnak. Ennek leköttetése után pedig a jelenlevő ferrocianidionokkal képeznek csapadékot. A ferrocianidionok leköttetése következtében az oldatban a ferro-ferricianidionok aránya megváltozik, és az oldat redoxpotenciálja ugrásszerűen megnő, amit az oldatba adagolt benzidin, difenilnaftidin indikátorokkal jelezhetünk.

Miután a vas- és acélgyári salakok vagy nagy százalék kalciumot, vagy nagy százalék mangánt tartalmaznak, pontos alumíniummeghatározás szempontjából tanácsos az alumíniumot előzőleg ezektől az elemektől elválasztani. Az elméleti megfontolások azt mutatták, hogy 3-as p_H körül a kalcium és a mangán EDTE komplexének stabilitása már olyan kicsi, hogy zavaró hatásuk már nem jön számításba az alumínium meghatározásánál, így esetleg várható, hogy ennél a p_H -nál alkalmas indikátor jelenlétében az alumíniumtartalom minden előzetes elválasztás nélkül megoldható. Erre a célra legkedvezőbbnek mutatkozott a rézkomplexonát PAN indikátorrendszer. A kísérleteket lefolytattuk, de az eredmények nem voltak kielégítőek, így sok kalcium és sok mangán jelenlétében továbbra is elválasztásos módszerrel dolgozunk. Az elválasztás két úton oldható meg:

1. az alumíniumot hidroxidcsapadék formájában leválasztjuk;
2. az alumíniumot nátronlúggal, nátriumaluminát komplex formájában oldatba visszük, miközben a kísérőelemek különböző oxid- és hidroxidcsapadék formájában kicsapódnak az oldatból.

A meghatározáshoz szükséges vegyszerek: 0,05 molos EDTE-mérőoldat, 0,05 molos cinkacetát mérőoldat, 0,1%-os fenolftalein alkoholos oldata, 0,90 fs ammónia, 1 : 1 hígítású sósav, vanádiumkomplexonát, difenilkarbazon, metilénkék (készítését lásd a mangán meghatározásnál), 1%-os káliumferrocianid vizes oldat, 1%-os káliumferricianid vizes oldat, 1%-os benzidin jégecetes oldat, 0,3%-os dimetilnaftidin jégecetes oldat. Pufferoldat, 500 g ammóniumacetát + 1000 ml víz + 50 ml jégecet.

A meghatározás gyakorlati módja: a törzsoldatból a várható alumíniumtartalomtól függően 0,2 vagy 0,4 g bemérésnek megfelelő aliquot-részt levéve 400 ml-es főzőpohárba töltjük, az oldat térfogatát 100 ml-re egészítjük ki desztillált vízzel, majd ammóniumhidroxiddal bürettából semlegesítjük az előzőleg 60° C-ra melegített oldatot. A semlegesítésnél vigyázzunk, hogy éppen csak az ammóniaszag megjelenéséig semlegesítsünk. Indikátor használata esetén metilvörös színátcsapásáig semlegesítünk.

Meg kell jegyezni, hogy ajánlatos különböző kohászati salakokat néhány ml salétromsavval oxidálni, mert a vas általában kétértékű formában van jelen. A vas és az alumínium együttes kvantitatív leválása csak ebben az esetben biztosítható. Ekkor úgy járunk el, hogy a sósavas oldatrészt felforraljuk, 5 ml 1,4 fs salétromsavat adunk hozzá, 2 percig forraljuk, majd ezután választjuk le a csapadékot. Salétromsavas oxidáció után a semlegesítésnél nem tudunk metilvöröst használni indikátor gyanánt, mert a salétromsav ezt az indikátort elroncsolja. Ilyenkor gyenge ammóniaszagig közömbösítjük az oldatot.

A semlegesítés során hidrolizált kationokból képződött csapadékot leszűrjük, kevés ammónnitrátos vízzel mossuk, majd 20 ml 1,12 fs sósavban melegítés közben visszaoldjuk. Ha az alumíniumhidroxid csapadék leválasztása nagy oldattérfogatból történik, úgy a csapadék kimosása el is maradhat, mert a csapadékban visszamaradó kevés kalcium és mangán már nem zavarja az alumínium meghatározását. A csapadék visszaoldódása után az oldathoz EDTE mérőoldatot adunk olyan feleslegben, hogy az oldatban jelenlevő EDTE-vel reagáló összes kation komplexbe menjen, sőt néhány ml komplexon főlöslé-
gben is maradjon. Tapasztalatunk szerint hazai nagyolvasztó- és martin-
salakjaink esetében 25 ml 0,05 molos EDTE mérőoldat minden esetben ele-
gendő.

Az EDTE hozzáadása után az oldathoz fenolftaleint adva, ammónium-
hidroxiddal a fenolftalein színátcsapásáig semlegesítünk. Ezután az ammónia
főlösléget néhány csepp sósavval visszavesszük, amit az indikátor elszínte-
nedése jelez. Ekkor az oldathoz 10 ml pufferelegyet adunk, majd 3 percig
forraljuk, forralás után lehűtjük. Az EDTE mérőoldat feleslegét ezután 0,05
molos cinkacetát mérőoldattal ferro-ferricianid- és benzidinindikátor jelenlé-
tében visszamérjük. A ferro-ferricianid-indikátort az előzőek szerint elkészített
1%-os káliumferricianid és 1%-os káliumferrocianid oldatból naponként
hígítjuk, a következő arányban: 10 ml 1%-os ferrocianidoldat + 20 ml 1%-os
ferricianidoldat desztillált vízzel 100 ml-re kiegészítve. Az 1%-os ferro- és
ferricianidoldat hónapokon keresztül eltartható, csupán a hígítást és keverést
kell a meghatározás napján végezni. Az így hígított ferro-ferricianid-keverék-
ből 1 ml-t, továbbá az 1%-os jégecetes benzidinből ugyancsak 1 ml-t adva az
oldathoz indikátor gyanánt, a titrálás végpontjában az oldat színe zöldeské-
be csap át. Használható ferro-ferricianid- és benzidinindikátor helyett a titrálás
végpontjának észlelésére vanádiumkomplexonát-difenilkarbazon indikátor-
rendszer is. Ebben az esetben 2 ml 0,1 n vanádiumkomplexonátot és 1 ml
0,3%-os difenilkarbazon alkoholos oldatát, továbbá 1–2 csepp 0,1%-os meti-
lénkéoldatot adunk a próbához. Ennek az indikátornak a jelenlétében a szín-
átcsapás zöldeskéből violába történik. A titrálások folyamán fogyott cink-
mérőoldat millilitereit levonva az adagolt komplexon mennyiségéből, kapjuk
az alumíniumhoz kötött komplexon mennyiségét. Minthogy a martin- és nagy-
olvasztósalakok több-kevesebb vasat is tartalmaznak és az alkalmazott p_H -
intervallumban a vas is reagál az EDTE-vel, a számítás során kapott EDTE-
mennyiség a vas és alumínium összegét adja. Ha a vastartalom ismert, azaz
ha a vasat előzőleg már meghatároztuk komplexometriás vagy más módszerrel,
a vastartalom ekvivalens EDTE-mennyiséget levonva a számolt értékből,
kapjuk az alumíniumhoz kötött EDTE-mennyiségét és ebből az alumínium-
tartalom kiszámítható.

Amennyiben a vastartalmat nem ismerjük, úgy az alumíniumot a vas
mellett a következőképpen határozzuk meg. Az EDTE-főlöslé-
g visszaitrálása után az oldathoz 400 ml semleges nátriumfluorid telített vizes oldatát adjuk.
Ezután az oldatot felforraljuk, 3 percig forni hagyjuk, utána lehűtjük. A for-
ralás közben az alumínium reagál a nátriumfluoriddal és az alumíniumhoz
kötött EDTE felszabadul. A szabaddá vált EDTE-t az első titrálásnál használt
indikátor mellett titráljuk. Az ehhez a titráláshoz fogyott cinkmérőoldat
mennyisége ekvivalens az alumíniumtartalommal. Meg kell jegyezni, hogy a

második titrálásnál ferro-ferricianid-indikátor használata esetén további 1 ml ferro-ferricianid-elegyet, vanádiumkomplexonát indikátor alkalmazása esetén pedig további 1 ml difenilkarbazon-oldatot kell adagolni, mert ezek az indikátorok a forralás folyamán elroncsolódnak.

Az alumínium meghatározásnál nagyon jól alkalmazható elválasztási mód, ha az alumíniumot nátriumaluminát formájában visszük oldatba. Ebben az esetben úgy járunk el, hogy a kivett törzsoldathoz vagy — közvetlen bemérés esetén a próba oldódása után — savas oldathoz 30%-os nátronlúgot adunk olyan feleslegben, hogy a jelenlevő sav semlegesítése után még mintegy 15—20 ml nátronlúg szabadon maradjon. Ezután az oldatot forrásig melegítjük. Mangán jelenlétében 1—2 ml 30%-os hidrogénperoxidot adunk hozzá. A hidroxidok leválasztása után az oldatot lehűtjük, normállombikban jelig töltjük, majd ebből a törzsoldatból aliquot-részt kiszűrve, a szűrlethez határozzuk meg az alumíniumot. A lúgos szűrlethez EDTE-mérőoldatot adunk feleslegben, az oldatot fenolftalein indikátor jelenlétében sósavval semlegesítjük, majd semlegesítés után ammóniumacetáttal pufferolunk. Ezután az oldatot felforraljuk, 2 percig forrni hagyjuk, lehűtjük és ferro-ferricianid és benzidin vagy pedig vanádiumkomplexonát és difenilkarbazon indikátor jelenlétében cinkacetát mérőoldattal az előzőekben ismertetett módon visszatitráljuk az EDTE fölöslegét. Az így kapott érték közvetlenül adja az alumíniumtartalmat, mivel a martin- és a nagyolvasztósalakok általában egyetlen olyan komponenst sem tartalmaznak, melyek ezt a meghatározást zavarnák. Ennek a meghatározásnak egyetlen hátránya, hogy aránylag nagy bemérésből kell kiindulni, mert a meghatározás a lelúgozás után kapott törzsoldatnak csak aliquot-részből történik. Ez nem jelent semmi nehézséget abban az esetben, ha olyan salakot elemezzünk, amely közvetlenül savban oldható. Csupán törzsoldat esetében jelenthet nehézséget, s így egy-egy komponens meghatározására nem jut 0,2—0,4 g bemérésnek megfelelő aliquot-rész. Ez a lúgos elválasztás vasércék alumíniumtartalmának meghatározására is nagyon előnyösen használható.

I R O D A L O M

Sajó, I.: Eine neu Methode zur Schnellanalyse der Silikate, Gesteine, Erze, Schlacken, feuerfesten Stoffe, usw. III. Schnellbestimmung des Aluminiums mit einer komplexometrischen Methode. Acta Chimica, Academiae Scientiarum Hungaricae, Tomus 7. Fasciculi 4—5.

Kalcium gyorsmeghatározása

Martin- és nagyolvasztósalakjainkból különböző üzemi laboratóriumainkban a kalcium gyorsmeghatározását két különböző módszerrel végzik:

1. klasszikus oxalátos módszer gyors módszerré való átdolgozása útján;
2. komplexometriás módszerek variálásával.

A kalcium gyors oxalátos meghatározásának elve azon a megfigyelésünkön alapszik, hogy 400 ml oldatban 20 mg-nál több kalcium jelenléte esetén az oldathoz forralás közben forró ammóniumoxalát-oldatot töltve 3 perces forralás alatt a kalcium kvantitatíve jól szűrhető csapadék formájában válik le. A csapadékot kimosva, majd forró kénsavas vízbe visszaoldva a kalciumoxalátot káliumpermanganáttal titrálhatjuk. A meghatározást a vas, az alumí-

nium jelenléte zavarja, ezért ezeket előzőleg vagy gyors elválasztással el kell távolítani az oldatból, vagy maszkírozniuk kell. A zavaróelemek EDTÉ-vel maszkírozhatók, de ebben az esetben az oxalát hozzáadása után 3 perc helyett 5 percig kell forralni.

A kalcium komplexometriás gyors meghatározásának elve: a kalcium lúgos közegben stabilis komplexet képez az EDTÉ-vel. Ez a komplexképződés kvantitatív, és így felhasználható a kalcium térfogatoss gyors meghatározására. A meghatározást a salakokban általában előforduló kísérőelemek zavarják. Ezeknek a kísérőelemeknek egy része trietanolaminnal maszkírozható, és így sok esetben a kalcium a törzsoldatból minden elválasztás nélkül meghatározható. A kalciumnak ezt az elválasztás nélküli meghatározását a mangán zavarja, amely a trietanolaminnal lúgos közegben intenzív zöld színű komplexet ad; a komplex saját színe megnehezíti az indikátor színátcsapásának szélelését. Ezért 1%-os mangánoxidtartalom felett nem alkalmazzák a zavaróelemek maszkírozási módszerét, hanem azok elválasztása után történik a kalcium komplexometriás titrálása.

A meghatározáshoz szükséges vegyszerek: ammóniumhidroxid 0,91 fs, ammóniumpersulfát 10%-os, ammóniumoxalát 3%-os, kénsav 1,2 fs, 0,1 n KMnO_4 mérőoldat, trietanolamin, 30%-os nátronlúg, Patton és Reeder indikátor 0,3%-os alkoholos oldat, 0,05 m EDTÉ mérőoldat, 0,05 m kalciumklorid mérőoldat.

Az oxalátos gyorsmeghatározás gyakorlati módja: a törzsoldatból 0,2 g bemérésnek megfelelő aliquot-részt levéve 600 ml-es főzőpohárba töltjük, az oldat térfogatát mintegy 250 ml-re lehetőleg forró vízzel kiegészítjük, majd ammóniumhidroxid hozzáadásával leválasztjuk az R_2O_3 csapadékot. Az oldatot felforraljuk, miközben néhány ml ammóniumpersulfátot adunk hozzá. Így az R_2O_3 -mal együtt a mangán is leválik mangándioxidhidrát csapadék formájában. 1–2 percig forraljuk, majd forralás után szívótölcséren szívóharanggal 600 ml-es főzőpohárba szűrjük, meleg vízzel kétszeri-háromszori kimosás után a szűrletet felforraljuk. (A szűrés ezzel a módszerrel 1–1,5 perc alatt megoldható.) Ugyanekkor 100 ml-es pohárba 50 ml ammónoxalátot töltünk, s azt is felforraljuk. Amikor az ammónoxalát forr, az ammónoxalátot a próbaoldathoz töltjük és az oldatot 3 percen keresztül intenzíven forraljuk. 3 perces forrás után a levált csapadékot leszűrjük, hideg desztillált vízzel oxalátmentesre mossuk, majd a szűrőpapírt csapadékkal együtt mintegy 200 ml előzőleg 80° C-ra melegített kénsavas vízbe dobjuk (a kénsav és a víz aránya 160 ml víz és 40 ml 1,2 fs kénsav). Ezután titráljuk a kalciumot káliumpermanganáttal addig, amíg az oldat az utolsó csepp permanganáttól rózsaszínűre színeződik.

A meghatározás az aliquot-rész kivételétől kezdve 12–15 perc alatt elvégezhető.

Az R_2O_3 és a mangán előzetes leválasztása elkerülhető, ha ezeket az alkotókat EDTÉ-oldattal maszkírozzuk. Ebben az esetben úgy járunk el, hogy a törzsoldatból 0,2 g bemérésnek megfelelő aliquot-részt kivéve az oldat térfogatát mintegy 150 ml-re hígítjuk, majd 50 ml, kb. 0,05 molos EDTÉ-oldat hozzáadása után az oldat p_{H} -ját 5–6 közé állítjuk be ammóniumhidroxid adagolásával és ammonacetát puffereleggyel. Ekkor az oldatot felforralva 50 ml 3%-os ammónoxalátot töltünk hozzá. Az oldatot 5 percig forraljuk, a

levált csapadékot leszűrjük, hideg vízzel mossuk, majd kénsavban visszaoldva 80° C-on 0,1 n káliumpermanganáttal titráljuk.

A meghatározási idő kb. 12—15 perc.

Savban oldódó salakok esetén az előbb ismertetett két meghatározási mód szerint a kalciumtartalmat közvetlen bemérésből is meghatározhatjuk. Ilyenkor 0,2 g salakot bemérve vízzel való szuszpendálás után 20 ml 1,12 fs sósav és 10 ml 1,2 fs salétromsav elegyében oldjuk. Oldódás után a meghatározás menete az előzőekben leírtakkal azonos.

Kalcium meghatározása komplexometriás módszerrel 1%-nál kisebb mangántartalom esetén

A törzsoldatból 0,2 g bemérésnek megfelelő aliquot-részt levéve az oldat térfogatát mintegy 100 ml-re egészítjük ki hideg desztillált vízzel. Ezután az oldathoz 20 ml vízzel 1 : 1 arányban felhígított trietanolamin oldatot adunk. Majd 30%-os nátronlúg hozzáadásával az oldat p_H -ját 12 és 13 közé állítjuk be. A p_H beállítása igen egyszerűen megoldható, ha a feltárásoknál mindig azonos mennyiségű káliumlúggal tárjuk fel az anyagot és kilúgzás után az átsavanyítás-hoz mindig azonos mennyiségű sósavat használunk. Ebben az esetben a p_H beállításnál csupán egy alkalommal kell a kedvező p_H eléréséhez szükséges nátriumhidroxid mennyiségét meghatározni, és ettől kezdve mindig azonos mennyiségű nátriumhidroxidot adagolva a kedvező p_H minden különösebb mérés nélkül elérhető. A p_H beállítása után az oldathoz Patten és Reeder indikátort, vagy esetleg calceint adva az indikátor színátcsapásáig titrálunk. A titrálásnál fogyott komplexon milliliterei a kalciumtartalmat adják, mivel a vasat és az alumíniumot a jelenlevő trietanolamin maszkírozza, az esetleg jelenlevő magnéziumtartalom pedig az alkalmazott p_H -tartományban hidroxidesapadék formájában kiválik az oldathól.

A komplexometriás kalcium meghatározás visszatitrálással is elvégezhető. Ebben az esetben a p_H beállítása után az oldathoz komplexont adunk feleslegben. A komplexon hozzáadása után adagolják az indikátort és a komplexon mérőoldat feleslegét kalciumklorid mérőoldattal mérik vissza. Ebben az esetben a titrálás végpontja élesebben észlelhető. A kalciumklorid mérőoldat faktorát úgy állítjuk be, hogy 1 ml 0,05 molos EDTE-mérőoldat pontosan 1 ml kalcium mérőoldattal legyen ekvivalens. Ilyen mérőoldatok alkalmazása esetén ugyanabban az oldatban a titrálás többször megismételhető kalcium vagy komplexon mérőoldat hozzáadásával, és így a végpont pontosan beállítható.

Komplexometriás meghatározás 1%-nál nagyobb mangántartalom esetén

1%-nál nagyobb mangántartalom esetén lúgos közegben a mangán olyan mértékben színezi az oldatot, hogy az indikátor színátcsapása nehezen vagy egyáltalán nem észlelhető, vagy az oxidált Mn elroncsolja az indikátort. Ezért 1%-nál nagyobb mangántartalom esetén a mangánt, továbbá az R_2O_3 -at a kalcium titrálása előtt eltávolítjuk. Az elválasztás legegyszerűbb módja, hogy a kísérőelemeket hidroxidesapadék formájában választjuk el. Törzsoldatból 0,2 g bemérésnek megfelelő aliquot-részt levéve az oldat térfogatát forró vízzel mintegy 200 ml-re egészítjük ki, majd ammóniumhidroxiddal leválasztjuk az R_2O_3 -at. A leválasztáshoz 1—2 ml-rel több ammóniumhidroxidot ada-

golunk, mint amennyi az oldat semlegesítéséhez szükséges, mert a mangán ammónalkálikus közegben könnyebben választható le. Az ammónia hozzáadása után az oldatot felforraljuk, majd 5 ml 10%-os ammóniumperszulfátot adunk hozzá. A perszulfát hozzáadása után az oldatot további 2 percig forraljuk, majd a levált csapadékokat leszűrjük, kevés ammónkloridos hideg vízzel mossuk. A szűrletet további 1—2 percig forraljuk, hogy az esetleg még oldatban levő perszulfát elbomoljon, ezután az oldatot lehűtjük, térfogatát pedig desztillált vízzel mintegy 400 ml-re egészítjük ki. Ezután az oldat p_H -ját 30%-os nátronlúg hozzáadásával 13 körüli értékre állítjuk be. A p_H beállítása után az oldathoz Patten és Reeder vagy calcein indikátort adunk és a kalciumtartalmat 0,05 m EDTE mérőoldattal titráljuk. Ebben az esetben is használhatunk visszatitrálásos módszert, amikor is a próbaldathoz EDTE-t adunk feleslegben. Az EDTE feleslegét kalciumklorid mérőoldattal mérjük vissza. Egyes üzemek a titrálásnak ezt a módját a színátcsapás érzékelése szempontjából előnyösebbnek tartják a közvetlen titrálásos módszernél.

Magnézium gyorsmeghatározása

A magnézium gyorsmeghatározására a legalkalmasabb módszer a komplexometriás titrálás.

A módszer lényege: a magnézium EDTE-vel gyengén alkálikus közegben stabilis komplexet képez. A komplex stabilitása olyan nagy, hogy ez a reakció felhasználható a magnézium EDTE-vel történő térfogatossághatározására. A titrálás végpontjának jelzésére forgalomba hozott különböző szerves indikátorok közül hazai viszonylatban az eriokrómfekete-T indikátort használják. A salakokban jelenlevő kísérőelemek általában vagy az indikátor működését, vagy pedig a magnézium titrálását zavarják. Ezért ezeket az elemeket a magnézium titrálása előtt el kell távolítani az oldatból. A kalciumot és a kétértékű mangánt ugyanis együtt titrálnánk a magnéziummal. A vas- és az alumíniumhidroxidok pedig az indikátorral képeznek oldhatatlan belső komplexet, és így blokkolják az indikátort. Ammóniás közegben a levegő oxigénje az oldatban jelenlevő mangánt oxidálja, és az oxidáció során képződött háromértékű mangán elroncsolja az indikátort.

A fenti problémák kiküszöbölésére legegyszerűbb mód, ha a titrálást zavaró elemeket az oldatból eltávolítjuk. Hazai viszonylatban a magnézium meghatározásánál két módszer terjedt el:

1. a vizsgálandó oldatból az összes, a magnézium titrálását zavaró elemet eltávolítják, így a vasat, az alumíniumot, a mangánt és a kalciumot;
2. a vizsgálandó oldatból csupán a vasat, az alumíniumot és a mangánt távolítják el. Ezek eltávolítása után 9 és 10 p_H között eriokrómfekete-T indikátor jelenlétében titrálják a kalcium és a magnézium összegét. Egy másik aliquot-részből megtitrálják a kalciumtartalmat. A kalciumra kapott értéket a kalcium és magnéziumra együttesen fogyott komplexon mennyiségéből levonva kapjuk a magnéziumtartalmat.

Megjegyezzük, hogy az eriokrómfekete-T indikátor működését számos más elem is zavarja, így pl. a nikkel és a réz. Ezért olyan acélművekben, ahol a desztillált víz réznyomokat tartalmaz, ezeket káliumcianiddal kell maszkírozni.

A meghatározáshoz szükséges vegyszerek: ammóniumhidroxid 0,91 fs, ammóniumperszulfát 10%-os vizes oldata, ammóniumoxalát, kálium ferrocianidoldat 1%-os, vízüveg 0,5%-os hidroxilaminhidroklorid kristályos, 0,05 m EDTE-mérőoldat, 0,05 m magnéziumklorid mérőoldat, eriokrómfekete-T indikátor (1 : 500 arányban nátriumkloriddal elkeverve).

Magnézium közvetlen meghatározása

A meghatározás gyakorlati módja: a törzsoldatból 0,2 g bemérésnek megfelelő aliquot-részt kivéve az oldat térfogatát meleg vízzel 200 ml-re egészítjük ki, majd az oldathoz ammóniumhidroxidot adva az oldatot gyengén alkáliskussá tesszük. Ezután az oldatot felforraljuk és 2 ml ammóniumhidroxidot adunk hozzá, a mangántartalomtól függően pedig 1—10 ml 10%-os ammóniumperszulfátot. Ezután az oldatot 2 percig forraljuk, majd a levált csapadékot leszűrjük, kevés ammónkloridos vízzel kimossuk. A szűrletet ismét felforraljuk és forrás közben 20 ml 3%-os forró ammónoxalát oldatot adunk hozzá. 5 percig forraljuk, majd a levált kalciumoxalát csapadékot leszűrve a szűrletből megtitráljuk a magnéziumot. A kalciumoxalát csapadékot felhasználhatjuk a kalcium meghatározására, ugyanúgy, amint azt a kalcium meghatározásánál már ismertettük. A szűrletet lehűtve térfogatát desztillált vízzel mintegy 400 ml-re egészítjük ki, ezután az oldathoz 1 ml 0,5%-os vízüvegoldatot és 20 ml 0,91 fs NH_4OH -t adunk. A vízüveget azért adagoljuk, mert az ammóniás R_2O_3 leválasztásánál alumíniumnyomok kerülhetnek az oldatba, amelyek a titrálásnál alkalmazott eriokrómfekete-T indikátort blokkolják. Az alumínium viszont ammóniás közegben nagyon stabilis alumínium-szilikáteszapadékot ad a kovasavval, és így az indikátor színátcsapását nem zavarja. A vízüveg hozzáadása után néhány kristály hidroxilaminhidrokloridot dobunk az oldatba. A hidroxilaminhidroklorid adagolása az oldatban esetleg jelenlevő oxidáló anyagok megbontását szolgálja, nehogy az indikátort elroncsolják. A hidroxilaminhidroklorid oldódása után kb. 1 g eriokrómfekete-T indikátor keveréket adunk az oldathoz, majd 0,05 molos EDTE mérőoldattal titrálunk, amíg az indikátor színe borvörösből égszínkébe csap át.

A magnézium közvetlen titrálását még gyorsabbá tehetjük, ha az összes zavaró elemeket, azaz a kovasavat, a vasat, az alumíniumot, a mangánt és a kalciumot egy lépésben választjuk le. Az ebben az irányban folytatott kísérletek során nagyolvasztósalakra dolgoztunk ki gyors elválasztást, amelyet az egyik kohászati üzemünkben több év óta használnak. Az elválasztás lényege abban áll, hogy a vasat és az alumíniumot hidroxideszapadék formájában, a mangánt ferrocianideszapadék formájában, a kalciumot oxaláteszapadék formájában együttesen választjuk le az oldatból, majd a levált csapadék leszűrése után a szűrletből titráljuk a magnéziumot.

A meghatározás gyakorlati módja: a törzsoldatból 0,2 g bemérésnek megfelelő aliquot-részt levéve az oldathoz az R_2O_3 leválasztására ammóniumhidroxidot adunk. A levált csapadékot néhány csepp sósavval visszavesszük, majd az oldatot felforraljuk és a forró oldathoz 30 ml 1%-os ferrocianidoldatot adunk és néhány csepp ammóniával ismét alkáliskussá tesszük. Ekkor az oldathoz 20 ml ammóniumoxalátot töltve 3 percig forraljuk, majd az oldatot sűrű feketekeresztes szűrőpapíron, szívótölcséren keresztül, szívóharang alatt pohárba szűrjük. A csapadékot hideg desztillált vízzel kimossuk, a szűrletet lehűt-

jük, majd 20 ml tömény ammóniát, néhány kristály hidroxilaminhidrokloridot adunk hozzá; ezután a magnéziumot eriokrómfekete-T indikátor mellett titráljuk.

A kalcium és a magnézium meghatározása egy bemérésből

A törzsoldatból 0,5 g bemérésnek megfelelő aliquot-részt kivéve az oldat térfogatát desztillált vízzel mintegy 200 ml-re egészítjük ki. Ezután ammóniumhidroxid adagolásával az oldatot gyengén alkáliskussá tesszük. Felforraljuk, majd a várható mangántartalomtól függően az oldathoz 1–10 ml 10%-os ammóniumperszulfátot adunk. Az ammóniumperszulfát hozzáadása után az oldatot néhány percig forraljuk, lehűtve 500 ml-es normállombikba töltjük és térfogatát desztillált vízzel 500 ml-re egészítjük ki. Az így kapott törzsoldatot száraz redős szűrőpapíron keresztül leszűrjük és a kapott szűrletből 200 ml-t kalcium meghatározására használunk fel, 200 ml-t pedig félreteszünk magnézium meghatározásra. A kalcium meghatározására kivett részhez 10–30 ml 30%-os nátriumhidroxidot adunk. Az adagolandó nátriumhidroxid mennyiségét az oldatban jelenlevő ammónsók mennyisége szabja meg. A titráláshoz kedvező 13 p_H körüli érték eléréséhez ugyanis szükséges, hogy az oldatban levő ammónsók megbontása után az oldatban még néhány ml szabad nátronlúg maradjon. A szabad nátronlúgra azért is szükség van, hogy az oldatban levő magnézium hidroxidcsapadék formájában kiváljon, és így a kalcium titrálását ne zavarja. A nátriumhidroxid hozzáadása után kb. 1/2 perc múlva a kalciumot Patton és Reeder indikátor jelenlétében titráljuk, amíg az indikátor színe a rózsaszínből égszínkébe csap át.

Ugyanebből az oldatrészből meghatározható a magnézium is, ha a kalcium titrálása után az oldat p_H -ját 9 és 10 közé állítjuk be, majd az oldathoz eriokrómfekete-T indikátort adunk és az oldatot EDTE mérőoldattal az indikátor színátcsapásáig titráljuk. A Patton és Reeder indikátor jelenléte nem zavarja az eriokrómfekete-T működését, mert mindkét indikátor színváltása egy irányban történik. A gyakorlatban úgy járunk el, hogy a kalcium titrálása után az oldatban levő nátronlúg megbontására ammóniumkloridot adagolunk olyan feleslegben, hogy a nátriumhidroxid megbontásán túlmenően még 1–2 g ammóniumklorid is maradjon az oldatban. Ezután az oldathoz 10–15 ml ammóniumhidroxidot (0,91 fs) adunk, utána eriokrómfekete-T indikátor mellett EDTE mérőoldattal titráljuk a magnéziumot az indikátor színátcsapásáig.

A magnézium meghatározás céljára félretett oldatrész felhasználható a kalcium és a magnézium együttes meghatározására. A kivett 200 ml-t 800 ml-es főzőpohárba töltjük, utána térfogatát desztillált vízzel 400 ml-re egészítjük ki. Ezután az oldathoz 1–2 ml 0,5% vízüveget, továbbá 20 ml ammóniumhidroxidot és 1–2 kristály hidroxilaminhidrokloridot adunk. Ezután eriokrómfekete-T indikátor mellett EDTE mérőoldattal titráljuk a kalcium és magnézium összegét. A kapott értékből levonjuk az előző titrálás során a kalciumra fogyott EDTE mennyiséget; a két titrálás különbsége adja a magnéziumtartalommal ekvivalens EDTE mennyiségét, amiből a magnéziumtartalom kiszámítható.

1 ml 0,05 molos EDTE mérőoldat 2,804 CaO-t mér.

1 ml 0,05 molos EDTE mérőoldat 2,016 mg MgO-t mér.

A kén tartalom gyors meghatározása

A különböző kohászati salakokban és alapanyagokban jelenlevő kén-tartalom leggyorsabban égetéssel módszerrel határozható meg.

A meghatározás elve: a különböző anyagokban jelenlevő kén oxigén-áramban történő elégetés közben kéndioxiddá alakul. Ha a kén az elégetés előtt szulfát formájában van jelen, tanácsos előzőleg szulfiddá visszaredukálni. A stabilis szulfidok elbontására és a kiégetés tökéletessé tételére adalékokat, olvadáspont-csökkentőket és katalizátorokat szoktak használni. Az égetés során képződött kéndioxidot vízben nyeletjük el és keményítő indikátor jelenlétében jódmérőoldattal titráljuk. A jódmérőoldat faktorát vagy standard acélforgácsra állítjuk be, vagy egy más módszerrel megelemezett salak kén-tartalmára.

A meghatározás ideje: 2—3 perc.

A meghatározáshoz szükséges vegyszerek és felszerelés: Mars-kemence, karbonilvaspor, keményítőoldat, jódmérőoldat. A jódmérőoldat készítése: 204 g KJ-t feloldunk 150 ml desztillált vízben, ebben az oldatban oldunk fel 100 g jódot. Az így nyert oldatot normállombikkal 12 l-re hígítjuk. A gyakorlati mérőszámú (1 ml J_2 oldat = 0,1 mg S) oldatot a fenti oldatból a következőképpen készítjük: 200 ml fenti töménységű jóddoldathoz 2150 ml desztillált vizet adunk.

A meghatározás gyakorlati módja: a várható kén tartalomtól függően bemérünk 0,1—0,5 g porított salakot. A bemért salakot porcelán égetőcsónakba töltjük, ezután kb. 1 g karbonilvasport adunk hozzá és platinadróttal a salakot karbonilvasporral összekeverjük. Ezután az $1250^\circ C$ -ra fűtött cső-kemencébe tesszük és intenzív oxigénáramban elégetjük. Az égetés során képződött SO_2 -t desztillált vízben nyeletjük el, amelyhez előzőleg indikátor gyanánt néhány csepp 1%-os keményítőoldatot adunk. Az SO_2 -t már égetés közben titráljuk jódmérőoldattal mindaddig, amíg az oldat kb. 1/2 percen keresztül történő oxigén átáramlása közben már többé nem színtelenedik el. Amennyiben a jóddoldat faktorát úgy állítottuk be, hogy 1 ml jódmérőoldat 0,1 mg ként mérjen, abban az esetben a titráláshoz fogyott jódmennyiséget leolvastva 1 g bemérés esetén közvetlenül század százalékban kapjuk a kén-tartalmat.

Az égetéshez adagolt karbonilvaspor egyrészt mint katalizátor, másrészt mint redukálószer működik a meghatározásnál. Amennyiben a próba szulfát formájában jelenlevő ként is tartalmaz, a próbát a karbonilvasporral összekeverve cső-kemencébe tesszük és 1 percen keresztül oxigénáram átvezetése nélkül izzítjuk, hogy a szulfátok redukciója végbemenjen. Ezután indítjuk meg az oxigénáramot. Ettől kezdve az elemzés további menete az előzőekben leírtakkal azonos.

Megjegyezzük, hogy a kén jodometriás meghatározása nem sztöchiometriás, mert az égetés folyamán nemcsak SO_2 képződik, hanem SO_3 is, amelynek mennyiségét jodometriásan nem titráljuk. Az $SO_2 : SO_3$ arány annál nagyobb mértékben tolódik el az SO_2 képződés javára, mennél intenzívebb oxigénárammal és mennél magasabb hőmérsékleten dolgozunk. $1200^\circ C$ fölötti hőmérsékleten az égetés folyamán képződő SO_3 mennyisége csak néhány százalékot tesz ki, ami a jóddoldat megfelelő hígításával korrigálható. Az ezen elvek

szerint hígított jóddoldat szolgáltatja a gyakorlati mérőszámú mérőoldatot. Lényeges, hogy az égetést száraz oxigénárammal végezzük, mert nedves oxigénáram esetén az SO_2 egy része az összekötő vezetékekben lecsapódó nedvességben maradhat vissza.

A jodometriás meghatározás — ha a meghatározást kellő gondossággal végezzük — nem kvantitatív volta ellenére is igen pontos eredményeket szolgáltat.

Amennyiben a kén égetéssel történő meghatározását Holthaus-módszerrel végezzük, a meghatározást sztöchiometriássá tehetjük. Ebben az esetben úgy járunk el, hogy az égetés során képződött SO_2 -t és SO_3 -t olyan vízben nyeletjük el, amelybe előzőleg néhány ml semleges hidrogénperoxidot tettünk. A hidrogénperoxid a kénessavat kénsavvá oxidálja; az elnyelt SO_3 -ból is ugyancsak kénsav képződik. A képződött kénsavat potenciometriásan ismert titerű nátronlúggal titrálhatjuk. Ennek az eljárásnak olyan változatát is használják, hogy a kénessavat ismert titerű és ismert mennyiségű peroxidos nátronlúggal nyeletik el, majd a szabadon maradt nátronlúg mennyiségét alizarinindikátor mellett kénsavval titrálják.

A foszfor meghatározása

A meghatározás elve: a foszforsav savas közegben az ammóniummolibdenáttal foszforammóniummolibdenát csapadék formájában leválik az oldatból. A csapadékot leszűrve savmentesre mossuk. A foszforhoz kötött molibdén-savat alkáli-acidimetriásan titrálhatjuk, s a titrálásnál kapott értékből a foszfortartalom kiszámítható.

A meghatározáshoz szükséges vegyszerek: salétromsav, folyósav, 3%-os káliumpermanganát, 5%-os ferroszulfát, ammóniummolibdenát oldat. Ammóniummolibdenát oldat készítése: 3000 ml 1,2 fs HNO_3 -ba öntünk 200 g ammóniummolibdenátnak 1500 ml desztillált vízben való oldatát. Utána ehhez az oldathoz egy másik oldatot öntünk, mégpedig 1000 g NH_4NO_3 -nak 1500 ml desztillált vízben való oldatát. Az így összeöntött oldatokat 90—93° C hőmérsékletre melegítjük, lehűtjük és 24 órai állás után leszűrjük. 0,15 n nátronlúg és 0,15 n H_2SO_4 , fenolftalein 1%-os alkoholos oldata.

A meghatározás gyakorlati módja: bemérünk 0,2 g salakot 10—15 ml vízzel nedvesítve, 6 ml 1,4 fs salétromsavat adunk hozzá s néhány csepp hidrogénfluoridot. Az oldódás befejeződése után 1—2 ml káliumpermanganátot adunk hozzá, kb. 1/2 percig forraljuk, a káliumpermanganát fölöslegét ferroszulfáttal visszavesszük. Ezután 60 ml ammóniummolibdenátot adunk az oldathoz és 1 percen keresztül intenzíven rázogatójuk, szívótölcséren leszűrjük és hideg vízzel savmentesre mossuk a csapadékot. A csapadék savmentesre mosását könnyen ellenőrizhetjük, ha a mosóvizet előzőleg néhány csepp metil-orangéval megfestjük. A csapadékot kimosás után ismert mennyiségű 0,15 n nátriumhidroxidban oldjuk, majd a csapadék oldódása után mintegy 100 ml kiforralt szénsavmentes, hideg desztillált vizet töltünk hozzá és néhány csepp fenolftaleinindikátort és nátronlúg feleslegét 0,15 n kénsavval visszatitráljuk. 0,2 g bemérése esetén 1 ml mérőoldat 0,1% foszfort mér.

A meghatározás ideje: 12—15 perc.

A vanádium gyorsmeghatározása

A meghatározás elve: a vanádiumtartalmú próbát káliumhidroxiddal és nátriumperoxiddal feltárjuk. Az ömledéket kilúgozva a vanádium kálium-metavanadát alakjában oldatba kerül, amíg a zavaró ionok a kilúgzáskor hidroxidcsapadék alakjában leválnak. Kilúgzás után az oldatot normállombikban jelig töltjük, majd a törzsoldathból az aliquot-részt kiszűrve a vanádiumot kolorimetriásan meghatározzuk. A kolorimetriás meghatározást arra a színreakcióra építettük fel, amelyet a vanádium difenilkarbazonnal ad.

A vanádium p_H 4—4,5-nél ecetsavas közegben difenilkarbazonnal ibolyaszínű komplexet alkot. A színelőhívástól számítva 10 percig a színintenzitás állandónak tekinthető. A komplex fényelnyelését Pulfrich-fotométeren S-53-as szűrővel mérjük. A komplex fényelnyelése 5—500 $\gamma/50$ ml koncentráció-tartományban lineáris a koncentrációval.

A meghatározás gyakorlati módja: 2,00 g porított salakot ezüsttálba mérünk, hozzáadunk 20,0 g KOH-ot, utána alkohollal megnedvesítjük és gázlángon feltárjuk a keveréket. A feltárás befejezésekor a még izzó olvadékba 1 g Na_2O_2 -t adunk és még 5 percig izzítjuk. Az olvadékot 400 ml-es pohárba mossuk át 3 ml 3%-os H_2O_2 -vel, 40 percig meleg főzőlapon tartjuk, 5 percig erőteljesen forraljuk. Lehűtés után a csapadékos oldatot 500 ml-es mérőlombikba átmoszuk és desztillált vízzel jelig töltjük. Redős szűrőpapíron a csapadékos oldat egy részét leszűrjük. 50 ml-es mérőlombikba a szűrletből 25 ml-t bemérünk. Hozzáadunk 0,3 ml 0,5%-os (acetonban oldott) difenilkarbazont és 16 ml 1 : 10 hígítású ecetsavat, jelig töltjük és két percen belül fotometrálnuk. Mindkét küvettába ugyanazt az oldatot töltjük. Összehasonlító oldatként a meghatározandó oldat komplexon III-mal megbontott oldatát használjuk. Ezt úgy érjük el, hogy az egyik küvettába 4 csepp 0,1 m komplexon III-t adunk. Mérőegyenest veszünk fel a fentebb említett koncentráció-tartományban és annak segítségével az ismeretlen oldat vanádiumtartalmát meghatározhatjuk.

Mérőgörbe felvétele: 20,0 g KOH-t vízben feloldunk és 500 ml-es mérőlombikba jelig töltjük. Ebből 25 ml-t 50 ml-es mérőlombikba mérünk. Ismert mennyiségű vanádiumot 0,3 ml difenilkarbazon és 16 ml 1 : 10 hígítású ecetsavat adunk hozzá. Az ecetsav hozzáadásától számítva 2 percen belül fotometrálnuk, a fent leírtak szerint bontva meg a komplex színt. Méréseink szerint elegendő egy 100 $\gamma/50$ ml-es mintát fotometrálni, mivel a koncentráció-extinkció közötti összefüggés közel lineáris.

A módszert 0,005—0,5% vanádiumtartalmú salakokra próbáltuk ki. Ha a salak vanádiumtartalma nagyobb, akkor csak 10 ml-t mérünk be a szűrletből és ehhez 7 ml hígított ecetsavat adunk.

A meghatározás pontossága $\pm 0,005$ abszolút százalék 0,1% vanádiumtartalomig; $\pm 0,03$ abszolút százalék 0,5% vanádiumtartalomig.

ÖSSZEFOGLALÁS

Gyors módszert ismertettünk acélművi salakok elemzésére. A módszer lényege abban áll, hogy a salakok káliumhidroxidos gyors foltására után a salak alkotókat térfogatosan határozzuk meg. A módszer szerint a kovásvat és foszfort alkalimetriásan, a vasat, az alumíniumot, a mangánt, a kalciumot és a magnéziumot komplexometriásan, a ként jodometriásan titráljuk.

MÁGNESEK GYORSELEMZÉSE

RÉPÁS PÁL

DK 545.9: 669.018.58

A korszerű híradástechnika sokféle új anyagtípust használ. Ilyen új anyagtípus a ferritmágnesek. A ferritek alkalmazása csak néhány évre tekinthet vissza, ezért ezek elemzése új feladatok elé állítja az analitikai laboratóriumokat.

A Mn—Zn-ferritek összetételének meghatározása céljából a következő összetételű oldatot állítottuk elő elektrolit Mn, elektrolit Fe és elektrolit Zn-ből történő bemeréssel

70% Fe_2O_3 , 16% MnO és 14% ZnO .

Az így előállított oldatot megelemeztük klasszikus analitikai eljárásokkal. A Mn-tartalmat Wohllhardt—Wolf szerint, a Fe-tartalmat pedig Zimmermann—Reinhardt szerint határoztuk meg. A Zn-tartalmat elektrogravimetriánál határoztuk meg NH_4OH -os közegben.

A Zn-tartalom elektrogravimetriás meghatározása előtt a Fe-t és Mn-t el kell távolítani az oldatból. Az elválasztás NH_4OH -os közegben történik szilárd $(\text{NH}_4)_2\text{S}_2\text{O}_8$ adagolásával, amikor a Fe hidroxid, a Mn pedig dioxid-hidrát formájában kiválik az oldatból. Nagy NH_4OH -felesleget kell alkalmaznunk, hogy a Zn-t aminkomplex formában oldatba vihessük. A Fe és Mn elválasztását a fent leírtak szerint háromszor megismételjük, miután a csapadékot előzőleg forró, 1,12 fs HCl -ben visszaoldottuk. A szüredékeket egyesítjük, majd az oldatot az ammonsóik fő tömegének elűzése céljából szárazra pároljuk. A száraz maradékot kevés H_2SO_4 -as vízzel feloldjuk, majd 50 ml NH_4OH és 4—5 g $(\text{NH}_4)_2\text{SO}_4$ hozzáadása után a térfogatot kb. 200 ml-re egészítjük ki és 3—3,5 A alkalmazása mellett a Zn-t Cu-hálóra elektroli-záljuk.

Az így kapott eredményeket a 159. táblázat tartalmazza.

Amint az 159. táblázatból láthatjuk, a Zn-tartalom meghatározása nagyon pontatlan, azonkívül az egész eljárás lassú és nehézkes.

Kipróbáltunk még más, az irodalomból ismert eljárást is, ahol a 159. táblázat eredményeihez hasonló értékeket kaptunk. Ezért a ferritmágnesek analitikájának megoldását, az egyes ötvözőelemek szétválasztását, valamint gyors meghatározását az ioncserélő gyanták és a komplexometria kombinatív alkalmazásával oldottuk meg.

159. TÁBLÁZAT

Adagolt Fe_2O_3 , mg	Talált Fe_2O_3 , mg	Adagolt MnO , mg	Talált MnO , mg	Adagolt ZnO , mg	Talált ZnO , mg
280	279,5	80	79,8	70	64,5
280	280,2	80	79,6	70	63,7
280	279,5	80	78,8	70	64,8
280	279,0	80	79,4	70	63,0
280	279,5	80	79,6	70	63,2
280	278,5	80	79,6	70	64,0

A meghatározás elve: Az ötvözőelemek szétválasztása hazai előállítású „Mikion p. a.” anioncserélő gyantán történt. Ugyanis a fémionokat nemcsak kationcserélőn tudjuk megkötni, hanem anioncserélő gyantán is, ha a fémiont előzőleg anionkomplekszé alakítottuk át. A jelen esetben ezek az anionkomplexek klorokomplexek. Tehát, ha a komplex anionokat tartalmazó oldatot anioncserélő gyantán átfolyatjuk, a komplex ionok (lényegében a fémion) a gyantán megkötődnek, amiáltal az anion magját képező fémiont az oldatból eltávolítottuk. Ez az elválasztás természetesen csak abban az esetben kvantitatív, ha a klorokomplex anion képződést kvantitatívvá tudjuk tenni. Nagy stabilitású klorokomplexet képező ion esetében a kvantitatív komplexképződés már kis kloridion-felesleg esetében is létrejön, ilyen ion pl. a Zn^{2+} . Olyan ionok esetében viszont, amelyeknek klorokomplexe csak kis stabilitású, a komplexképződést a tömeghatás törvénye értelmében nagy kloridion-felesleg alkalmazásával tehetjük teljessé; ilyen ion pl. a Fe^{3+} .

Tehát amennyiben olyan fémionok elegyével van dolgunk, amelyben az egyes komponensek különböző stabilitású klorokomplexeket képeznek, vagy egyes ionok egyáltalában nem képeznek klorokomplexet, a kloridionkoncentráció helyes megválasztásával az egyes alkotókat ioncserélő gyantán való átfolyatással egymástól szelektíven szét tudjuk választani. A klorokomplexek stabilitási állandói közötti különbségnek legalább 10^3 nagyságrendűnek kell lennie.

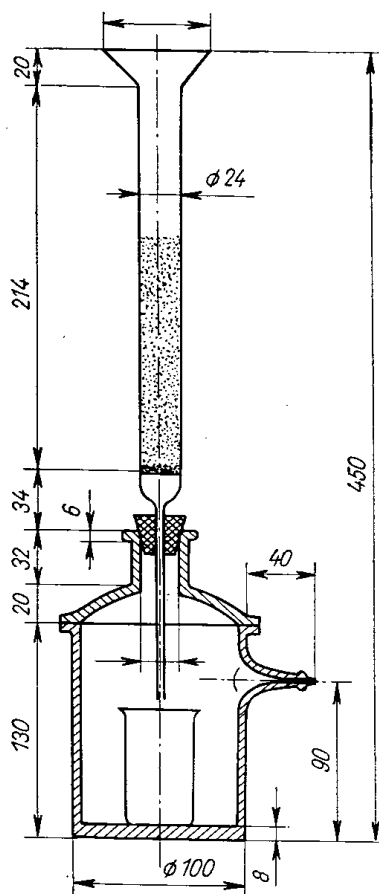
Mangán—zinkferriteknél a Mn^{2+} nem képez klorokomplexet, a Fe^{3+} csak 9 n — vagy ennél töményebb — HCl-es közegben ad kellő stabilitású komplexet, amíg a Zn^{2+} már 0,5 n HCl-es közegben is olyan erős stabilitású komplexet képez, hogy megkötődik a gyantán.

A meghatározás gyakorlati módja: 0,5 g ferritet 50 ml 1,19 fs HCl-ban melegítés közben feloldunk. A lehűtött oldathoz 30 ml 1,19 fs HCl-t adunk az elhasználódott és elpárolgott sav pótlására. Ezután az oldatot az ioncserélő-oszlopba öntjük.

Az ioncserélő-oszlopnak — célszerűen — egy kb. 110—120 mm hosszú és kb. 20 mm Ø-jű Mikion p. a. anioncserélő gyantával megtöltött Alihn-féle csövet használunk, amelyet egy szívóedénybe állítva vákuummal (vízlég-szivattyú) szívunk meg (lásd 452. ábra). Miután az Ahlin-csövet megtöltöttük ioncserélővel, 100 ml 1,19 fs HCl apró részleteivel atmossuk, amiáltal az ioncserélőt klorid formává alakítottuk át.

Az ioncserélő oszlopra öntött fenti oldat átfolyása után a poharat és a gyantát 120 ml 1,19 fs sósavval kimossuk. A sósavat apró részletekben öntjük a gyantára. Mindig megvárjuk az előző részlet teljes átfolyását, ui. csak ebben az esetben mossuk az oszlopot, ellenkező esetben csak hígítunk.

Az ioncserélőn átfolyt oldatokat a szívóedénybe állított pohárban fogjuk fel. Ez az elutum tartalmazza a Mn-t. A mangán meghatározás céljából az



452. ábra. Ioncserélő berendezés

oldatot kis térfogatra (5–10 ml) pároljuk a savfelesleg elűzése céljából. Ezután az oldat térfogatát mintegy 250–300 ml-re hígítjuk, és 1 ml CH_3COOH hozzáadása után metalingelb indikátor jelenlétében cc NH_4OH -dal az oldatot közömbösítjük, majd 4 ml jégecetet és 5,50 ml cc NH_4OH -t adunk az oldathoz igen erős kevergetés közben. Az erős kevergetés ezért szükséges, nehogy lokálisan az oldat p_{H} -ja 7 fölé emelkedjék, ami a Mn^{2+} oxidációjával járna. Az előbb leírtak szerint az oldat p_{H} -ját 6,5-re állítottuk be. Ezután 1–2 csepp (0,1 ml) metilénkéket, 2 ml difenilkarbazont és 1,5 g szilárd vanádium(V)komplexonát elegyet adagolunk, és a Mn-tartalmat 0,05 mol-os EDTE mérőoldattal megcitráljuk.

1 ml 0,05 mol-os EDTE mérőoldat 2,7465 mg Mn-t mér.

Az ioncserélő oszlopon maradt a Fe és a Zn, miután a Zn még 0,5 n HCl-as közegben is megkötődik a gyantán, ezért az Fe 200 ml 0,5 n HCl-lel lemosható a gyantáról. A savat itt is apró részletekben adjuk a teljes átszívás után! Az elutumot 250 ml-es n lombikba öntjük.

A Fe meghatározáshoz 0,2 g-nak megfelelő aliquot részt veszünk le a fenti törzsoldatból. Az oldatot 90 °C-ra melegítjük, 5 ml jégecet adunk hozzá, majd annyi cc NH_4OH -t, hogy a ferriacetát vörös színe éppen megjelenjék. Ezután 10 ml 10%-os szulfoszalicélsav indikátort adunk az oldathoz és a Fe-tartalmat 0,05 mol-os EDTE-vel megcitráljuk.

1 ml 0,05 mol-os EDTE mérőoldat 2,7925 mg Fe-t mér.

Az ioncserélő gyantán már csak a Zn maradt megkötve. A Zn 200 ml 0,02 n HNO_3 -mal mosható le a gyantáról.

A 0,02 n HNO_3 -as mosás után kapott elutumot mind felhasználjuk a Zn meghatározására. Az oldatot 600 ml-es főzőpohárba mossuk át, fenolftalein indikátor jelenlétében NH_4OH -dal közömbösítjük, majd 20 ml pufferoldatot adunk hozzá. Ezután 0,1–0,2 ml xilenolorange indikátor jelenlétében 0,05 mol-os EDTE mérőoldattal megcitráljuk a Zn-tartalmat.

1 ml 0,05 mol-os EDTE mérőoldat 3,269 mg Zn-t mér.

A fentiekben ismertetett módszerrel is elvégeztük a klasszikus eljárásnál leírt modellkísérletet. A kapott eredményeket a 160. táblázat mutatja.

A 160. táblázat adataiból láthatjuk, hogy az ioncserélős elválasztás után kapott Zn eredmények már pontosak és reprodukálhatók.

160. TÁBLÁZAT

Adagolt Fe_2O_3 , mg	Talált Fe_2O_3 , mg	Adagolt MnO , mg	Talált MnO , mg	Adagolt ZnO , mg	Talált ZnO , mg
140	139,7	80	80,1	70	69,6
140	139,4	80	79,8	70	70,0
140	140,0	80	79,6	70	69,6
140	139,7	80	79,9	70	69,8
140	140,3	80	79,4	70	70,2
140	139,4	80	80,1	70	69,6

A fentiekben láthattuk, hogy az ioncserélős komplexometrikus eljárást milyen jó eredménnyel alkalmaztuk a Mn-, Zn-ferriteknél. Éppen ezért ugyanazt az utat választottuk a Ni–Zn-ferritek meghatározásánál is.

Nikkel–zink-ferriteknél a Ni^{2+} nem képez klorokomplexet, a Fe^{3+} 9 n HCl-lal, a Zn^{2+} 0,5 n HCl-lal közegben is stabilis klorokomplexet képez. Tehát a meghatározás hasonló lesz a mangán–zink-ferritekéhez, azzal a különbséggel, hogy a 10 n HCl-os elutumban a Mn helyett Ni-t kell meghatározni.

A meghatározás gyakorlati módja: 0,5 g ferritet 50 ml 1,19 fs HCl-ben melegítés közben feloldunk. A lehűtött oldathoz 30 ml 1,19 fs HCl-t adunk, és az oldatot klorid formára alakított ioncserélő oszlopon átbocsátjuk. A poharat és a gyantát 120 ml 1,19 fs HCl-lal (apró részletekben adagolva!) kimossuk. Az elutumot a savfelesleg elpárologtatása céljából 5–10 ml térfogatra párol-

juk. Az oldatot ezután mintegy 150—200 ml-re hígítjuk, majd a p_H -t NH_4OH adagolásával 9—10 közötti értékre állítjuk be, amelyet a nikkellaminkomplex kezdődő kék színe indikál. Murexid indikátor hozzáadása után 0,05 mol-os EDTE mérőoldattal megcitráljuk a Ni-tartalmat.

1 ml 0,05 mol-os EDTE mérőoldat 2,9345 mg Ni-t mér.

A gyantán maradt Fe^{3+} és Zn^{2+} meghatározását a mangán—zink-ferriteknél leírtak szerint végezhetjük el.

A fent leírt eljárás helyességét a következő összetételű modellkísérlettel ellenőriztük:

70% Fe_2O_3 ; 10% NiO; 20% ZnO,

ahol a Fe-, Ni és Zn-t nagy tisztaságú elektrolitféméből mértük be. A kapott eredményeket a 161. táblázat tartalmazza.

161. TÁBLÁZAT

Adagolt Fe_2O_3 , mg	Talált Fe_2O_3 , mg	Adagolt NiO, mg	Talált NiO, mg	Adagolt ZnO, mg	Talált ZnO, mg
140	140,5	50	49,7	100	99,7
140	139,7	50	50,2	100	100,3
140	138,7	50	50,0	100	99,9
140	139,4	50	50,2	100	99,5
140	139,4	50	49,7	100	99,7
140	139,7	50	49,9	100	99,7

Az ún. mikrohullámú- és négyszög-ferritek a MnO , ZnO és Fe_2O_3 mellett még MgO -t is tartalmaznak. A magnézium a mangánhoz hasonlóan nem képez klorokomplexet, tehát a Mn-nal együtt a 9 n HCl-os elutumban lesz.

A meghatározás gyakorlati módja: Bemérünk $2 \times 0,5$ g anyagot, melyet melegítés közben 50 ml 1,19 fs HCl-ban feloldunk. A lehűtött oldathoz 30 ml 1,19 fs HCl-t adunk. A poharat és a gyantát 120 ml 1,19 fs HCl-lal kimossuk. Az egyik elutumot a savfelesleg elpárologtatása céljából 5—10 ml-re bepároljuk, amelyből a Mn—Zn-ferriteknél leírtak szerint EDTE-vel meghatározzuk a Mn-tartalmat. Az ekkor fogyott EDTE csak a Mn-t méri, mivel az oldatban még jelenlevő Mg p_H 6,5-nél nem reagál az EDTE-vel.

A másik bemérés elutumát is bepároljuk a savfelesleg elűzése céljából, majd szintén 250—300 ml-re hígítjuk. 1 g $NH_4OH \cdot HCl$ hozzáadása után 25 ml cc NH_4OH -val az oldat p_H -ját 10-re állítjuk be és eriokrómfekete T indikátor jelenlétében 0,05 mol-os EDTE mérőoldattal megcitráljuk a Mn + Mg-tartalmat. A fogyott EDTE ml-einek számából levonva a Mn-tartalomnak megfelelő EDTE mennyiségét, megkapjuk a Mg-ra fogyott EDTE ml-eket.

1 ml 0,05 mol-os EDTE mérőoldat 1,216 mg Mg-t mér.

Az ioncserélő oszlopon maradt Fe- és Zn-tartalmat a Mn- és Zn-ferriteknél leírtak szerint határozzuk meg.

Az előzőekben ismertetett eljárás csak a Mn és Mg egymás melletti meghatározásában tér el a Mn—Zn-ferriteknél leírt eljárástól. Ezért a 162. táblázatban is csak ezeket a méréseredményeket tüntetjük fel.

162. TÁBLÁZAT

Adagolt MnO, mg	Talált MnO, mg	Adagolt MgO, mg	Talált MgO, mg
100	99,6	20	20,2
100	100,7	20	19,5
100	99,9	20	19,9
100	99,1	20	20,1
100	99,8	20	20,3
100	100,3	20	19,7

Az „Alnico” mágnesek helyett egyre elterjedtebben használják a Ba-ferriteket. Itt a Ba^{2+} nem képez klorokomplexet, a Fe^{3+} — amint az előzőekben leírtuk — 9 n HCl-os közegben kellő stabilitású komplexet ad.

A meghatározás gyakorlati módja: 1 g anyagot mérünk be és ezt oldjuk 50 ml 1,19 fs HCl-ben melegítés közben. A lehűtött oldathoz 25 ml 1,12-es fs HCl-t adunk azért, hogy az esetleg kivált $BaCl_2$ -t feloldjuk. Ezután az oldatot az ioncserélő oszlopra öntjük. A poharat és a gyantát 120 ml 9n HCl-lel kis részletekben mossuk. Az elutumot a savfelesleg elűzése céljából 5—10 ml-re pároljuk, majd 200 ml-re hígítjuk. Ezután az oldat p_H -ját 25 ml karbonátmentes 20%-os NaOH adagolásával 12-re vagy ennél magasabb értékre állítjuk be, majd 0,1—0,2 ml timolftalexon indikátor jelenlétében 0,05 mol-os EDTE mérőoldattal megcitráljuk a Ba-tartalmat.

1 ml 0,05 mol-os EDTE mérőoldat 6,868 mg Ba-t mér.

Az ioncserélő oszlopon maradt Fe-tartalmat a Mn—Zn-ferriteknél leírtak szerint határozzuk meg.

A Ba-ferritek elemzésénél kapott eredményeket a 163. táblázat tartalmazza.

163. TÁBLÁZAT

Adagolt Fe_2O_3 , mg	Talált Fe_2O_3 , mg	Adagolt BaO , mg	Talált BaO , mg
168	167,7	160	161,0
168	166,9	160	161,8
168	168,5	160	159,5
168	166,3	160	159,5
168	167,7	160	158,7
168	168,1	160	160,2

A meghatározáshoz felhasznált reagensek készítési módja:

9 n HCl készítése: 900 ml 1,19 fs HCl + 100 ml H_2O

0,5 n HCl készítése: 50 ml 1,19 fs HCl + 950 ml H_2O

1,20 fs H_2SO_4 készítése: 200 ml 1,84 fs H_2SO_4 + 800 ml H_2O
0,02 n HNO_3 készítése: 2 ml 1,4 fs HNO_3 + 1000 ml H_2O
Puffer-oldat készítése: 500 g ammóniumacetátot és 50 ml CH_3COOH -t
oldunk 1 l-re, az oldat p_H -ja: 5,5.
Szulfoszalicilsav: 10%-os vizes oldat.
Xilenolorange: 1%-os vizes oldat.
Timolftalexon: 1%-os vizes oldat.
Metanilgelb: 1%-os vizes oldat.
Metilénkék: 1%-os vizes oldat.
Difenilkarbazon: 0,2%-os alkoholos oldat.
Vanádiumkomplexonát: 11,7 g ammóniummetavanadátot és 37,2 g
EDTE-t melegítés közben 45 ml 10%-os NaOH-ban oldunk. Oldás után 6 ml
96%-os ecetsavat adva hozzá, az oldatot 1000 g porított, szilárd káliumnitrát-
tal elkeverjük és 80° C-on állandó kevergetés közben szárazra pároljuk.
Murexid készítése: 1 g murexid 500 g NaCl-dal eldörzsölve.
Eriokrómfekete T készítése: 1 g eriokrómfekete T 500 g NaCl-dal eldör-
zsölve.
Kalcein készítése: 1 g kalcein 500 g NaCl-dal eldörzsölve.

ÖSSZEFOGLALÁS

Az ismertetett eljárás szerint a kemény és lágy ferritek analízisét ioncserélős elválasztás és a komplexometria kombinatív alkalmazásával oldjuk meg. A fémionok elválasztása kvater-
ner ammóniumbázisú anioncserélő gyantán történik, majd a szétválasztás után a Mn-t V-
komplexonát difenilkarbazon indikátor-rendszer mellett, a Fe-t szulfoszalicilsav, a Zn-t
xilenolorange, a Mg-t eriokrómfekete T, a Ba-t timolftalexon indikátor jelenlétében EDTE-
vel titráljuk.

I R O D A L O M

1. Blasius E.: Chromatographische Methoden in der analytischen und präparativen anor-
ganischen Chemie unter besonderer Berücksichtigung der Ionenaustauscher. (Enke
1958).
 2. Mikes János: Ioncserélő műgyanták és alkalmazási technológiájuk. (Műszaki könyvkiadó)
 3. Schwarzenbach G.: Die komplexometrische Titration. (Enke 1957.)
 4. Sajó István: Komplexometria. (Műszaki Könyvkiadó.)
- Wilkins D. H.: Anal. chim. Acta (Amsterdam) 20, 271—273. (1959). Gener. Electr. Res.
Lab. Schenectady, N. Y. (USA:).

SALAKOK, ÉRCEK, ACÉLZÁRÓDMÁNYOK ELEMZÉSE OLDATOS EMISSZIÓS SZÍNKÉPELEMZÉSSSEL

GEGUS ERNŐ

DK 545.828: 669.1.040.584: 669.051: 621.746.755

1. Kohó- és martinsalakok gyorsselemzése

Salakok fő alkotóinak meghatározása színképelemzéssel nem szolgáltat nagy abszolút pontosságú eredményeket. A színképelemzés egyéb előnyei, különösen gyorsasága és áttekinthetősége, valamint megbízhatósága következtében mégis gyakran alkalmazzák erre a célra. Ilyen feladatra természetesen csak a nagyobb relatív pontosságú színképelemzési eljárások jöhetnek számításba. Egyes közlemények a különböző salakelemzési színképi módszerek kritikai értékelésével is foglalkoznak.

Bujanov [1] összehasonlítást tett a teljes elgőzölögtetési, a porbeszórási, a brikettezési eljárás, a lemezen betolt mintát elgőzölögtető és a fulgurátoros oldatos eljárás alkalmazási lehetőségei között. Megállapította, hogy az oldatos módszer nagy távlatot rendelkezik, de tökéletesítésre szorul.

A BISRA Analitikai bizottsága által elvégzett részletes vizsgálatok [2] szerint a brikettező, az olvadékba mártott elektróddal dolgozó, a porkeveréket kráterből ívben vagy szikrában elgőzölögtető és az oldatos eljárás közül reprodukálhatóság szempontjából legjobban megfelelt az oldatos módszer.

Plzák és Lizal [3] szintén azt tapasztalták, hogy por alakú anyagok, közöttük a salakok oldatos színképelemzése sokkal pontosabb és reprodukálhatóbb eredményeket szolgáltatott, mint a porok lemezen való betolása, illetve forgatott brikettek szikráztatása útján végzett elemzés. Az általuk vizsgált oldatelőkészítési és elgőzölögtetési eljárást azonban hosszadalmasnak találták.

Porok gerjesztésével kapcsolatos saját tapasztalataink is megerősítik azt az álláspontot, hogy a salakok színképelemzéséhez oldatos eljárást alkalmazzunk. Megfelelően megválasztott oldatos módszer a reprodukálhatóság mellett a gyorsaság szempontjából sem marad el a pormódszerek mögött, hiszen az elemzéshez a porok is előkészítést igényelnek: belső standard és grafit- vagy rézpor alapos hozzákeverését, brikettezést, ömlesztést stb.

1.01 *Az oldatos eljárás.* Az irodalomban közölt oldatos salakelemzési eljárások a grafitelektródok felületére rávitt oldatot gőzölögtetik el, vagy különféle szerkezetű fulgurátort, illetve forgókorongos módszert alkalmaznak.

Larsson [4] a forgókorongos és a porózus-kehely-elektrodos eljárással szemben előnyben részesítette az elektródfelületre rávitt oldat elgőzölögtetését.

Ezt a módszert használták a már idézett munkákban is [2, 3]. *Bergenfelt* [5] a forgókorongos eljárást alkalmazta. *Nalimov* [6] összehasonlító vizsgálatokat végzett oldatos martinsalak elemzési eljárások között reprodukálhatóság szempontjából, és a forgókorongos, illetve porózus-kehely-elektrodos módszerrel szemben a legmegfelelőbbnek találta a helyesen megválasztott méretű és elrendezésű fulgurátort.

Vizsgálataink során az elektródfelületre rávitt oldat elgőzölögtetésével és a forgókorongos módszerrel, valamint a fűrt elektródos porlasztásos eljárással [7] végeztünk kísérleteket. Gyorsaság, reprodukálhatóság, valamint elemek közötti hatás szempontjából a legmegfelelőbbnek az utóbbi módszert találtuk, ezért a salakelemzési eljárás kidolgozásához ezt alkalmaztuk.

1.02 *A minták oldatba juttatása.* Egyes salakfajták a kovasav kiejtésével közvetlen sósavas oldással is elemezhetők [5,] de általában feltárásra van szükség. Az acélzáródmányok vizsgálatához hasonló módon [8] bóraxos feltárással és citromsav-citrátos kioldással [4, 5] vagy szóda-bóraxos feltárással és salétromsavas, illetve sósavas kioldással [2, 6, 9] készített oldatok igen gondos munkával jó eredményt adnak ugyan, de elkészítésük nehézkes és kényes, a kapott oldatok nem állandók.

Kidolgozott oldatos eljárásunkhoz a vizsgálandó salakmintát gyors eljárással ezüstcsészében nátriumhidroxiddal tártuk fel [10], esetleg kevés nátriumperoxid hozzáadásával. Az ömledéket desztillált vízben oldva az oldatot sósavval megsavanyítottuk. Megfelelő koncentrációviszonyok között tiszta, stabilis oldatokat állítottunk elő.

1.03 *Vonatkoztató elem (belső standard).* Salakminták elemzéséhez az egyes szerzők réz [5], króm [2, 6, 9], kobalt [4, 5], esetleg vanádium vagy titán [9] vonatkoztató elemet alkalmaztak.

Kísérleteink során vizsgáltuk réz és kobalt adagolását. A vonatkoztató elem megválasztásánál döntő szempont, hogy a kiválasztott elemzővonalakhoz megfelelő vonalpárt szolgáltasson. Ebből a szempontból (lásd a 164. táblázatot) egyes komponensekhez (pl. SiO_2) előnyösnek mutatkozott a réz, de általánosan megfelelőbb vonalpárokat állíthattunk össze a kobalttal. A kalcium esetében egyik vonatkoztató elemnél sem találtunk hasonló fizikai természetű vonalpárt, ami a meghatározás pontosságát károsan befolyásolja.

1.04 *Az elemzés menete.* A finoman porított salakból 0,1 g-ot harmincszoros mennyiségű, azaz 3 g nátriumhidroxiddal ezüstcsészében feltárunk. Nehezen oldódó anyagok (pl. martinsalakok) esetében kevés (0,1–0,3 g) nátriumperoxidot adunk hozzá. Az ömledéket 50–60 ml forró desztillált vízzel kioldjuk, az oldatot 30 ml tömény sósavval megsavanyítjuk és 100 ml-re feltöltjük. Nem kielégítően homogén minták esetén a bemért mennyiség akár ötszörösére is növelhető, természetesen az adalékok és a végtérfogat mennyisége is ennek arányában változik.

A feltárt anyag oldatából kiveszünk 5 ml-t, hozzáadunk 0,4 ml 5%-os kobalt, illetve réz törzsoldatot és összekeverve betöltjük a porlasztóedénybe. Az elemzésre kerülő oldat koncentrációviszonyait a 165. táblázatban állítottuk össze. Az egyes komponensek kiértékelő görbéinek megszerkesztéséhez a szükséges koncentrációtartományban ugyanilyen jellegű szintetikus összehasonlító sorozatot készítettünk. Az összehasonlító oldatokat a megfelelő törzsoldatokból úgy állítottuk össze, hogy a komponensek oxidokra számított

164. TÁBLÁZAT
Vonalpárok adatai salakelvezéshez

Vizsgálándó elem				Összehasonlító elem (belső standard)			
Vonala	Ioniz. energ., eV	Gerj. energ., eV	Vonala	Ioniz. energ., eV	Gerj. energ., eV	Vonala	Ioniz. energ., eV
Si I 2516,12	8,15	4,95	Co I 2532,18	7,88	5,52	Cu I 2492,15	7,72
Fe II 2599,40	7,86	12,63	Co II 2632,24	7,88	14,82	—	—
Fe II 2755,74	7,86	13,34	—	—	—	II 2769,69	7,72
Fe I 3020,64	7,86	4,11	Co I 3072,34	7,88	4,21	Cu I 3063,42	5,69
Cr II 2677,16	6,76	—	Co II 2632,24	7,88	14,82	II 2769,69	18,39
Mg II 2790,79	7,65	16,51	Co II 2632,24	7,88	14,82	II 2769,69	18,39
Mn 2933,06	7,43	—	Co 2954,74	7,88	—	Cu I 2961,17	5,57
Mn II 2949,21	7,43	12,80	Co 2954,74	7,88	—	Cu I 2961,17	5,57
Al I 3092,71	5,99	4,02	Co I 3072,34	7,88	4,21	Cu I 3063,42	5,69
Ca II 3158,87	6,11	13,16	Co I 3072,34	7,88	4,12	Cu I 3063,42	5,69

165. TÁBLÁZAT

Az elemzésre kerülő salakoldatok
koncentrációviszonyai

A n y a g	Mennyisége 1 ml oldatban
Salak (oxidelegy)	1 mg
Co vagy Cu belső stand.	4 mg
NaCl (NaOH+HCl)	kb. 45 mg
HCl (szabad cc HCl)	kb. 0,2 ml

mennyiségei együttesen 1 mg/ml értéket tegyenek ki a sorozat mindegyik tagjában.

A fűrt elektródos porlasztásos eljárással készült színeképfelvételekhez alkalmazott elektródok és porlasztókészülék kiképzését a 453. ábra mutatja be, a felvételi körülményeket a 166. táblázat foglalja össze.

166. TÁBLÁZAT

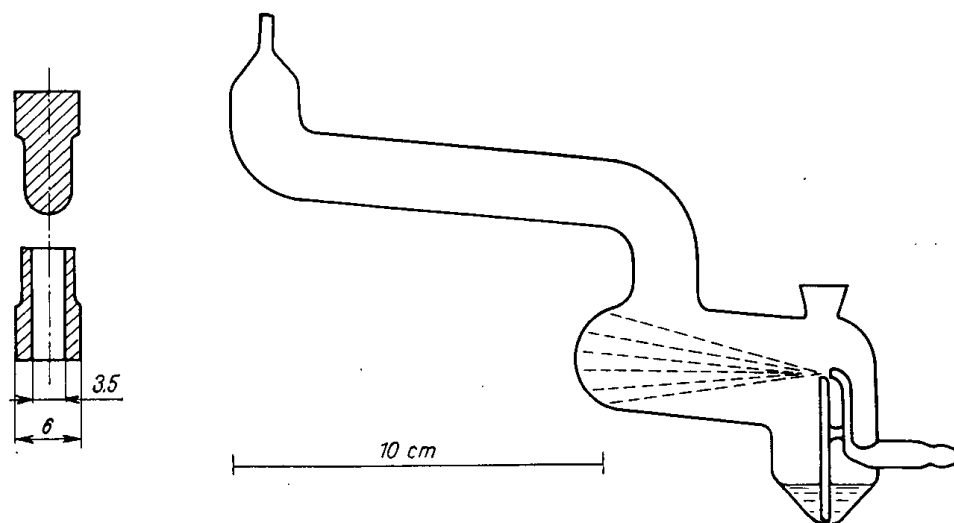
Színeképfelvételi körülmények

Művelet, ill. eszköz	A d a t a i
Elektródok anyaga ..	Spektráltiszta grafit, RW I extra 6 mm \varnothing
Elektródok méretei ..	Felső 4,5 mm \varnothing legömbölyített véggel, alsó 3,5 mm \varnothing -jú furattal
Elektródtávolság	3 mm
Porlasztás	Sűrített levegő 0,6 att, szállított permet kb. 0,12 ml/perc
Gerjesztés	Feussner-rendszerű mechanikusan vezérelt kondenzált szikra (HFO 1), C = 12 nF, L = 0,3 mH, U = 17 kV
Előszikrázás	30 sec, porlasztónyomás szabályozása és elektródutánállítás közben
Színeképfelvétel	Közepes diszperziójú kvarcspektrográf (Zeiss Q 24), 3-lencsés, teljes nyílású, közbülső diafragmás leképezés
Résszélesség	0,020 mm
Lépcsős szűrő	100/50%-os kétfokozatú
Expozíció	60 sec, 3 párhuzamos felvétel egymás után, a porlasztás megszakítása nélkül
Lemez	Agfa spektral blau extrahart
Előhívás	Kodak D 19, 18°-on 5 min; illetve gyors eljárással Agfa 111 gyors hívó 50 sec, Agfa 304 gyors fixír 2 min, mosás intenzív folyóvízben 2 min

Kiértékelés

Az elemzés gyorsasági szempontja megköveteli, hogy valamennyi alkotó vonala egy felvételen fotometrálnak legyen, az emulzió-kalibrálás céljára egyébként is alkalmazott lépcsős szűrő valamelyik fokozatán. A vas (és egyes esetekben a mangán) koncentrációtartománya a különböző típusú salakokban annyira eltérő lehet, hogy nagy és kis koncentráció esetén külön vonalpárra van szükség. A többi elem szokásos koncentrációtartománya egyetlen vonalpárral kalibrálható.

A színeképfelvételeken a 164. táblázat szerint kiválasztott elemzővonalak és a vonatkoztató elem által adott vonalpárok megfelelő lépcsős szűrő fokozatának feketedését Zeiss II-típusú gyorsfotométeren mértük. A kiértékelést a szintetikus összehasonlító sorozat segítségével felállított $\Delta Y - \log c$ általános kiértékelő görbék alapján (454. ábra) végeztük, lemezenként ellenőrző próba alkalmazásával. Amennyiben az ellenőrző próba ΔY -értékei a szórásnál nagyobb határozott eltérést mutattak az általános kiértékelő görbektől, a



453. ábra. Fűt elektródos elrendezés (a) és porlasztókészülék (b) vázlata

kiértékelő görbéket az adott lemezre érvényesen ennek megfelelően önmagukkal párhuzamosan eltoltuk.

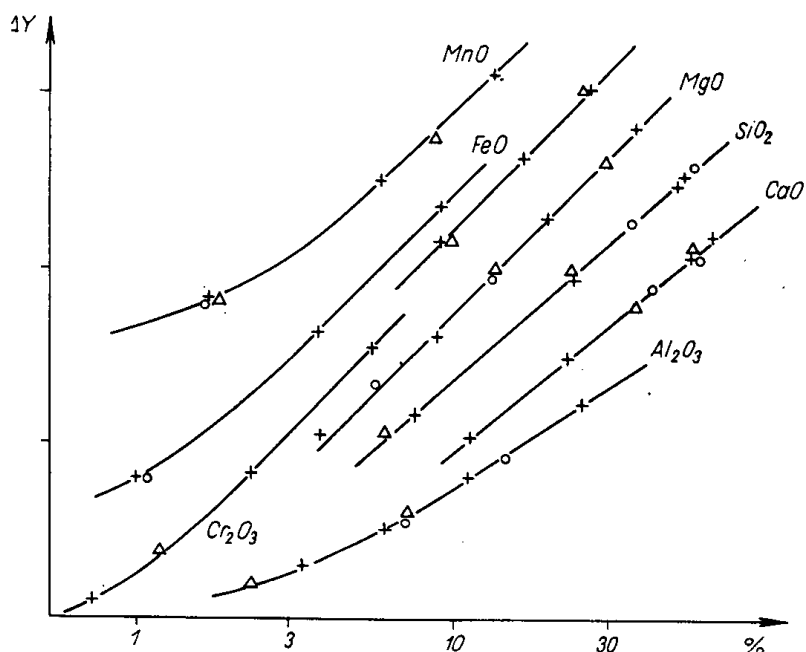
Az emulzió kalibrálását hullámhossz-tartományonként a lépcsős szűrő mindkét fokozatának mérése útján oldottuk meg.

Kis (1% körüli) koncentrációjú vas- mangán- stb. tartalom meghatározása esetén *P*-transzformációt alkalmaztunk. Alapsugárzás-korrektcióval tovább javítható a kiértékelés (455. ábra), időtartamát azonban számottevően meghosszabbítja, ezért gyors-eljárásnál általában nem alkalmazzuk.

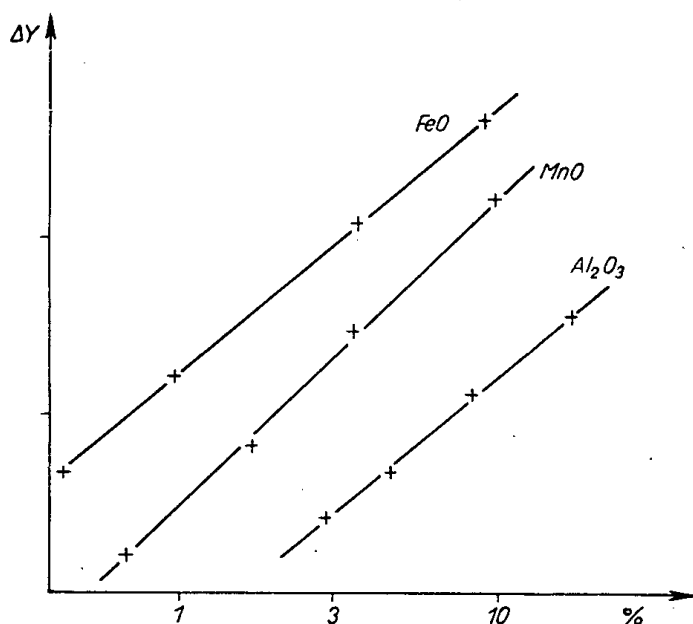
1.05 *Az elemzés időtartama.* Egy salakminta elemzése gyors eljárással 6 alkotóra (a krómmeghatározás ilyen körülmények között általában elhagyható) a módszer bevezetése, a munkamenet megszervezése és begyakorlása után átlagosan 40 percet vesz igénybe, munkaszakaszonként a 167. táblázat szerinti részletezésben.

1.06 *Az elemzés pontossága.* A 168. táblázat tájékoztat az ismertetett módszer pontossági viszonyairól. Az adatok 10 felvételsorozatból megszerkesztett általános kiértékelő görbék segítségével 6 kohó- és 6 martinsalakminta többszöri elemzése alapján adódtak, kobalt vonatkoztató elem alkalmazásával, alapsugárzás-korrektció nélkül. A pontosság szűkebb koncentrációintervallumra korlátozott sorozatmérések esetén számottevően javul.

1.07 *Zavaró hatások.* Megvizsgáltuk az elemzések során számba vehető legfontosabb zavaró tényezők hatását a meghatározások eredményére.



454. ábra. Fürt elektródos porlasztásos salakelemzési eljárás általános kiértékelő görbéi
Co belső standard alkalmazásával: + — általános összehasonlító minták; o — kohósalak
típusú minták; Δ — martinsalak-típusú minták



455. ábra. Alapsugárzás-korrektcióval megszerkesztett általános kiértékelő görbék

167. TÁBLÁZAT

Gyors salakelemzési eljárás időszükséglete

Művelet	Időtartam, min
Bemérés	3
Feltárás	5
Oldás, savanyítás, feltöltés, belső standard hozzámerése, porlasztóba töltés	8
Színképfelvétel: porlasztó és elektródok beállítása, előszikrázás, expozíció (3 párhuzamos felvétel folyamatosan)	5
Lemezkidolgozás: gyors előhívás, rögzítés, mosás	6
Fotometrálas nedves emulzióval: 6 vonalpár kimérése, vezetősablonnal, 3 pár- huzamos színképen	6
Kiértékelés általános kiértékelő görbék alapján	7
Összesen	40

168. TÁBLÁZAT

A gyors salakelemzési eljárás pontossága

Meghatározandó alkotórész	Koncentráció- tartomány, %	Relatív középhiba, \pm %
SiO ₂	5—45	4,5
FeO	3—30 1— 3	3,7 9,3
Cr ₂ O ₃	1— 5	4,2
MgO	3—35	5,0
MnO	3—11 1— 3	5,7 9,8
Al ₂ O ₃	6—25 2— 6	4,3 8,5
CaO	10—56	5,8

a) Leszikkázási hatás: ha a permetmenyiség szabályozásával (finom permetet előállító porlasztó, megfelelő nyomás) gondoskodunk arról, hogy az adott gerjesztési viszonyok között a felső elektródon vékony, folytonosan megújuló oldatréteg gőzölögjön el a szikkában, és számottevő sókiválás ne lépjen fel, akkor a színkép sugárzási viszonyai az időben egyenletes ingadozást mutatnak. A leszikkázás egyenletes szórása lehetővé teszi három párhuzamos felvétel készítését a porlasztás megszakítása nélkül, kazettatovábbítással.

Az elektródtávolság $\pm 0,5$ mm-es ingadozásai, illetve pontatlanságai gyakorlatilag nem befolyásolják az eredményeket.

b) Savkoncentráció, nátriumkoncentráció ingadozása: kísérletileg meggyőződünk róla, hogy rel. $\pm 50\%$ sósavkoncentráció és 30% nátriumklorid-koncentráció változtatás esetén az elemzési eredmények szórása a hibahatáron belül marad. A gyakorlati sorozatelemzések esetében a koncentrációingadozások az említett határokat meg sem közelítik.

c) Elemek közötti hatás: az elemek egymásra gyakorolt kölcsönhatása a megújuló folyadékfelszínt szikráztató oldatos eljárások esetén — mint ismeretes — jelentősen háttérbe szorul [11, 12], mivel a frakcionált elgőzölgés és diffúzió szerepe csaknem teljesen kiküszöbölhető. Tapasztalatunk szerint is helytálló viszont *Kulcsár* [12], valamint *Ruszanov* [13] megállapítása, amely szerint ezeknél a módszereknél is jelentkezik elemek közötti hatás az ionizációs energiák különbsége miatt.

A zavarás mértékének megállapítására a következő kísérletet végeztük el: A szintetikus összehasonlító sorozat olyan tagjában, amelyben az adott elem a legkisebb koncentrációban szerepelt, két fokozatban megnöveltük az illető elem koncentrációját, mégpedig a salakokban előforduló legnagyobb értékig. A zavaró elem hozzáadásával kapott oldatokban azután meghatároztuk a többi elem koncentrációját. Az eredményekben a megnövelt zavaró elem koncentráció nem mutatott gyakorlatilag számottevő hatást.

A továbbiakban külön ellenőrző összehasonlító oldatokat készítettünk az egyes komponenseikben eltérő koncentrációhatárokat mutató kohó-, illetve martinsalakmintákhoz. Ezeknek az összehasonlítóknak a kiértékelési adatai az eltérő alaptípus ellenére egymással és az előzőekben alkalmazott általános összehasonlítókkal azonos kiértékelő görbékre estek, amint az a 454 ábrán látható.

Az elvégzett vizsgálatok értelmében az adott koncentrációtartományokban gyakorlatilag mégsem kell számolnunk az elemek egymásra gyakorolt zavaró hatásával, jóllehet egyes elemek közötti ionizációs potenciál különbségek (lásd a 164. táblázatot) ezt indokolnák. Az elemek közötti zavaró hatás ebben az esetben csak a meghatározás szórásának mértékében jelentkezik. Ennek magyarázatát — véleményünk szerint — abban kereshetjük, hogy az adott bonyolult rendszerben a nátriumpuffer és a kobalt stabilizáló hatása mellett a többi „mellék-komponens” koncentrációváltozása a gerjesztési viszonyokat csak kevésbé befolyásolhatja.

2. Vasércék elemzése

Hazai vasércék a salakokhoz hasonló komponenseken kívül gyakran tekintélyes mennyiségű baritot tartalmaznak. Ez utóbbi feltárásának elkerülésére törekedve, megkíséreltük az ércpor közvetlen gerjesztését, az irodalom tanulságai szerint és előkísérleteink alapján négyszeres mennyiségű rézoxid-porral keverve, majd az elegyet 1 : 1 arányban spektrál-tiszta grafittal hígítva. A grafitelektród kráteréből váltóáramú ívben elgőzölögtetett anyag megengedhetetlenül nagy szórású eredményeket adott. Tapasztalatunk megerősítette azt az irodalmi megállapítást, hogy a salakelemzéshez hasonlóan ebben az esetben sem várható megfelelő eredmény a minták benső homogenizálása, feltárása nélkül. Ennek alapján a vasércék elemzéséhez is oldatos módszer kidolgozása mellett döntöttünk.

2.01 *Az oldatos eljárás.* A salakelemzésnél (1.01) említett vizsgálatok alapján előnyösnek látszott a fúrtelektrodos porlasztásos oldatos eljárás alkalmazása ebben az esetben is. Csak azt kellett megvizsgálnunk, hogy a koncentrációtartományok változtatása és az új komponens, a báriumszulfát, illetve a sósavas oldatban a báriumklorid jelenléte milyen koncentrációviszonyokat kíván meg a vizsgálandó oldatban. A megfelelő összetételű szintetikus oldatsorozatok segítségével elvégzett vizsgálataink alapján megállapítottuk, hogy a salakelemzéshez a 165. táblázatban megadott koncentrációviszonyok az ércelemzés céljára is tökéletesen megfelelők; az ércnek megfelelő 1 mg/ml mennyiségű „oxidelegy”-ben 1–20% BaSO_4 (az oldat BaCl_2 -tartalma szulfátra átszámítva) jól meghatározható, továbbá a 168. táblázathoz képest a SiO_2 , MgO , Al_2O_3 és CaO koncentrációtartománya a kisebb koncentrációk irányában kb. 1%-ig minden akadály nélkül eltolható.

2.02 *A minták oldatba juttatása.* Báriumszulfátot tartalmazó ércetek csak redukciós feltárás útján oldhatók fel. A hazai ércminták esetében célra-vezetőnek és megfelelőnek találtuk a gondosan kivitelezett egyszerű lúgos szűrőpapiros redukciós feltárást ezüstcsészében [10]. A salakelemzésnél alkalmazott feltárástól így csak annyiban tértünk el, hogy a 0,1 g-nyi bemért ércport az ezüstcsészébe tett nedves szűrőpapírra szórtuk. A feltárás során a redukcióban részt nem vett szűrőpapír a lúgfeleslegben feloldódott. A feltáráshoz használt nátriumhidroxid, a kioldó desztillált víz, a sósav, valamint az oldat végtérfogata és a hozzáadott vonatkoztató elem mennyisége az 1.04 pontban leírtakkal azonos volt.

2.03 *Vonatkoztató elem, vonalpárok.* Az ércetek elemzéséhez a 164. táblázatban megadott vonalpárok jól használhatók, akár kobalt, akár réz belső standard-del. A báriumszulfát meghatározásához a 169. táblázatban jellemzett

169. TÁBLÁZAT

A Ba—Co, illetve Ba—Cu vonalpár adatai

Vizsgálandó elem			Vonatkoztató elem		
Vonala, Å	Ioniz. energ., eV	Gerj. energ., eV	Vonala, Å	Ioniz. energ., eV	Gerj. energ., eV
Ba II 2335,27	5,21	12,04	Co 2341,12	7,88	—
Ba II 2335,27	5,21	12,04	Cu II 2356,65	7,72	13,23

vonalpárokat mértük. A kiértékelő görbe kb. 3% BaSO_4 -tartalomig lineáris volt.

2.04 *Felvételi körülmények.* Az oldatok porlasztási, gerjesztési és egyéb felvételi viszonyai azonosak a 166. táblázat adataival.

2.05 *Kiértékelés, pontosság.* Az általános kiértékelő görbéket az egyes komponensekre alapsugárzás-korrekciónél szerkesztettük meg, ezért a kis százalékos értékeknél hajlást mutatnak, az elemzés pontossága azonban — a 168. táblázathoz hasonlóan — így is megfelelő. A báriumszulfát-meghatározás relatív középhibája $\pm 5,5\%$. A módszerrel az érc összes vastartalma is meg-

határozható, amennyiben az adott relatív pontosság a követelményeknek megfelel, de általában jobban megfelel erre a célra a nagyobb abszolút pontosságú kémiai meghatározás.

A kidolgozott módszerrel — megfelelő összehasonlító oldatsorozatok készítése esetén — mangánércek is vizsgálhatók, különben teljesen azonos körülmények között.

3. Acélzáródmányok elemzése

Az előbbiekkal általában azonos jellegű probléma az acélokból izolált oxidzárványok fő alkotóinak meghatározása, csak az elemzendő anyag rendkívül kis mennyisége okoz különleges problémákat, minthogy az eddigi 0,1 g-nyi bemért mennyiségek helyett maximum 5—10, de sokszor alig 1—2 mg áll rendelkezésre. Ilyen kis mennyiségek mikroanalitikai vizsgálata nagyon nehézkes és hosszadalmas, jól kivitelezhető spektrokémiai módszer tehát nagy előnyöket jelenthet. Az előzőekben közölt megfontolások értelmében mindenképpen itt is célszerű oldatos eljárást alkalmazni.

3.01 *Az oldatba vitel és az oldatos eljárás.* Acélokból izolált záródmányok oldatos emissziós színeképelemzésére az irodalomban szinte kizárólag a már említett [8] Koch-, Rocha-, Hulke-féle eljárást alkalmazzák [14, 15]. Mivel a salakelemzésben sok szempontból előnyösebbnek találtuk (1.01, 1.02) az ezüstcsészében végzett lúgos gyorsfeltárást és a kapott oldat fúrtelektródos porlasztásos eljárás szerinti elemzését, ezeknek az előnyöknek a kihasználása érdekében módszerünket a zárványok elemzésére is alkalmaztuk, a különleges követelményeknek megfelelő módosításokkal.

3.02 *Az elemzés menete.* A szóban forgó kis mennyiségű (1—2, vagy max. 5—10 mg) zárványt mikromérleggel mértük 0,05 mg pontossággal. A feltáráshoz használt nátriumhidroxid mennyiségét 30-szorosról kb. 50—60-szorosra kellett növelnünk, hogy a feltárást egyáltalán kivitelezhető legyen. A kis mennyiségekhez megfelelő kisméretű (50 mm Ø-jű) ezüstcsészét készítettünk, a feltárást ebben 5—6 perc alatt végrehajtható. Az ömledék kioldása minél kevesebb kétszer desztillált vízzel, kis gumitoll használatával, gondos munkát igényel. 2—3 mg zárvány oldatát 3 ml tömény sósavval savanyítjuk és kb 8—10 ml végtérfogatra töltjük. A kobalt vonatkoztató elemet a bemért mennyiség arányában adjuk az oldathoz, nagy pontosságú mikropipetta (illetve mikrobüretta) segítségével, mégpedig az előzőekben alkalmazott arány megtartásával, azaz a zárványhoz képest négyszeres mennyiségű fémkobaltot számítva, illetve minden mg zárványmennyiséghez 0,08 ml 5%-os kobaltoldatot. A feltárt záródmányok és ennek megfelelően az összehasonlító oldatok ilyképpen a 170. táblázatnak megfelelő koncentrációviszonyokat mutatják. A felvételi körülmények azonosak a 166. táblázat adataival.

3.03 *Kiértékelés, vonalpárok, pontosság.* A kobalt vonatkoztató elemmel képzett, 164. táblázatban közölt vonapárok a fenti koncentrációviszonyok között is általában elég intenzívek ahhoz, hogy az általános kiértékelő görbékkel a feketedés lineáris szakaszán alapsugárzás-korrektció szüksége nélkül végezhetjük el a kiértékelést. A kis százalékos értékeknél adódó hajlott kiértékelő görbe használata itt is megengedhető. A záródmányok elemzésének reprodukálhatóságát nem az oldatos eljárás pontossága (átlagosan $\pm 5\%$)

170. TÁBLÁZAT

Záródmányok oldatainak koncentrációviszonyai

Anyag	Mennyisége kb. 1 ml oldatban
Záródmány (oxid)	0,3 mg
Co belső standard	1,2 mg
NaCl (NaOH+HCl, és esetenként + NaCl az arány helyesbítésére)	kb. 30 mg
HCl (szabad cc HCl)	kb. 0,2 ml

171. TÁBLÁZAT

Ötvözetlen acélokból izolált oxidzáródmányok
elemzési eredményei

Alkotórész	Színképelemzés (4 párhuzamos meghat. átlaga)	Kémiai mikroanalízis (4 párhuzamos meghat. átlaga)
SiO ₂	10,1%	10,0%
MnO	44,7%	44,0%
Fe ₂ O ₃	35,8%	35,5%
Al ₂ O ₃	4,5%	4,2%
MgO	2,2%	} 5,5%
CaO	2,7%	

zabja meg, hanem a kis mennyiségekkel végzett feltárás viszonylag nagy szórása ($\pm 10\%$ körül).

3.04 *Eredmények.* Ötvözetlen acélokból sorozatos izolálással kapott záródmányok elemzése a kidolgozott oldatos színképelemzési eljárással és kémiai mikroanalitikai módszerekkel a 171. táblázat tanúsága szerint jól egyező eredményeket szolgáltatott.

ÖSSZEFOGLALÁS

Kohó- és Martinsalakok gyorselemzésére oldatos színképelemzési eljárást dolgoztunk ki. A vizsgálandó mintákat ezüstcsészében 30-szoros mennyiségű lúggal feltártuk, a sósavval megsavanyított oldatot kobalt vonatkoztató elem adagolása után fűt elektródos porlasztásos eljárással vizsgáltuk. A salakminták összetételét szintetikus összehasonlító oldatokkal készült kiértékelő görbék alapján határoztuk meg. 6 alkotó (SiO₂, FeO, MgO, MnO, Al₂O₃, CaO) elemzési ideje a gyorseljárással kb. 40 perc.

Vasércék elemzésére ugyanezt az eljárást alkalmaztuk, megfelelő összehasonlító oldatokkal. Bárium-szulfáttartalmú ércet lúgos redukciós feltárással vittünk oldatba.

A salakelemzési eljárást acélokból izolált záródmányok elemzésére is módosítottuk. A kis mennyiségű zárványt 50–60-szoros mennyiségű lúggal tártuk fel és megfelelő összehasonlító oldatok segítségével elemeztük.

Vizsgáltuk a meghatározási módszerek pontosságát, viszonyait, valamint az elemzés során számításba vehető zavaró hatások szerepét és kiküszöbölését.

I R O D A L O M

1. *Bujanov, N. V.* Izv. A. N. SZSZSZR szer. fiz. 19. 89 (1955).
2. British Iron a. Steel Research Assotiation, Methods of Anal. Comm.; Journal of the Iron a. Steel Inst. 189. 49 (1958).
3. *Plzák, F.—Lizal, B.*: Hutnické Listy 14. 297 (1959).
4. *Larsson, A.*: Jernkont. Ann. 143. 508 (1959).
5. *Bergenfelt, S.*: Jernkont. Ann. 140. 75 (1956).
6. *Nalimov, V. V.*: Zav. lab. 23. 1351 (1957).
7. *Erdey, L.—Gegus, E.—Kocsis, E.*: Acta Chim. Acad. Sci. Hung. 7. 343 (1955).
8. *Klinger, P.—Koch, W.*: Beiträge zur metallkundlichen Analyse. Verlag Stahl u. Eisen, Düsseldorf, 1949.
9. *Nyikityina, O. I.*: Izv. A. N. SZSZSZR szer. fiz. 19. 94 (1955).
10. *Sajó, I.*: Acta Chim. Acad. Sci. Hung. 6. 233 (1955).
11. *Gegus E.*: Magy. Kém. Folyóirat 65. 469 (1959).
12. *Kulcsár M.*: Magy. Kém. Folyóirat 65. 439 és 457 (1959).
13. *Ruszanov, A. K.—Szosznovszkaja, L. I.*: Zs. anal. him. 14. 643 (1959).
14. *Lüdemann, K. F.—Frenzke, H. W.—Gruner, F.*: Neue Hütte 5. 238 (1960).
15. *Meyer, S.—Koch, O. G.*: Archiv. f. d. Eisenhüttenw. 31. 651 (1960).

KOMPLEXOMETRIA ALKALMAZÁSA FERROÖTVÖZETEK GYORSANALÍZISÉNÉL

RÉPÁS PÁL

DK 545.2: 669.15—198

Az utolsó évtized alatt a komplexometriás módszerek egyre tágabb teret hódítanak a kohászati laboratóriumokban. Az acélművi és nagyolvasztói laboratóriumokban a komplexometriás módszereket legkiterjedtebben az érc- és kőzetelemzésnél használják. Ezeknek a módszereknek a segítségével az elemzési idők nagymértékben csökkenthetők. Acél- és nyersvas komponenseinek elemzésére ma még csak szórványosan alkalmaznak komplexometriás módszereket. Ennek oka abban áll, hogy csaknem valamennyi fém reagál komplexonnal, és ma még nincsenek olyan szelektív maszkírozószereink, amelyek lehetővé tennék, hogy több alkotó mellett egy-egy komponenst szelektíven meghatározzunk. Így a komplexometriás módszereket acél, nyersvas és öntöttvas esetében csak akkor tudjuk sikerrel alkalmazni, ha a meghatározást zavaró komponenseket előzőleg eltávolítjuk. Ilyen esetben pl. higanykatódos elektrolízis után modifikált öntöttvas Ca- és Mg-tartalma komplexometriás módszerrel igen pontosan meghatározható. Meghatározható az acélok Al-tartalma is komplexometriás titrálással, ha a zavaró elemeket higanykatódon eltávolítjuk. [1, 2].

Hasonlóképpen történtek kísérletek az acélok Ni-tartalmának komplexometriás térfogatos meghatározására. Ezek a kísérletek egyrészt a zavaró alkotók maszkírozása után a Ni közvetlen komplexometriás titrálására irányultak, másrészt a Ni előzetes dimetilglioximos leválasztása, majd a csapadék leszűrése, visszaoldása és elroncsolása után nyert oldatban végzik a Ni közvetlen titrálását. Az az utóbbi módszer pontosabb eredményeket ad, ezzel szemben a meghatározás körülményesebb.

Az acélelemzéseknél a komplexometriás módszerek kidolgozását legjobban a Mn zavarja, mert Mn-ra ez ideig nem sikerült semmilyen gyakorlatilag jól használható szelektív maszkírozószert találni. Így minden acélelemzésnél — ha komplexometriás módszert alkalmazunk — a Mn-tartalmat vagy korrekcióba kell venni, vagy a Mn-t el kell távolítani, a keresett komponens mellől.

A Co térfogatos meghatározása szintén megoldható pirofoszfátos maszkírozással, a Mn jelenléte azonban ezt a meghatározást is zavarja. [3]

Az előbb felsorolt nehézségek okozzák, hogy a komplexometriás módszerek az acél és a nyersvas elemzésében csak lassan tudnak térthódítani, mert a szükséges előzetes elválasztások miatt legnagyobb előnyüket, a gyorsaságukat elvesztik a már bevált és alkalmazott módszerek mellett. Így csak akkor fordulunk a komplexometriás módszerekhez, ha a klasszikus eljárásokkal a felmerülő problémát nem tudjuk megoldani (pl. öntöttvasak Ca—Mg-tartalma).

Sokkal több lehetőséggel biztat a komplexometriás módszerek alkalmazása ferroötvözetek analízisének. Ebben az esetben ugyanis rendszerint csak vas és a keresett komponens fordul elő egymás mellett. Az esetleges kísérőelemek (Si, C, P, S) vagy nem zavarják a komplexometriás meghatározásokat, vagy olyan kis százalékban fordulnak elő, hogy az általuk okozott hibát korrekcióba sem kell vennünk. Amennyiben azonban nagyobb százalékban fordulnak elő, mint pl. az Al az aluminotermikusan gyártott ferroötvözetekben, a zavaró hatást megfelelő maszkírozószerekkel kiküszöbölhetjük. A következőkben ezért azokat az eredményeinket szeretném ismertetni, amelyeket a ferroötvözetek komplexometriás meghatározásában elértünk.

Ferromangán komplexometriás gyorsanalízisének

A FeMn *Wohlhard* szerinti titrálása — mint tudjuk — elég nehézkes, és a reakció nem sztöchiometriásan játszódik le, ezért kíséreltük meg a FeMn elemzését komplexometriás módszerrel. Az általunk kidolgozott elemzési módszer lényege a következő:

2 p_H -nál a vas sokkal stabilisabb komplexet képez komplexonnal, mint a Mn. Ezért szulfoszalicilsav indikátor mellett a Fe közvetlenül titrálható, és a Fe titrálását a Mn nem zavarja. Ha a Fe titrálása után az oldat p_H -ját 6 körüli értékre emeljük, akkor már a Mn is kvantitatíve reagál a komplexonnal, és megfelelő indikátorok jelenlétében közvetlenül titrálható. A titrálást esetleg zavaró elemeket nátriumfluoriddal maszkírozhatjuk. Kísérleteink szerint a titrálás végpontját vanádiumkomplexonát-difenilkarbazon indikátor mellett állíthatjuk be.

A meghatározás gyakorlati módja:

1 g finomra porított ferromangánt oldunk 50 ml 1,19 fs HCl-ben, majd oldódás után 5 ml 1,4 fs HNO_3 -mal oxidáljuk. Ezután 500 ml-es normállombikban jelig töltjük, majd 0,1 g-nak megfelelő aliquot-részt (50 ml-t) leveszünk és 600 ml-es főzőpohárba töltjük. Az oldatot 90° -ra melegítjük, 5 ml jégecetet adunk hozzá, majd annyi cc NH_4OH -t, hogy a ferriacetát vörös színe éppen megjelenjen. Ezután 10 ml 10%-os szulfoszalicilsav indikátor jelenlétében a Fe-tartalmat 0,05 molos EDTE-mérőoldattal megcitráljuk. [2]

1 ml 0,05 molos EDTE-mérőoldat 2,7925 mg Fe-t mér.

A Fe-titrálás befejezése után az oldat p_H -ját 6 ml cc NH_4OH adagolásával 6—6,5-re állítjuk be. Az NH_4OH -t nagyon erős kevergetés közben adjuk az oldathoz, nehogy a p_H lokálisan 7 fölé emelkedjen, ami a Mn^{2+} oxidációjával járna. Az MnO_2 -képződés azért káros, mert az alkalmazott indikátorokat elroncsolja. A p_H beállítása után 30 ml telített semleges kémhatású NaF-oldatot adagolunk az esetleg jelenlevő zavaró ionok maszkírozására.

Ezután 1—2 csepp (0,1 ml 0,1%-os) metilénkékeket, 2 ml difenilkarbazont és 1,5 g szilárd vanádium(V)komplexonát elegyet adagolunk és a Mn-tartalmat 0,05 molos EDTE-mérőoldattal megcitráljuk. [2]

1 ml 0,05 molos EDTE-mérőoldat 2,7465 mg Mn-t mér.

A ferrobór komplexometriás analízise

A FeB komplexometriás meghatározásának lényege abban áll, hogy kén-savas peroxidos oldás után a FeB Fe-tartalmát higanykatódos elektrolízissel eltávolítjuk. A néhány százalékbán visszamaradó esetleg kísérő komponenseket (Al, Mn) komplexonnal maszkírozzuk, majd komplexonos maszkírozás után a B-t az ismert mannitbórsav reakció alkalmazásával titráljuk. A módszer nagyon gyors, mert higanykatódos gyors elektrolízissel 1 g Fe-t 10 perc alatt el lehet távolítani, és így a meghatározás gyorsabban és kényelmesebben elvégezhető, mintha a B-t desztillációval választjuk el a Fe-től.

A meghatározás gyakorlati módja:

A meghatározáshoz nagyon finoman porított ferrobór mintából 1 g-ot 50 ml n H_2SO_4 és 20 ml 30%-os H_2O_2 elegyében oldunk melegítés közben visszafolyó hűtő segítségével. Az oldódás befejezése után az oldatot lehűtjük, majd forgó Hg-katódos elektrolízissel az oldatban levő Fe-t eltávolítjuk. A Fe eltávolítása után — ezt KSCN-os kémleléssel ellenőrizzük — az oldatot a Hg-ről leszűrjük és utána normállombikban jelleg töltjük. Az oldat ismert hányadából az Al-ot 0,05 molos EDTE-mérőoldattal meghatározzuk.

A bór meghatározás elvégzésére másik ismert hányadot veszünk ki és ehhez annyi 0,05 molos EDTE-mérőoldatot adunk, amennyi az előbb Al-meghatározáskor az Al-hoz kötve maradt. Ezután az oldathoz metilénkék és neutrálvörös 1%-os oldatának 1 : 1 arányú elegyből készült indikátor keverékből adunk néhány cseppet, és NaOH hozzáadásával semlegesítünk. Ezután néhány ml n H_2SO_4 -gyel az oldatot ismét megsavanyítjuk, és az oldatból a CO_2 -t kiűzzük melegítés és a fent leírt hűtő felhasználásával.

A lehűlt oldat p_H -ját n sav és n lúg hozzáadásával úgy állítjuk be, hogy az indikátor színe éppen lilába csapjon át. Ezután 10—12 g mannitot adunk az oldathoz, és a képződött mannitbórsavat $n/10$ NaOH-val titráljuk, amíg az indikátor-keverék világoszöldbe csap át. [4]

1 ml $n/10$ NaOH 0,00108 g B-t mér.

FeV gyors elemzése

Mind a V, mind az Fe széles p_H -intervallumban reagál a komplexonnal. A FeV elemzésének elve abban áll, hogy oldás után a FeV oldatához komplexont adunk feleslegben, majd az oldat p_H -ját 6-ra állítjuk és 3 perces forrás alatt mind a V, mind a Fe kvantitatíve komplexekbe lép a komplexonnal. A komplexképződés befejezése után az EDTE fölöslegét cink-mérőoldattal vanádiumkomplexonát-difenil-karbazon indikátor jelenlétében visszacitráljuk. Ekkor a lekötött komplexon a Fe-hoz és a V-hoz van kötve. 7-es p_H fölött hidrogénperoxid hatására egy peroxovanadát komplex képződik, amely stabilisabb, mint a vanádium EDTE komplexe. Így a vanádiumhoz kötött komplexon felszabadul. A p_H eredeti értékre való visszaállítása után a felszabadult komplexon — amely ekvivalens a V-tartalommal xilenolorange indikátor mellett titrálható.

A meghatározás gyakorlati módja:

Bemérünk 1 g ferrovanádiumot, amelyet 30 ml 1,12 fs HCl és 10 ml 1,2 fs HNO₃ elegyében feloldunk. Oldódás után 500 ml-es normállombikban jelig töltjük. Az így kapott törzsoldatból 0,1 g-nak megfelelő ismert hányadot levéve 50 ml 0,05 molos EDTE-mérőoldatot adunk hozzá. Az EDTE hozzáadása után a savas oldatot NH₄OH-val közömbösítjük, majd 20 ml acetátpuffer hozzáadása után 3 percig forraljuk. Lehűtés után az oldathoz 1–2 csepp metilénkékoldatot és 1 ml difenilkarbazont adunk és az EDTE feleslegét 0,05 molos Zn-mérőoldattal visszamérjük az oldat színének violába történő átcsapásáig. Ekkor az oldathoz 5 ml 0,91 fs NH₄OH-t és 6 ml 30%-os H₂O₂-t adunk és 2 percig állni hagyjuk, majd 5 ml jégecet hozzáadásával a p_H -t ismét 5 és 6 közé állítjuk vissza. Ekkor az oldathoz 2 ml xilenolorange-indikátort adunk és titráljuk a hidrogénperoxid hatására felszabadult EDTE-t, amely ekvivalens a vanádium-tartalommal. A titrálást lehetőleg gyorsan végezzük, mert a xilenolorangeot a jelenlevő H₂O₂ 1–2 percen belül elroncsolja.

1 ml 0,05 molos EDTE 2,5475 mg vanádiumot mér.

Ferrowolfram gyors elemzése

A komplexon nemcsak mint mérőoldat, hanem mint maszkírozószer is használható ferroötvözetek analízisének. A meghatározás elve abban áll, hogy a ferrowolfram oxálsav és hidrogénperoxid elegyében komplexképzés révén néhány perc alatt feloldódik. Az így kapott oldatban a Fe-t komplexonnal maszkírozhatjuk, s a Fe maszkírozása után a W minden előzetes elválasztás nélkül oxikinolinnal leválasztható. A csapadékot szűrve, mosva, szárítva súlyából a W-tartalom kiszámítható.

A meghatározás gyakorlati módja:

Bemérünk 1 g finoman porított ferrowolframot és 50 ml hidegen telített oxálsav, továbbá 20 ml 30%-os hidrogénperoxid elegyében oldjuk. Az oldódás igen gyors, ami az oxálsav és hidrogénperoxid erőyes komplexképző hatására vezethető vissza. Oldódás után az oldatot további 4–5 ml hidrogénperoxid hozzáadása után szirup sűrűségűvé pároljuk, utána 500 ml-es normállombikban jelig töltjük. Az így kapott kristálytisza törzsoldatból 0,1 g bemérésnek megfelelő ismert hányadot veszünk le, majd az oldathoz 100 ml desztillált vizet és 100 ml kb. 0,1 n EDTE-oldatot adunk. Nem szükséges ismert titerű EDTE-oldatot adagolnunk, mivel itt az EDTE-t csak álcázószer gyanánt használjuk. Ezután az oldat p_H -ját ammóniával, ammonacetáttal és ecetsavval 4–5 közé állítjuk be. A p_H beállítása után az oldatot felforraljuk és 20 ml 1 : 1 hígítású ecetsavban oldott 1 g ortooxikinolint adunk hozzá. Az oxikinolin hozzáadása után az oldatot 2–3 percig forraljuk, majd 80° C-on való 20 percnyi állás után G3 szűrőtégelyen leszűrjük, forró desztillált vízzel kimossuk. A csapadékot 110° C-on kiszárítjuk és mérjük a súlyát.

A wolfram átszámítási faktora 0,3616.

A kalciumszilícium gyors meghatározása

A meghatározás lényege abban áll, hogy a vizsgálandó anyagot kálilúggal és nátriumperoxiddal feltárva oldatba visszük és ismert hányadból titráljuk a Ca-tartalmat kalceinindikátor jelenlétében $p_H = 12$ -nél.

A meghatározás gyakorlati módja:

Bemérünk 0,5 g finomra porított anyagot és ezüsttégelyben KOH-val feltárjuk úgy, hogy a feltárás befejezése előtt kevés Na_2O_2 -t adunk az ömledékhez. A lehűlt olvadékot kevés HCl-es vízzel kilúgozzuk, majd HCl-lel megsavanyítjuk és 500 ml-es normállombikba töltjük. Ezután 0,1 g-nak megfelelő ismert hányadot leveszünk, térfogatát mintegy 250 ml-re egészítjük ki. Ezután NH_4Cl jelenlétében NH_4OH -val leválasztjuk az R_2O_3 -at, valamint a kovasavat. A csapadékot leszűrjük, kimossuk. A szüredékhez annyi 30%-os NaOH-t adunk, hogy az oldat p_{H} -ja 12 legyen. Azután az oldatot lehűtjük és 1 g kalcein indikátor keveréket adunk hozzá és a Ca-tartalmat 0,05 molos EDTE-mérőoldattal megcímlik.

1 ml 0,05 molos EDTE-mérőoldat 2,804 mg Ca-t mér.

A meghatározáshoz felhasznált vegyszerek, reagensek jegyzéke és készítési módja

1,19 fs HCl (conc.)

1,12 fs HCl. Készítése: 1000 ml 1,19 fs HCl + 600 ml H_2O .

1,4 fs HNO_3 (conc.)

1,2 fs HNO_3 Készítése: 1000 ml 1,4 fs HNO_3 + 1400 ml H_2O .

CH_3COOH .

0,91 fs NH_4OH (conc.)

30%-os NaOH.

30%-os H_2O_2 (conc.)

n H_2SO_4 . Készítése: 30 ml 1,84 fs H_2SO_4 + 970 ml H_2O . 0,1 n NaOH. Készítése:

4 g NaOH-t oldani 1 l H_2O -ban.

fém Hg.

szil. mannit.

szil. KOH.

szil. Na_2O_2 .

szil. NH_4Cl .

0,05 molos EDTE-mérőoldat. Készítése: 18,605 g-t oldani 1 l-re.

0,05 molos Zn-mérőoldat. Készítése: 21,944 g zinkacetátot oldani 1 l-re.

KCNS, 10%-os vizes oldat.

Neutrálvíz 1%-os vizes oldat.

Oxálsav. Hidegen telített vizes oldat.

Orto-oxikinolin. Készítése: 1 g-t oldunk 1 : 1 hígítású CH_3COOH -ban.

Pufferoldat készítése: 500 g ammóniumacetátot és 50 ml CH_3COOH -t oldunk

1 l-re, az oldat p_{H} -ja: 5,5.

Szulfoszalicilsav: 10%-os vizes oldat.

Xilenolorange: 1%-os vizes oldat.

Metilénkék: 1%-os vizes oldat.

Difenilkarbazon: 0,2%-os alkoholos oldat.

Vanádiumkomplexonát: 11,7 g ammóniummetavanadátot és 37,2 g EDTE-t melegítés közben 45 ml 10%-os NaOH-ban oldunk. Oldás után 6 ml 96%-os ecetsavat adva hozzá az oldatot 1000 g porított, szilárd káliumnitráttal elkeverjük és 80° C-on állandó kevergetés közben szárazra pároljuk.

Kalcein készítése: 1 g kalcein 500 g NaCl-lel eldörzsölve.

ÖSSZEFOGLALÁS

Komplexometriás elemzési eljárásokat ismertettünk ferromangán Mn-, ferrobór B-, ferrovanádium V-, kalciumszilícium Ca-tartalmának meghatározására. A közölt eljárások pontosság tekintetében teljesen megegyeznek az eddig használt módszerekkel, előnyük viszont, hogy lényegesen gyorsabbak.

Ferrowolfram W-tartalmának oxikinolinos meghatározására is közlünk egy új eljárást, amelynél az EDTE-t maszkírozószerként alkalmazzuk.

I R O D A L O M

1. Sajó István—Répás Pál: Öntöde 1953 nov. 225. o. IV. évf. 11. szám.
2. Sajó István: Komplexometria (Műszaki Könyvkiadó Bp. 1959).
3. Sajó, I.: Acta Chimica, Tomus 28, Fasciculi 1—3 (pp 253—258), 1961.
4. Répás Pál—Sajó István: Kohászati Lapok 1960. 9. szám. 426. o.

IDEGEN NYELVŰ KIVONATOK

АННОТАЦИИ

ABSTRACTS

RÉSUMÉS

AUSZÜGE

ТРУДЫ ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКОГО ИНСТИТУТА ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

БУДАПЕШТ

Том I.

АННОТАЦИИ

ПОДГОТОВКА РУД

Вечей — Вишнёвски — Холлоне: Обогащение шпатового железняка месторождения Рудабаня 15

Обогащение шпатового железняка м. Рудабаня является необходимым из-за увеличения содержания железа и удаления баритных примесей. Наилучшее обогащение: дробление его до 5—20 мм, обжигание на 500—600° С, измельчение на 0—2 мм и магнитная сепарация. С помощью такого метода исходное содержание железа, которое составляет 20—25%, Fe — можно увеличить до 40—45% при 59%-ном выходе по железу. Содержание барита в концентрате сильно уменьшается по сравнению с исходным, колеблющим составом. Для извлечения барита стоит исходить только из богатых в барите руд. Во время обжига, часть барита растрескивается, что после обжига можно выделить просеиванием, другая часть концентрируется в немагнитной части материала. Дальнейшая очистка производится химическим путём.

Вишнёвски, Л.: Проплавка боксита и красного шлама 24

Оценка отечественных руд с точки зрения производства глинозёма или использования как железной руды. Боксит не является железной рудой, а железосодержащим шлакообразующим. Лабораторные опыты для обогащения содержания железа с намагничивающим обжигом и магнитной сепарацией. Из-за недостаточной обоготимости боксит не может быть применён как самостоятельная железная руда. Оптимальная плавка боксита осуществляется образованием алюминатного-кальцевого шлама. Заводские опыты в доменной печи с объёмом 50 м³ в г. Диошдьёр для плавки с алюминатным-кальцевым шлаком. Экономичность плавки можно обеспечить с добавкой железного лома и вместо известняка обожжённой извести. Взаимосвязь между количеством шлама и расходом кокса. Качество чугуна и шлама. Перерабатываемость шлама в глинозём и цемент. Состав отечественных красных шламов, качество чугуна полученного из этих шламов, их сушка и окускование с добавкой пиритных огарков. Плавка рудных кирпичей из красного шлама и пиритных огарков; бетона из руды и алюминатно-кальцевого цемента в доменной печи с объёмом 50 м³.

Вишнёвски — Холлоне: Окускование крупнозернистой рудной пыли методом пеллетизации 36

Значение окускования шихтовых материалов доменных печей, методы окускования. Пеллетизация, метод окускования тонких рудных пылей. Теория пеллетизации. Возможность пеллетизации крупнозернистых рудных пылей с связующими материалами шламного характера (красный шлам, карбонатная марганцевая руда). Пеллетизирующие аппаратуры. Влияние количества связующего материала и величины зерна на величины пеллетов (предварительная пеллетизация, пеллетизация). Затвердивание пел-

летов обжиганием, печи для обжига пеллетов. Процессы, происходящие в пеллетах во время обжига, связь в обожжённых пеллетах. Полузаводские опыты. Употребление обожжённых пеллетов, их сравнение с другими шихтовыми материалами.

Вишнёвски — Холлоне: Производство «руды» для фришевания из криворожской руды и колошниковой пыли 51

Требования к руде для фришевания в химическом и физическом отношении. Эта руда в настоящее время импортируется. Из отечественных материалов может приниматься во внимание обогащенная и окускованная колошниковая пыль и пыль криворожской гематитовой руды. Оптимальным методом обогащения криворожского гематита по её физическим составом является сепарация на мокром вибрационном столе, так можно получить выход по весу 45%. Для колошниковой пыли кроме мокрой сепарации можно применять и магнитную сепарацию, выход по весу в обоих случаях около 25%. Для окускования в обоих случаях с успехом можно применять агломерацию, брикетирование с органической связующей и обжиг, а также брикетирование по Ярхо.

Вишнёвски — Холлоне: Получение ильменита из верлита месторождения Сарвашкё 64

История верлита месторождения Сарвашкё, геология, первые опыты для использования верлита. Обогащение верлита как титановой руды на ильменит методом: 1. восстановления и сепарации, 2. мокрым вибрационным столом. Первый метод дорогой, а с помощью второго, относительно простого метода можно достичь хороший выход продукта, который похож на ильменит и содержит выше 40% TiO_2 . Метод обогащения верлита: помол руды под 0,5 мм, мокрое обогащение на вибрационном столе, дальнейший помол среднего продукта под 0,3 мм и повторное обогащение. Возможности использования продуктов, содержащих мин. 40% TiO_2 (концентрат) и около 30% TiO_2 (средний продукт): покрытие сварочных электродов, производство титановой белили, ферротитана и металлического титана.

Холло Тиборне: Производство ферросплавов 76

Решили производство: ферробора бедного в алюминии; феррованадия из брикетов поливанадата-натрия и непосредственное сплавление этих брикетов в ванне стали; ферромolibдена непосредственно из молибденитов; сульфида марганца из марганцевой руды и ферромарганца. Применялись металлотермические и электротермические методы.

Вишнёвски, Л.: Кондиционирование чугуна для производства стали 84

По требованиям было необходимо снизить количество не только кремния и марганца в чугуне но и углерода в размере 50%. Для выжигания углерода перед или вместе с удалением кремнезёма и марганца применялся CO_2 газ. Во время лабораторных опытов при фришевании с CO_2 удалялся 37—38% углерода, а марганца только 16—17%. Из-за отсутствия нужного оборудования, опыты в производственных масштабах не могли повторить. Кондиционирование чугуна с помощью воздуха осуществлялось в конвертер-образной аппаратуре с боковой продувкой. Аппаратура была вмонтирована в жёлобе чугуна. Выгорание элементов в аппарате во время опытов, произведенных при выпуске чугуна:

C	7,0%
Si	65,0%
Mn	45,0%
S	13,0%

Вишнёвски, Л.: Металлургические процессы при кислородной плавке 92

При сжигании углерода с чистым кислородом можно использовать настолько большое количество теплоты, с помощью которой можно производить трудно восстанавливаемые металлы с высокой температурой плавления — как напр. титан — в шахтных

печах с бесперебойной работой. Изучение физических и температурных отношений предфурменных очагов холодного и горячего модели. Опыты на восстановление железа, хрома, марганца, бора, кремния, кальция, магния, алюминия, фосфора и титана. Получение сырьевого титана из рутила, ильменита и верлита. Возможность производства ферросплавов вместо электрической в кислородной доменной печи.

Вечей — Хорват — Вишнёвски — Холлоне: Обогащение марганцевых руд Уркута 102

Описание оксидных и карбонатных марганцевых руд Уркута, возможные запасы. Содержание железа марганцевого песка, — возникающего при промывании оксидной руды, намагничивающим обжиганием и магнитной сепарацией — настолько можно снизить, что песок станет годным для производства ферромарганца. Карбонатная марганцевая руда физическими способами не обогащается. Для её химического обогащения разработали метод на основе применения побочных газов завода производящего искусственное удобрение в г. Пэт. После пеллетизации и обжигания в восстановительном атмосфере, руда обрабатывается смесью нитрозных паров и воздуха, после чего растворением её с водой, 60—70% содержания марганца можно извлечь. Из щёлочи можно отделить концентрат, содержащий около 50% марганец, чистый от железа и фосфора.

Вишнёвски, Л.: Производство железной губки 113

Железная губка — как сырьё к производству стали. Производство железной губки — является проплавкой железной руды вне доменной печи без доменного кокса. Теоретическая потребность энергии производства железной губки. Различные методы производства железной губки и возможности отечественного производства. Обогащение руд пригодных для производства железной губки. Двухступенчатая и адсорбционно-автокаталитическая теория восстановления руд. Опыты для определения наименьшего времени восстановления. Восстановление железорудных брикетов в пыли кокса и угле. Влияние угля на содержание углерода и серы. Опыты на создание промышленной печи непрерывного действия в вертикальной реторте. Результаты разработанных методов. Переработка железной губки в чистое железо и железную пыль для порошковой металлургии.

ПРОИЗВОДСТВО СТАЛИ

Аготай, Б.: Опыты направленные на отечественное производство электродов из углерода для сталеплавильных цехов 127

В статье описаны опыты, на основе которых в электропечах можно применять электроды из углерода вместо заграничных графитовых. Установлено, что с электрической точки зрения отечественные углеродные электроды подходящие, но данные по прочности неудовлетворительные. В случае разработки новой технологии производства установленная цель может быть достигнута.

Мартин, И.: Производство стали с применением кислорода 131

Опыты показывают, что при вдувании кислорода или воздуха, обогащенного с кислородом, в мартеновской печи, можно достигнуть 10—15%-ное увеличение производительности печи. При этом улучшаются металлургические условия (напр. прокатность) и качество полупродукта. Результаты опытов подчеркивают целесообразность применения метода.

Аготай, Б.: Опыты производства трансформаторных листов 142

Улучшение качества горячо прокатанных листов с раскислением с Al, ссужением пределов Si, установлением оптимальной температуры прокатки, введением прокатки при умеренных температурах и наконец определением возможностей термообработки.

Возникла возможность улучшения значения потери по железу, коэффициента заполнения и перегиба. Изменение исходного материала или легирование не дало результатов. На основе изученных вальцовочных и термообрабатывающих методов удалось решить полностью опытное производство холоднопрокатанных лент.

**Хайто, Н. — Палвёлди, Я.: Мп—Ті содержащие экономичные стали
поддающиеся цементации 143**

На основе многочисленных опытов установлено, что в конструкционных сталях оптимальное действие титана получается при содержании его в количестве 0,1%. С помощью трёх разработанных типов сталей, содержащие Мп—Ті, удалось делать дальнейшие шаги в интересах экономии импортных легирующих элементов. После Ni и Мо из этих сталей сейчас уже есть возможность для устранения и хрома.

Аготаи, Б.: Исследование экономичных сталей особого качества 153

Опыты для определения свойства Мп—Cr—Ті— и N₂ содержащих аустенитных сталей без никеля. На основе опытов, проведенных для установления прочности и коррозио-стойкости, эти стали могут быть применены только в промышленности глубокого охлаждения.

**Аготаи, Б.: Исследование инструментальных сталей, легированных
с титаном 157**

Информационные опыты для достижения свойств быстрорежущих инструментальных сталей при одновременной экономии импортных легирующих элементов. Изучение влияния титана при постоянном содержании углерода и ванадия, в случае уменьшения содержания вольфрама и хрома. Материалы, полученные из описанных составов были подвергнуты термообработке и лучшие из них материалы исследовались на стойкость резания. По этим результатам установлено, что можно достигать качество инструментальных сталей, но они не удовлетворяют требования быстрого резания.

Чепига, З. — Мартин, И.: Исследование экономичных сталей с высоким пределом упругости 162

Лабораторными опытами исследовали влияние хрома, вольфрама и титана-рядом аустенитобразующим марганцем — на предел упругости. Установлено, что легированием стали с вольфрамом в количестве 2—2,5 раза больше содержания молибдена, можно полностью заменить молибден.

Из стали, произведенной на основе лабораторных исследований, содержащей 0,1% С; 1,67% С; 0,42% V и 0,1% Ti, изготавливались перегревательные трубы, исследования которых показали, что предписания для этих труб удовлетворены. Эти трубы вмонтировались в котли одной т. э. с., где они уже пять лет работают безотказно.

**Чепига, З. — Мартин, И.: Исследование волокнистого лома листового
материала 165**

Необходимо было выяснить факторы, играющие роль в образовании волокнистости и пути устранения их. Опыты показали, что в получении волокнистости наибольшую роль играют размеры зерна, шлаковатость и строчечность феррита. Для устранения волокнистости необходимо угрубить зерна, поэтому размеры зерна имеют только принципиальное значение. Практически, большое значение имеет уменьшение шлаковатости и строчечности феррита. С помощью термообработки последнюю можно уменьшать или полностью устранить.

**С ю ч, Э. : Производство и установление качественных характеризующих твёрдо-
волоченных стальных проволок, (рояльная проволока) для дыропро-
бывных инструментов из слюды 168**

Для оценки качества рояльных проволок, примененных для дыропробывных инструментов, необходим определённый состав стали. Рядом этого, важным является прочность, предписанная в узких пределах и выносливость, что можно выразить с помощью удлинения, на основе опытов и факторов кручения.

А г о т а и, Б. : Экономичные инструментальные стали 174

Информационные опыты для сравнения сталей с никелем и без никеля горячих штампов в лабораторных условиях. С помощью нового метода, основанного на горячей ударной пробе и измерении твёрдости установлено, что сравненные стали равноценные между собой.

**С ю ч, Э. : Опыты для фришевания чугуна и производства стали в конвертере
с боковым вдуванием 177**

На заводе Л. К. М. провели опыты для производства стали в цилиндровом конвертере. Воздух соприкасался с только небольшим передвижным слоем ванны, при этом содержание азота в ванне не увеличилось и было одинаковым с значениями в мартеновских сталях. Преимуществом оказалось, что удалось фришевать чугуны с низким содержанием кремния. Стойкость кладки была не удовлетворительная.

П а л в ё л д и, Я. : Измерение действительной температуры жидкой стали 181

Обеспечение необходимой температуры ванны и литья имеет решительное значение для качества плавки в мартеновской, индукционной и дуговой печи. С целью развития производства качественной стали разработали и вводили в работу подходящие заводам методы измерения температуры.

**А г о т а и — Ч е п и г а : Разработка материала электрода, имеющего темпера-
туру линейного расширения равную температуре линейного рас-
ширения стекла сорта Иена 16/III 190**

На основе измерения температурного расширения данного стекла, изменением содержания хрома, температуры и времени накаливания подобранного сорта стали, удалось создать материал для проволок, имеющий одинаковой со стеклом температурное расширение.

Ч е п и г а — М а р т и н : Выделение меди в мягких сталях 192

Исследования, проведенные традиционными механическими методами, показали, что при больших содержаниях меди (выше 0,64%) выделяющаяся медная фаза является причиной затвердевания; марганец уменьшает влияние выделяющейся медной фазы.

С помощью новоразработанного метода, основывающегося на магнитных измерениях, можно определить магнитные изменения, возникшие вследствие преобразования фаз при выделении меди. Магнитные изменения пропорциональны количеству выделенной фазы. Результат получается в виде произведения В. Н.

**А г о т а и, Б. : Свариваемая конструкционная сталь с пределом текучести не
менее 40 кг/мм² 202**

Опыты проводились для определения влияния обработки сталей типа МТА 50 и St 52 с различными раскислителями. Раскислителями были Al, CaSi-Al и SiZr. Установили, что наилучший предел текучести получили при раскислении с CaSiAl.

П а л в ё л д и, Я. : Опыт по получению сплава «Инвар» 206

Опыты были проведены по изготовлению материалов с малым температурным расширением для отечественных дилатационных термометров. Кроме этих, изготовили сплавы, имеющие коэффициент температурного расширения, равный к. т. р. стекол и керамических материалов, применённых в электронных трубках.

А г о т а и — М а р т и н — С ю ч : Применение титан-содержащих шлаков в электрических и мартеновских печах 208

Запатентованный метод для стабилизации надёжного установления легирования титаном. Около 80%-ное извлечение обеспечивается образованием восстановительного шлака, содержащего TiO_2 , дальнейшим преимуществом описанного шлака является то, что с ним достигается большое уменьшение серы.

А г о т а и, Б. : Исследование влияния бора на механические свойства стали 211

Публикуется ход критического исследования обработанной бором стали, пригодной для цементации и термического улучшения. На основе исследований публикуются сводные результаты.

ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО

К э р э ш, Б е л а — В а р г а, Ф е р е н ц : Прокатные валы из чугуна с шаровидным графитом 221

Из четырёх отечественных литейных цехов, производящих прокатные валы, в трёх цехах проводили исследования, разделённые на две части: исследование корковых валов и валов без корок. Исследования и производство корковых валов были распространены в область горячих и охлаждённых листопрокатных и габаритных корковых валов. Безкорковые валы заменяют так называемые полустали, полутвёрдые стали и стали трёхчетвёртной твёрдости. С целью прекращения пористости и образования пятнистого графита в результате модифицирования произвели исследования легирования.

Ч а п о, Э л е к : Исследования производства отливок из ферритного ковкого чугуна 251

Описание результатов исследования времени отжига отливок из ферритного ковкого чугуна для обеспечения оптимальных значений прочности отливок, отлитых из ваграночного чугуна. Определение отношения Mn/S и $C + Si$, обеспечивающего оптимальное значение прочности. Исследования, проведенные в полужаводских и заводских условиях для прекращения вредного влияния содержания хрома на время отжига путём модифицирования FeB . Исследование влияния различных легирующих элементов (Al , B , Ti , $FeSi$ и $CaSi$) на прочностные значения. Скоростной отжиг в соляной ванне. Шестидесяти часовой отжиг при заводских условиях в нейтральной газовой среде в одной электрической отжигающей элеваторной печи, ёмкостью одна тонна.

В а р г а, Ф е р е н ц : Исследования, проведенные в связи с работой вагранок 283

Для доказательства металлургического и технического преимущества вагранки с горячим путём построили к работающей вагранке отдельно отопляемый калорифер, в котором нагревали воздух для дутья. На основе результатов исследования предлагали построить импортную вагранку с горячим дутьем, которая с тех пор работает без перебоев.

Исследования, проведенные в вагранке с основной футеровкой, показали металлургические преимущества такой вагранки. Применение горячего дутья к такой вагранке обеспечивает дальнейшие экономические преимущества.

В а р г а, Ф е р е н ц: Модифицированный чугун 299

Проводились исследования при ползаводских условиях для установления технологии производства чугуна различного качества в данном пределе состава и при использовании стального лома в количестве, данном по стандарту MSZ—5729—52 при использовании модификаторов FeSi и CaSi. На основе данных исследований можно обеспечить желаемую прочность путём добавки стального лома в количестве, данном по стандарту, и изменения состава в данном пределе. Модифицирование CaSi обеспечивает лучшие результаты. Исследования двойных модификаторов показали, что соответствующие двойные модификаторы (карбидостабилизирующий и графитообразующий) уменьшают рассеяние прочности.

Результаты исследования износа модифицированного чугуна на железнодорожном предприятии показали, что износ колодок тормоза из чугуна, модифицированного CaSi на 33% лучше износа колодок тормоза из чугуна обычного качества.

По результатам исследования щёлочно-кислотоустойчивости, установлено увеличение щёлочно-кислотоустойчивости при увеличении прочности. Чугун, модифицированный CaSi устойчивее чугуна, модифицированного FeSi.

К э р э ш, Б е л а: Стойкость изложниц 325

Вопрос стойкости изложниц в нашей стране является предметом исследования в течение 20 лет и поэтому, разумеется, стал основной темой исследования и в литейном отделении нашего института. В эти годы мы занимались литейными-металлургическими вопросами этой многостаронней проблемы: напр. вопросами производства из бокситового чугуна; из чугуна, произведенного с применением пиритного огарка; из чугуна, модифицированного CaSi и FeSi, а также вопросами ухода за изложницами при производственных условиях и некоторыми вопросами конструкции отливок.

Х а й т о, Н а н д о р — В а р г а, Ф е р е н ц: Различные качества чугуна, произведенные без применения импортных легирующих материалов 342

Лабораторные и ползаводские исследования влияния алюминия, марганца и кремния на структуру чугуна, модифицированного магнием и немодифицированного. Установление предела состава, при котором образуется игольчатая и аустенитная структура. Исследование термической обработки для разложения цементита бело-затвердевающегося чугуна.

Н а н д о р и, Д ь ю л а: Поверхностное окисление жидкого чугуна 382

Исследования дают новые данные для объяснения явлений, образующихся при плавке и литье чугуна. Эти данные являются очень важными для производства. Результаты исследования можно изложить следующим образом:

1. Между составом жидкого чугуна и силикатного шлака, образующегося на поверхности, имеется строгая зависимость. На состав силикатного шлака наибольшее влияние имеет содержание Mn и Al в чугуне.

2. Уменьшение содержания Mn в чугуне вызывает образование на поверхности ванны силикатного шлака с большим содержанием Fe и большой реакционной способностью, вызывающей поверхностную пористость в отливках.

3. 0,01—0,03%-ное содержание Al в чугуне в большой мере уменьшает реакционную способность силикатного шлака. В чугунолитейных цехах Al следует давать вместе с шихтовыми материалами в вагранку, потому, что только так обеспечено равномерное легирование. Необходимо избегать добавление алюминия в лишнем количестве, так как большое количество алюминия (0,1%) в чугуне вызывает газовую пористость в отливках при применении сырой формы.

4. Добавление алюминия предложено прежде всего к маркам чугуна öv. 18 и öv. 00, так как в этих чугунах отношение Mn/S самое низкое и для образования поверхностной пористости отливок имеется самая большая возможность.

В марках чугуна öv. 26 и öv. 22 добавлением материалов, (FeSi и CaSi) имеющих малое содержание алюминия, можно уменьшать реакционную способность силикатных

шлаков. Это обстоятельство объясняет преимущество модифицирования с другой точки зрения.

5. На основе структуры и формы силикатного шлака, образующегося на поверхности жидкого металла, можно определять содержание кремния и марганца в чугуне на глаз.

ОТДЕЛЕНИЕ СПЕЦИАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ

П а п п, Я.: Направления развития железо-никелевых сплавов с высокой проницаемостью 393

Пермаллой-Б, с основой FeNi (45% Ni, ост. Fe) и материалы с основой FeNi—Mo (78,5% Ni, 3,8% Mo, ост. Fe) принадлежат к группе магнито-мягких материалов с высокой проницаемостью. В технике связи и слаботочной промышленности с использованием этих материалов можно изготовить приборы, которые более совершенны и легче предыдущих.

Главнейшие места применения этих материалов: трансформаторы для техники связи с низкой и высокой частотой; импульсный трансформатор; фильтры; реактивные катушки; чувствительные реле; измерительные приборы; трансформаторы тока и напряжения; магнитные усилители; экраны.

За границе эти и подобные мягкомагнитные материалы с высокой проницаемостью отливаются в вакууме. Разработали в нашем Институте метод, с помощью которого в индукционной печи средней частоты под стеклянным шлаком, продувкой инертного газа и подачей небольшого количества алюминия можно получить «пермаллой — Б» и «пермаллой — Ц», которые с точки зрения магнитных свойств являются равноценными материалами, выплавленными в вакууме, и их качество находится на мировом уровне.

П а т а к и, Б.: Мягко-магнитные ферриты 403

10 лет назад появилась новая группа керамических материалов среди основных материалов техники связи. Мировое производство ферритов уже несколько десятков тысяч тонн в год.

Исследование мягко-магнитных ферритов в Венгрии началось в 1954 г. По ходу опытов получили ферриты на основе Mn—Zn с начальной проницаемостью 600 и 850 и четыре типа на основе Ni—Zn с начальной проницаемостью 20—200. Свойства и потери полученных типов соответствуют потерям заграничных подобных типов. В статье даются таблицы для сравнения свойств ферритов и на диаграммах показаны отечественные типы (девять) ферритов. Опыты закончились в 1955 г. Производство ферритов в полужаводских масштабах началось в 1957 г. Производство в промышленных масштабах началось в 1958 г.

Ш о й м а р, Я.-н е: Ферриты с квадратной кривой гистерезиса 412

В системе MgO—MnO—Fe₂O₃ имеются составы, для которых характерными являются квадратные кривые гистерезиса. Эта группа ферритов пригодна для складирования импульсов в электронных счётных машинах, исполняя роль «магнитного воспоминания».

Разработкой ферритных материалов, годных для «магнитного воспоминания», занимались в 1957 г. По ходу опытов получили материалы, свойства которых хорошо совпадают со свойствами заграничных материалов. В 1958 году изготовляли «вспоминающие кольца» для кибернетической группы венгерской Академии Наук, для монтажа их в электронной счетной машине.

В статье описаны критерии квадратной кривой гистерезиса; подходящие области в системе MgO—MnO—Fe₂O₃. Результаты представлены в виде диаграмм и таблиц.

Патаки, Б.: Изотропные бариумферритные магниты 426

Исходя из недостатка никеля и кобальта, исследователи всех стран начали работу над перманентными магнитами, несодержащими стратегические материалы. Поэтому обратили внимание на оксидные магниты.

Бариумферритные магниты изготавливаются из окиси железа и карбоната бария, т. е. из отечественных материалов. Из его свойств положительными считаются следующие: большая коэрцитивная сила — около 1500 эрстед —, что обеспечивает нечувствительность к демагнетизации; низкий удельный вес и удельное сопротивление, величина которого составляет 10^8 ом.см. Последнее обеспечивает применение этих магнитов в высокочастотных пространствах. В опытных условиях и при условиях промышленного изготовления экземпляров данного типа магнита удалось достигнуть коэффициента качества, равного $0,8 \cdot 10^6$ Г эрстед, что соответствует заграничным данным.

Сакач, Д.Б.: Исследование зависимости между величинами зёрен и режущим свойством керамических резачков 432

Показанные снимки размеров и распределения зёрен подтверждают необходимость микроскопического исследования.

Вырезанная из режущего пика пластинка, характерная для целой резачки. Установлено, что размеры зерна и твёрдость только вместе дают информационные значения. На основе лабораторных, полужаводских и заграничных оксидкерамических резачков можно определить, что размер зёрен хороших резачков $\varnothing < 1,3 \mu$, а их твёрдость $H_{Ra_{min}} > 85$. Снимки доказывают, что качество грани можно характеризовать однозначно. Можно установить, что совершенной грани нет. Самая ровная грань получается при шлифовании на алмазном круге. Кругом, качества SCZ не удалось заточить восьмигранный резачок с одинаковой тонкостью. Опыты доказывают, что при тонкой обработке, метод заточки не влияет на износ задней поверхности резачков. При грубой обработке тоже не влияет, но большое значение имеет геометрия грани.

Погань, Т.: Влияние времени и температуры спекания на свойства керамических режущих резачков 458

Способность к резанию керамических режущих резачков данного состава находится в непосредственной связи с их удельным весом, что зависит от пористости и грубости зерен. Оценка качества резачков осуществлялась измерением прочности и выносливости. У резачков из чистого Al_2O_3 хорошую режущую способность получили при удельном весе $\gamma = 3,80 - 3,87$ г/см³. На диаграмме «время спекания — температура» точки, принадлежащие к данным уд. весам, дают обе непрерывные кривые, между которыми лежит пространство: «хорошее спекание». Однозначно получилось, что с увеличением времени спекания необходимая температура спекания уменьшается. Установили, что нижний предел температуры спекания снижается быстрее, чем верхний, т. е. разность температур «хорошего спекания» с удлинением времени спекания увеличивается.

ОТДЕЛЕНИЕ СВАРКИ

Флигер, Н., Денеш, Ё.: Результаты сотрудничества между Исследовательским Институтом Чёрной Металлургии и Чепельским электродным заводом за 10 лет 471

Область и метод сотрудничества И. И. Ч. М. и Ч. Э. З., результаты первых лет в области применения связывающих электродов конструкционных сталей. Дальнейшее развитие связывающих электродов, введение электродов с основным покрытием в промышленность. Горячепрочные хроммолибденовые электроды и электроды типа быстрорежущих сталей, изготовленные легированием из покрытия. Производство чугуновых электродов для сварки чугуновых изделий в полунагретом состоянии. Численные результаты сотрудничества.

Зоркоци, Б.: Наплавка инструментов 475

Исправление и экономичное производство высоколегированных инструментов даёт большую экономию народному хозяйству. В статье собраны результаты исследований, проведенных в данном направлении. Она знакомит с методами сварки и термообработки — на основе данных электродов с легированием из покрытия — применённых при наплавке инструментов. В статье излагается технология экономичного производства и исправления холодно-штампующих режущих и деформирующих, режущих инструментов и стирпментов горячей штамповки. Примеры из практики.

**Мо л н а р, Л.: Электрод и технология для «полугорячей» дуговой сварки
чугунных деталей 509**

Важнейшие физические и металлографические свойства чугуна с точки зрения сварки. Характеристика различных методов сварки чугуна. Металлургические основы разработки электродов для дуговой сварки, значения прочности шва и сваренных конструкций. Технология сварки при новом электроде типа Е.Ö.V.K.I.

Мо л н а р, Л.: Разработка экономичного газового резака 514

Анализ факторов, влияющих на расход кислорода. Выводы, определяющие форму резака. Производительность нового резака, сравнение увеличения экономичности нового и цилиндрического резака. Возможность применения нового резака в ручных и механических аппаратах.

**Х а я г о ш, Ф.: Местный подогрев и снижение усилия в швах с помощью
инфракрасных лучей 519**

Экономичность и возможность регулирования инфракрасного-теплоизлучения. Возможность сосредоточения нагрева. Возможность размещения плоских излучающих элементов в зависимости от формы и размера детали. Примеры для применения излучателей в промышленных условиях на больших деталях.

Не м е н и, Р.: Аппаратура для пламенной закалки больших поверхностей 526

Промышленное применение аппаратуры и метода для закалки цапф коленчатых валов. Данные из результатов закалки частей некоторых типов машин. Сравнение аппаратур различных конструкторов.

С е г е д ы В а р г а, Й.: Современные методы изготовления инструментов 531

Ознакомление с методом составления и литья сплавов с низкой температурой плавления для изготовления деформирующих инструментов для обработки листов в малосерийном производстве. Литьё чекана и направляющего штампа с применением режущего штампа. Изготовление инструментов для листования с применением эпоксисмолей.

С е г е д ы В а р г а, Й.: Наплавка вальцов 535

Изготовление и исправление прокатных вальцов с наплавкой. Составление сварочной аппаратуры. Химический и гранулометрический состав вольфрам и хром содержащего покрывающего порошка, полученного керамическим методом. Параметры наплавки применением электродов из углеродистых сталей и покрывающего керамического порошка. Подогрев вальцов и выдержка. Подготовка поверхности и метод нанесения шва. Химический состав шва и его твёрдость. Влияние увеличенного содержания углерода на выносливость вальцов. Дальнейшее направление исследования.

Мо л н а р, Л.: Исследование свариваемости и разработка метода сварки
конструкционных сталей легированных хромом и молибденом и работа-
ющих на высокой температуре и давлении 545

Cr—Mo материалы, годные для изготовления аппаратур новых отечественных
т. э. с. большой мощности. Исследование свариваемости новых отечественных горяче-
прочных материалов. Разработка электродов для ручной сварки. Технология сварки в
промышленных условиях. Руководство для проектирования сваренных конструкций из
нового материала с точки зрения техники сварки. Подробное руководство для термо-
обработки, контроля сварки и техники безопасности.

На д е н е д и, Я.: Свариваемые стали с высоким пределом текучести 562

В И.И.Ч.М. разработана свариваемая легированная MnTiAl сталь с высоким пре-
делом текучести, годная для изготовления облегченных конструкций. Разработаны тех-
нологические и технические, а также производственные условия. Лабораторные опыты
и промышленное производство. Характеристика стали с точки зрения статической и
динамической нагрузки, необходимые для проектирования и изготовления сваренных
конструкций. Установлены основные условия для дальнейшего развития стали.

МЕТАЛЛОГРАФИЯ

М е ш т е р, И ш т в а н: Контроль качества материала без разрушения струк-
туры образца 571

Из структуры металлических предметов можно судить об их важнейших свойствах.
Практическое осуществление этого познания дало возможность на такое быстрое испы-
тание без разрушения структуры образца, какого в прошлом, со старыми методами испы-
тания не было возможным. Обычно достаточно подготовить на поверхности испытаемого
предмета небольшую область диаметром 2—3 мм и исследовать предмет. Это легко воз-
можно или механической или электролитической обработкой без разрушения структуры
предмета.

Этим методом и соответствующим прибором легко, дешево и без разрушения можно
испытать на месте как мелкие детали произведенные в большой серии, так и огромные
детали единичного производства.

С о м б а т ф а л в и, А.: Магнитное испытание обожженных руд 580

На рудообогатительных фабриках для контроля качества, необходимо такое испы-
тание, которое по возможности быстро с помощью простого прибора, в производственных
условиях может определить приблизительное процентное содержание намагнитизиру-
ющейся фазы в обожженных рудах. Посредством этого можно сделать вывод о качестве
обжига. Мы разработали метод — применением «Феррограф» типа Сименс — с помощью
которого через несколько минут можно сделать испытание. Числовые значения получен-
ных результатов пропорциональны намагничивающей способностью руды, то есть коли-
чеством руды полученной на магнитном сепараторе.

Принцип измерения, практическое применение, результаты.

С о м б а т ф а л в и, А.: Исследование точки-Кюри сплавов железа-никеля..... 581

Для точного определения точки-Кюри сплавов до сих пор использовали магнитные
весы, имеющие ряд недостатков.

С использованием знакомых нам физических свойств, разработали новый способ
измерения и приготовили к нему прибор. Он совершенно закрытый, автоматически-реги-
стрирующий и годный для заводских измерений. Описание прибора, подробный принцип
действия, результаты измерения.

**Ф у к с, Э.: Изменение размеров под влиянием температуры вакуумтехни-
ческих токонесущих проводов 589**

Для провода электрического тока в стеклянную стену вакуумтехнических изделий обычно запаивают такой ферроникелевой провод — содержанием $Ni \sim 42\%$ — который покрыт медным плащом с целью сближения дилатационных свойств стекла.

Наши исследования показали, что изменения размеров думеталла под влиянием температуры не обязательно равны даже при одинаковых на вид химических составах. Поэтому нельзя обходить определение необходимой толщины медного плаща по дозам.

До сих пор толщину медного плаща определили очень длительным и дорогостоящим экспериментальным производством. Вместо этого мы разработали такой новый метод с помощью которого непосредственно без экспериментального производства можно определить толщину медного плаща на основе теоретических соображений, исходя из измеренных продольных дилатаций думеталла.

**С о м б а т ф а л ь в и, А.: Определение остаточного аустенита магнитным
способом 596**

Описание магнетического веса, применяемого к измерениям. Метод определения магнитного насыщения. Взаимосвязь между магнитным насыщением и содержанием аустенита в стали.

Старые магнитные методы определения остаточного аустенита. Описание магнитного метода определения остаточного аустенита разработанного в Исследовательском Институте Чёрной Металлургии.

С о м б а т ф а л ь в и, А.: Определение «С»-образных кривых для сталей 598

Для исследования изотермических преобразований сталей и для определения «С» образных кривых изготовили новый прибор. Сущность прибора заключается в том, что накалившая до аустенитного состояния испытываемый образец — диаметром 4 мм и длиной 40 мм — опускается в соляную ванну постоянной температуры, которая лежит в магнитном поле переменного направления.

В катушке, которая охватывает образец, возникает напряжение пропорциональное к величине магнитной интенсивности т. е. ферромагнитной фазы.

Аустенит является парамагнитным, а продукты распада ферромагнитными, значит возникшее напряжение в измерительной катушке увеличивается пропорционально увеличением распада аустенита.

**Ф у к с, Э.: Рентгендифракционное определение содержания аустенита зака-
ленных сталей 607**

Для определения содержания остаточного аустенита закаленных сталей ввели такую зависимость, которая совершенно не зависит от химического состава стали. С помощью ее из рентгендифракционных съемок за 1—2 мин. можно определить содержание аустенита образца вместо тридцати минут.

Этот метод осуществили фотографической и дифрактометрической регистрацией и подробнее занимались вопросами точности измерения.

**Ф у к с, Э.: Рентгендифракционное определение размера зерен оксида алю-
миния (Al_2O_3) 619**

С точки зрения производства и использования инструментов из искусственного корунда, размер, имеющихся в них зерен имеет решительное значение. Показали, что размеры зерен — с помощью снимков, сделанных методом рентгеновской конечной рефлексии — хорошо устанавливаются, и так нет необходимости в подготовке образца т. е. его разрушения. Размер зерен можно определить теоретическим путём или на основании сравнения стандартных съёмок.

Ф у к с, Э. : Новый метод непосредственного микроскопического исследования коррозионных и электролитных процессов 625

Для непосредственного микроскопического исследования коррозионных и электролитных процессов металлический микроскоп «Рейхерт Ме F» мы дополнили специальными исследовательскими посудами. Возможно возникшие газовые пузырьки, или другие побочные продукты несутся циркулирующей жидкостью; с помощью циркуляции жидкости можно обеспечить и её постоянный состав.

Микросъёмки показывают процесс электролитического полирования и травления стального образца. Наш метод может быть осуществлен и на микроскопе другого типа. Этот же принцип используется цейссовским заводом в приборе Элиповист о котором они дали изложение за три года после опубликования наших результатов.

ХИМИЧЕСКОЕ ОТДЕЛЕНИЕ

Ш а ё, И. : Экспресс-анализ мартеновских шлаков 637

Излагается метод экспресс-анализа мартеновских шлаков. Сущность метода: после разложения шлака гидроокисью калия, компоненты титруются объёмным методом. Кремнезём и фосфор титруются алкалометрическим; железо, алюминий, марганец, кальций и магний комплексометрическим и, наконец, сера титруется иодометрическим методом.

Р е п а ш, П. : Скоростной анализ магнитов 661

По изложенному методу мягкие и твердые ферриты анализировали комбинацией ионообменяющего отделения и комплексометрии. Отделение металлических ионов совершается с помощью анионообменяющей смолы на основе аммонии. После отделения марганец титруется; при системе индикатора ванадий-комплексонат дифенил карбазона; железо: сульфосалициловой кислотой; цинк: ксилолоранжом; магний: черным зрioxромовым типа Т; барий: тимолфталексон индикатором на приборе ЭДТЭ.

Г е г у ш, Э. : Эмиссионный спектроскопический анализ шлаков, руд и неметаллических включений сталей из раствора 663

Разработали экспресс-анализ доменных и мартеновских шлаков спектроскопическим методом из раствора. После разложения материалов в 30-кратном количестве щелочи, раствор подкисляется соляной кислотой. После добавки кобальта как эталона раствор распыляется через отверстия электрода и исследуется. Состав шлаков определяется на основе градуировочных кривых синтетически составленных шлаков. Время экспресс-анализа шести компонентов (SiO_2 , FeO , MgO , MnO , Al_2O_3 и CaO) около 40 минут.

Для анализа железных руд применяется этот же метод, применяются только другие градуировочные растворы. Руды, содержащие сульфат бария, разлагались щелочным восстановительным методом.

Разработанный для анализа шлаков метод приспособили для анализа неметаллических включений сталей.

Разложили небольшое количество включений в 50—60-кратном количестве щелочи и анализировали с помощью подходящих градуировочных растворов.

Исследовали отношение точности различных методов, а так же роль и возможность устранения некоторых мешающих факторов, которые могут возникать во время анализа.

Р е п а ш, П. : Применение комплексометрии при скоростных анализах ферро-сплавов 680

Излагаются комплексометрические аналитические методы для определения марганца в ферромарганце, бора в ферроборе, ванадия в феррованадии и кальция в силициде кальция. Точность этих методов равняется точности старых методов, но преимущество новых методов заключается в их большей скорости. Излагаем новый метод для определения вольфрама в ферровольфраме с помощью оксикинолина, где ЭДТЭ применяется для маскировки.

COMMUNICATION OF THE RESEARCH INSTITUTE FOR FERROUS METALLURGY

Budapest (Hungary)

Volume I.

ABSTRACTS

Ore dressing:

- Vécsey B. — Visnyovszky L. — Holló T.: Enriching the siderite ore
of Rudabánya 15**

The siderite of Rudabánya must be enriched to increase the iron content and to eliminate the baryte impurities. The most suitable ore dressing method consists in crushing the siderite to 5—20 mm size, roasting at 500—600° C, then grinding of the roasted ore to 0—2 mm and magnetic concentration of the ground product. By this method the original 20—25% Fe content of the siderite ore can be increased to 40—45% with a weight recovery of 59% and metal recovery of 90%. The baryte content of the magnetic concentrate is very low compared to the original — very variable — baryte content. Extraction of the baryte can be attempted economically only from a baryte-rich material. A part of the baryte decrepitates during roasting but can be recovered by screening, the rest accumulates in the tailing of the magnetic separation. The product can be cleaned further by chemical methods.

- Visnyovszky L.: The smelting of bauxite and red mud 24**

Evaluation of Hungarian bauxites from the point of view of alumina production and utilization as iron ore. Bauxite cannot be regarded as an iron ore, it is an iron-bearing flux. Laboratory experiments for increasing the iron content by magnetizing roasting and magnetic separation. The iron content of the bauxite cannot be enriched to such an extent as to make it suitable for smelting as an independent iron ore. Smelting of bauxite is best performed by producing a calcium aluminate slag composition. Plant experiments in a 50 m³ blast furnace at Diósgyőr for smelting with calcium aluminate slag. The smelting operation can be performed economically by the addition of iron scrap and lime instead of limestone. Relationship between the slag quantity and coke consumption. Quality of the pig iron and slag. Processing of the slag for alumina and cement production. Composition of the red muds formed in Hungarian alumina plants, quality of the pig iron produced from these muds. Drying the red mud and agglomeration for smelting with simultaneous addition of pyrites cinders. Smelting of red mud—pyrites cinders ore bricks and ore concrete prepared with calcium aluminate slag cement in the 50 m³ blast furnace.

- Visnyovszky L. — Holló T.: Agglomeration of coarse-grained ore fines
by pelletizing 36**

Importance of agglomeration of blast furnace charge materials, methods of agglomeration used up to date. Agglomeration of fine-grained ore fines by pelletizing. Theory of pelletizing. Coarse-grained ore fines can be pelletized with a binder of slimy consistency (red mud, manganese carbonate ore). Pellet-forming machines. Influence of binder quantity and grain size on the size of the produced pellets (prepelletizing, pelletizing). Hardening of the pellets by burning,

pellet-burning furnace types. Phenomena occurring in the pellets during burning, binding mechanism of the burned pellets. Pilot plant pelletizing experiments. Utilization of burned pellets, comparison with other burden materials.

Visnyovszky L. — Holló T.: Production of furnace ore from Krivoj Rog iron ore and blast furnace dust 51

Physical and chemical requirements of furnace ore. At present imported ore is mostly used as furnace ore; possible Hungarian raw materials include the iron ore fines from Krivoj Rog and the blast furnace dust after enrichment and agglomeration. According to the composition and physical condition of the Krivoj Rog hematite wet tabling is the most suitable method of enrichment. This gives a recovery of about 45 weight % of furnace ore. In the case of blast furnace dust wet tabling and magnetic separation may be used. In both cases the furnace ore recovery is about 25 weight %. Sintering, briquetting with organic binders and burning resp. briquetting according to the Jarcho process were found to be the most suitable methods of agglomerating the concentrates.

Visnyovszky L. — Holló T.: Production of ilmenite from wehrlit ore..... 64

History and geological description of the wehrlit deposit at Szarvaskő, first experiments for utilizing the wehrlit. The ilmenite content of the wehrlit — a titanium-bearing ore — can be enriched 1. by reduction and magnetic separation, 2. by wet tabling. The first method is costly; wet tabling gives a product similar to pure ilmenite with a TiO_2 content above 40% with a good recovery and relatively simple equipment. The flowsheet of wehrlit dressing consists in grinding the ore below 0.5 mm, wet tabling, further grinding of the middling product below 0.3 mm and repeated tabling. The concentrate with min. 40% TiO_2 and the middling product with about 30% TiO_2 may be used for welding rod coatings, and for the production of titanium white, ferrotitanium and titanium metal.

Holló T.: Production of ferroalloys 76

Our investigations of several years' duration resulted in the development of processes for the production of ferroboron with low aluminium content, the preparation of ferromolybdenum directly from molybdenite and the preparation of manganese sulfide from manganese ore or ferromanganese. The ferroalloys were produced by metallothermic and electrothermic methods.

Visnyovszky L.: Prerefining (conditioning) of pig iron for the production of steel 84

Industry has demanded a method of prerefining the pig iron which decreases not only the Si and Mn content but also the C content by about 50%. In order to burn the carbon previously to resp. simultaneously with the Si and Mn CO_2 was used as a refining agent instead of air. In laboratory experiments of refining with CO_2 37—38% of the carbon content but only 16—17% of the manganese content was eliminated. For lack of a suitable installation this experiment could not be reproduced on a plant scale. Prerefining the pig iron with air was performed in a vessel similar to a sideblown converter which was built into the runner of the blast furnace. In the plant experiments performed during tapping of the pig iron the following burn-off percentages were obtained in the vessel:

C	7,0%
Si	65,0%
Mn	45,0%
S	13,0%

Visnyovszky L.: Metallurgical processes in smelting with oxygen 92

When carbon is burned with pure oxygen a considerable amount of heat can be utilized at high temperatures and this gives a possibility of producing refractory metals which are difficult to reduce, e.g. titanium, in a continuous shaft furnace similar to the blast furnace.

Investigation of the physical and thermal characteristics of the combustion zone in front of the tuyeres on cold resp. hot models. Experimental reduction of iron, chromium, manganese, boron, silicon, calcium, magnesium, aluminium, phosphorus and titanium. Production of raw titanium metal from rutile, ilmenite and wehrilit. Possibility of producing ferroalloys in an oxygen blast furnace instead of an electric blast furnace.

**Vécsey B. — Visnyovszky L. — Holló T. — Horváth D.: Enriching
the manganese ore of Urkút 102**

Description of the oxide and carbonate ores of Urkút, probable ore reserves. The manganese sand produced during washing of the oxide ore can be concentrated by magnetizing roasting and magnetic separation to such a low Fe content that it becomes suitable for the production of ferromanganese. The manganese carbonate ore is not amenable to enrichment by physical methods; a method of chemical enrichment has been developed based on the utilization of the waste gases of the artificial fertilizer factory of Pét. The ore is pelletized and roasted in a reducing atmosphere and subsequently treated with a mixture of nitrous gas and air. 60 to 70% of the original manganese content can be extracted by water; an iron- and phosphorus-free manganese concentrate with about 50% Mn content can be precipitated from the liquor.

Visnyovszky L.: Sponge iron production 113

Sponge iron — a raw material of steelmaking. Sponge iron production is in effect an ore smelting process performed outside the blast furnace without consumption of metallurgical coke. Theoretical energy consumption of the sponge iron production. Different sponge iron producing methods. Possibilities of sponge iron production in Hungary. Enriching the suitable ores. Two-stage and absorptive-autocatalytic theory of ore reduction. Experimental determination of the shortest reduction time. Reduction of iron ore briquettes embedded in coke breeze and coal. Influence of the quality of reducing coal on the C and S content of the sponge iron. Experimental development of a continuous sponge iron furnace with vertical retort. Results of the developed process. Processing the produced sponge iron to pure iron and iron powder for powder metallurgical uses.

STEEL MAKING

**Ágotai B.: Experiments concerning the production of carbon electrodes for steel
melting shops in Hungary 127**

Description of experiments which could be used as the basis for the Hungarian production of carbon electrodes for electric furnaces instead of the foreign graphite electrodes.

According to the investigations the carbon electrode produced in Hungary is adequate with regard to electric requirements; the strength values however are insufficient. By developing a different fabrication technology the prescribed goals could be realized.

Martin I.: Oxygen steelmaking 131

Experiments in injecting pure oxygen, oxygen-enriched air and compressed air into an open hearth furnace have shown a 10 to 15% increase in specific furnace production besides several metallurgical advantages and a quality improvement of the intermediate product (an increase of rollability for instance). According to the experimental results the application of oxygen in steelmaking is advantageous.

Ágotai B.: Experiments with transformer sheets 142

Improving the quality of hot rolled sheets by deoxydation with aluminium, by narrowing the silicon zone, by determining the favourable rolling temperature, introducing a low-tempera-

ture draw and determining heat treatment methods. Sheets produced by this technology showed much more favourable values for iron loss, filling factor and folding number. Varying the base material or the alloy content gave no results.

The experimental production of cold rolled strip was also realized by the investigated rolling and heat treating methods.

H a j t ó N. — P á l v ö l g y i J.: Case-hardening Mn-Ti steels without strategic alloying elements 148

According to the experiments in constructional steels the optimum effect of titanium is achieved with an addition of about 0.1%. The three developed types of Mn-Ti case-hardening steels represent a further step in the conservation of imported alloying elements. In this way after Ni and Mo chromium also can be eliminated from these steels.

Á g o t a i B.: Investigation of special steels without strategic alloying elements 153

Experimental determination of the properties of Ni-free and Mn-, Cr-, Ti- and N-bearing austenitic steels. According to the results of the mechanical and corrosion tests performed these steel types should be used only in the deep freezing industry.

Á g o t a i B.: Investigation of titanium-bearing tool steels 157

Preliminary experiments to reproduce the properties of high speed tool steels with a simultaneous conservation of imported alloying elements. Studies on the influence of titanium content in the case of constant C and V content, decreasing W content and increasing Cr content. The best materials produced in the heat treatment experiments with the above compositions were subjected to tool life measurements. According to the results tool steel quality was achieved but the materials were not equal to the demands of high speed metal cutting.

C s e p i g a Z. — M a r t i n I.: Investigation of high creep strength steels without strategic alloying elements 162

In laboratory experiments the influence of chromium, tungsten and titanium on the creep limit was investigated in the presence of manganese as austenite-forming element. If the tungsten is introduced into the steel in an amount of more than 2—2.5 times the Mo content the latter can be completely replaced.

On the basis of the results of the laboratory experiments steam superheater tubes were produced from 0.10% C, 1.67% Cr, 0.42% V, 0.10% Ti steel. These tubes have met the specifications and have been built into power plants boilers where they worked faultlessly for more than five years.

C s e p i g a Z. — M a r t i n I.: Investigation of fibrous fracture in plate materials 165

The investigations were carried out to determine the influence of the factors contributing to the phenomenon of fibrous structure and the possibility of eliminating its occurrence. The most important cause of the formation of a fibrous structure is in the grain size with slag inclusions and ferrite rows as secondary causes. In the elimination of the fibrous structure the question of grain size is only of theoretical interest since the grain size should be increased. In practice the decrease of slag inclusions and ferrite rows has the most important effect. Ferrite rows can be decreased or completely eliminated by appropriate heat treatment.

S z ü c s E.: Production of hard drawn steel wire (music wire) for mica punches and determination of quality characteristics 168

In evaluating the quality of music wire for punches apart from composition the most important mechanical property at strength values given within very narrow limits is the toughness of the steel. This can be expressed most suitably by empirically determined dilatation and torsion values.

Ágostoni B.: Tool steels without strategic alloying elements 174

Preliminary experiments for the comparison of hot die steels with and without Ni content without fabrication experiments. According to the novel testing method — determination of hot impact strength and hardness — the investigated steels are equivalent.

Szűcs E.: Experimental prerefining of pig iron and steelmaking in a side-blown converter 177

In the Lenin Metallurgical Works the experimental production of finished steel by blowing was accomplished in a cylindrical converter. Since the air was only in contact with a small and continually varied layer of the bath the nitrogen content of the bath did not increase and was equivalent to the nitrogen content of the open hearth steel. A further advantage consisted in the reproducible possibility of refining the pig iron with low Si content. Lining life however was not satisfactory.

Prálovölgyi J.: Measuring the actual temperature of the liquid steel 181

Holding the desired temperature of the steel in the bath or in the casting ladle has a decisive influence on the quality of the heats.

In order to aid the development of high-quality steel production suitable measuring instruments have been tested in our metallurgical works and the methods of temperature measurement suited to practical demands have been introduced into the plants.

Ágostoni B. — Csépi G. Z.: Development of an electrode material with a heat dilatation identical with Jena 16/III glass 190

After heat dilatation measurements performed on the prescribed glass material a base steel was chosen and by varying its chromium content and determining the time and temperature of heat treatment a wire material was obtained with a heat dilatation identical with that of the glass.

Csépi G. Z.: Copper precipitation in soft steel 192

Experiments were carried out with the usual mechanical testing methods to determine the influence of copper precipitation on the properties of the steels. At higher copper contents (above 0.64%) the precipitated copper phase causes hardening; manganese decreases the hardening effect of the precipitate.

With a newly developed method based on magnetic measurements the magnetic variations caused by the precipitation occurring during the phase change can be determined as an energy product. The value of this is proportional to the amount of the precipitated phase.

Ágostoni B.: A weldable constructional steel with a minimum yield point of 40 kg/mm² 202

The influence of several deoxidizing agents on treating the steels MTA 50 and St 52 was investigated. The deoxidizing agents investigated were Al, CaSiAl and SiZr. The most favourable yield point values were obtained by deoxidizing with CaSiAl.

Prálovölgyi J.: Experimental production of Invar 206

The experiments were carried out for producing materials with low heat sensibility for use in Hungarian made dilatometers.

Some alloys were also prepared with heat dilatation characteristics identical to the glasses and ceramic materials used in electron tubes for high frequency applications.

**Ágotai B. — Martin I. — Szücs E.: Application of titanium-bearing slags
in electric and open hearth furnaces 208**

A patented method has been developed for stabilizing the accuracy of titanium alloying. The recovery of about 80% is obtained by forming a titanium-bearing reducing slag. The use of this slag has also the advantage of causing a very considerable reduction of the S content.

**Ágotai B.: Investigation of the influence of boron on the mechanical properties
of steel 211**

Describes the method of critical investigation of case hardening and tempered boron-treated steels. The experimental results are summarized without lengthy descriptions of experimental details.

FOUNDING

Körös B. — Varga F.: Rolling mill rolls made of nodular cast iron 221

In three of the four Hungarian roll foundries and later continuously in two of them experiments were conducted for the production of chilled rolls and rolls without chill. The experimental production of chilled rolls was extended to cooled rolling mill rolls, to hot and cooled plate rolls and to other large chilled rolls. The chill-less rolls are intended to supplant the former three-quarter and half-hardened rolls and the so-called half-steel type. Alloying experiments have been performed in order to eliminate the graphite spots and porosity observed in rolls treated with Mg.

Chapó E.: Experiments in producing black-heart malleable castings 251

Description of experiments for determining the annealing time of black-heart malleable castings. The experiments were intended to ensure optimal strength values for a malleable iron cast from a cupola. Determination of the C+Si percentage and the Mn/S ratio belonging to the optimal strength values. Pilot plant and plant experiments with ferrobore additions to eliminate the harmful effect of chromium. Study of the influence of several alloying elements (Al, B, Ti, FeSi and CaSi) on the strength values. Fast tempering in a salt bath. A 60 hours plant annealing cycle in a neutral atmosphere in a Hungarian electric annealing furnace of the elevator type with protective gas atmosphere.

Varga F.: Cupola furnace experiments 283

The blast-air was preheated in a calorifer built into a plant cupola and heated with extra fuel and experiments conducted with this blast air have proved the technical and metallurgical advantages of the hot-blast cupola. The experiments have led to a recommendation for importing a modern hot-blast cupola which has been in operation since to our complete satisfaction.

The experiments and production runs in the basic lined hot-blast cupola have proved its metallurgical advantages. The introduction of the hot-blast assures several further economic advantages.

Varga F.: Inoculated cast iron 299

Pilot plant experiments have been conducted to determine the reproducibility in the production of the different quality categories if the addition of scrap given in the Hungarian standard MSZ 5729—52 and the prescribed composition limits are adhered to and an inoculation with FeSi or CaSi is introduced. According to the experiments the addition of scrap and the prescribed composition give the desired strength values. Inoculation with CaSi gives more reproducible results.

The experiments with double inoculation were intended to give preliminary information. Double (carbide stabilizing and graphite forming) inoculation reduces the scatter of the strength values.

Experiments conducted in railway operation in connection with the wear properties of inoculated cast iron have resulted in about 33% less wear of brake-shoes inoculated with CaSi compared to the usual type of brake-shoes.

According to the experiments the acid- and base resistance rises with the grain refinement of the graphite and the increase of the strength values. The cast iron inoculated with CaSi is usually more resistant than the cast iron inoculated with FeSi.

Kőrös B.: Durability of ingot moulds 325

The problem of the service life of ingot moulds has been investigated in Hungarian foundries for nearly 20 years and has naturally become one of the basic themes of the Foundry Department. We have studied this many-sided question mainly from the following, primarily metallurgists and foundrymen's points of view: experimental production from bauxite-cast iron and pyrites-cinders cast iron, inoculation with FeSi and CaSi. The improvement of mould treatment in the steel works and some problems of casting structure were also studied.

Hajtó N. — Varga F.: Cast iron types produced without imported alloying elements 342

Laboratory and plant tests were carried out in order to study the influence of the Al, Mn and Si content on the microstructure of the cast iron with and without addition of Mg. The composition limits in which the acicular and austenitic matrix appear have been determined. Heat treatment experiments have been carried out for decomposing the cementite content of the white solidified samples.

Nándori Gy.: Superficial oxidation of the liquid cast iron 382

The investigations have produced novel results concerning the phenomena occurring during the melting and pouring of cast iron. The results can also be utilized by the industry. The experimental results are as follows:

1. There is a strict relationship between the composition of the liquid cast iron and the silicate slag formed on its surface. The composition of the silicate slag is influenced most strongly by the Mn and Al content of the bath.

2. The decrease of the Mn content of the bath causes the formation of a very reactive silicate slag with high Fe content on the surface of the bath which contributes very seriously to the surface porosity of the castings.

The 0.01 to 0.03% of Al introduced into the cast iron significantly decreases the reactivity of the silicate slag. In iron foundries the Al must be added into the cupola together with the charge materials because uniform alloying can only be insured in this way. Too much Al should not be added, since surplus aluminium in the liquid iron causes gas porosity in the castings poured into green sand moulds.

4. Al should be introduced especially into the cast iron types öv. 18 and öv. 00 because their Mn/Si ratio is the lowest and therefore the opportunity here offers the most favourable conditions to bring about porous surfaces on castings.

In the cast iron types öv. 26 and öv. 22 the reactivity of the silicate slags can be decreased by the addition of inoculating agents with low Al content (FeSi, CaSi). This is a novel advantage of the practice of inoculation.

5. The Si and Mn content of the cast iron bath can be determined visually by the pattern developed in the silicate slag formed on the surface of the liquid cast iron.

DEPARTMENT OF SPECIAL MATERIALS

Papp J.: Lines of development of the high-permeability iron-nickel alloys 393

The FeNi types (45% Ni, rest iron), Permalloy-B and FeNi-Mo types (78.5% Ni, 3.8% Mo, rest iron) belong to the group of very high-permeability, magnetically soft materials. They can be employed in place of the traditional materials to prepare much smaller, lighter and more modern devices for telecommunication and other low-voltage installations.

They are used primarily in low- and high-frequency telecommunication transformers, in impulse transformers, in filters, chokes, sensitive relays, measuring instruments, voltage- and current-transformers, magnetic amplifiers, screen covers.

Abroad these and similar high-permeability, magnetically soft materials are cast in vacuum. We have developed a method for preparing Permalloy-B and Permalloy-C strip of a quality conforming to the international market demands and identical from the point of view of magnetic properties with the vacuum-cast material. The method consists in employing a glass slag blanket and flushing with inert gases in an ordinary intermediate-frequency furnace and in the addition of a small amount of Al.

Pataki B.: Magnetically soft ferrites..... 403

The ferrites — a new group of ceramic materials — have been introduced among the base materials of telecommunication about ten years ago. At present several thousand tons of ferrites are being produced all over the world. The investigation of magnetically soft ferrites in Hungary has been started in 1954. In the course of our experiments we produced Mn-Zn-base and Ni-Zn-base ferrites. Ferrites with a starting permeability of 600 and 850 were produced from a Mn-Zn-base composition and four types with a starting permeability of 20—200 from a Ni-Zn-base composition.

The properties and losses of the types produced are identical with the respective values of foreign types of equal permeability. Tables of comparison showing the properties of the ferrites and diagrams characterizing the nine Hungarian ferrite types are given. The experiments were concluded in 1955.

Hungarian production was started in 1957 in the Factory for Telecommunication Base Materials at Vác, originally in pilot plant dimensions. The plant was fully started in 1958.

Soly m á r J.: Ferrites with quadratic hysteresis curves..... 412

The $\text{MgO-MnO-Fe}_2\text{O}_3$ three-component system contains some compositions which are characterized by a so-called "quadratic" hysteresis curve. This group of ferrites can be used to advantage in electric calculating devices for the storing of impulses thereby playing the role of a "magnetic memory".

The development of ferrite materials suitable for magnetic memory couplings has been studied in 1957. In the course of our experiments a material was prepared which has properties equivalent to those of foreign materials of suitable grade. The experiments were continued in 1958 when the Cybernetical Investigation Department of the Academy of Sciences of Hungary included our memory rings in the electronic calculating machine which was being built. The criteria of the "quadratic" hysteresis curve and the appropriate zones of composition in the $\text{MgO-MnO-Fe}_2\text{O}_3$ system are described. The results are shown in tabular and diagrammatic form.

Pataki B.: Isotropic baryum ferrite magnets 426

The lack of nickel and cobalt all over the world has inspired the investigators to develop permanent magnets free of strategic materials. Attention was therefore directed to the oxide magnets.

The baryum ferrite magnets are prepared from iron oxide and baryum carbonate, that is to say entirely from Hungarian base materials.

The baryum ferrite magnets have following favourable properties: a high coercitive force (about 1500 Oe) which produces an insensitivity towards demagnetizing fields, a low specific gravity and a specific resistivity of 10^8 Ohm cm which gives the possibility of employing these magnets also in high frequency fields. In the course of the Hungarian experiments and during the start-up of production a Q factor value of $0.8 \cdot 10^6$ G. Oe — equivalent to the foreign values — has been attained.

Sz a k á c s G y.: Investigation of the relationship between the grain size of the ceramic inserts and the cutting properties 432

The series of photographs of different grain sizes and granulometric compositions show the importance of microscopic investigation.

The small tips cut from the cutting point are characteristic of the whole insert.

Grain size and hardness only give informatory values when they are regarded together.

After investigation of foreign ceramic inserts and inserts produced in the laboratory and in a pilot plant it was concluded that the grain size of a high quality insert is $\varnothing < 1.3 \mu$ and the hardness $HR_{amin} > 85$. As the illustrations show the condition of the edge can be characterized quite definitely.

There are no faultless edges (without chip marks). The most uniform edge is obtained by grinding with a diamond wheel. With an SCZ wheel it was impossible to grind an insert with eight edges to uniform quality. The experiment showed that in a finishing cut the back wear of the insert is not influenced materially by the method of grinding. In roughing the quality of edge grinding is not important either with regard to the back wear of the insert but the geometry of the edge is essential.

Pogány T.: Influence of sintering time and temperature on the properties of ceramic cutting inserts 458

The cutting properties of ceramic inserts of a given material can be traced back through strength and wear resistance — with regard to porosity and grain growth — to the specific gravity. The cutting ability was assured in the inserts prepared from pure Al_2O_3 by a specific gravity of $\gamma = 3.80-3.87 \text{ g/cm}^3$. In the sintering time — temperature diagram based on our experiments the plots belonging to the two specific gravity values give two continuous curves. The zone enclosed between the two curves is the "optimum burning zone". It was definitely established that on increasing sintering time the necessary sintering temperature decreased. It was also observed that the lower temperature limit of the burning zone decreases more rapidly than the higher, therefore the temperature difference of the "optimum burning zone" is greater at longer sintering times.

WELDING DEPARTMENT

Flieger N. — Gyenes J.: Results of the 10 years' collaboration of the Research Institute of the Iron Industry and of the Csepel Electrode Factory (development of the welding rod range) 471

Method and sphere of the collaboration between the Research Institute for Ferrous Metallurgy and the Csepel Electrode Factory. Results of the first years concerning the binding electrodes for constructional steels. Further development of the binding electrodes, introduction of basic-coated welding rods into industry. Development of Cr-Mo welding rods with high hot strength and welding rods of the high speed steel type with alloy-containing coatings. Preparation of cast iron electrodes for the part-hot welding of cast iron.

Zorkóczy B.: Deposit welding of tools 475

Repair and economic fabrication of high-alloy tools means a great saving to the national economy. The results of our investigations on this subject are summarized. The data of the alloy-coated welding rods prepared for this end and the heat treatment and welding methods employed in the technology of tool deposit welding are described. Characteristic examples of application are given in connection with the description of the repair and fabrication technology of cold blanking and forming tools, of cutting tools, of hot dies and trimming tools.

Molnár L.: Welding rod and welding technology for the part-hot welding of cast iron 509

Physical and metallographical characteristics of the cast iron which are important from the view point of welding. Characterization of the different methods of welding cast iron. Metallurgical considerations of the development of the new arc welding rod, strength values of the welded bond and the weld metal obtained with the new electrode. Welding technology to be observed with the new EÖVK. 1 welding rod.

M o l n á r L.: Development of an economical flame cutting nozzle..... 514

Analysis of the factors which influence oxygen consumption. Considerations which define the form of the nozzle. Comparison of the production attained with the new nozzle and of the increase of economy with the cylindrical nozzle. Application of the new nozzle in manual cutters and flame cutting machines.

H a j a g o s F.: Local preheating and stress resolution of welds with infrared heating 519

Economy of infrared heat radiation, possibility of control. Concentration of the heating effect.

Placing of plane radiating elements according to the shape and dimensions of the work-piece.

Examples of workshop applications of the radiators on workpieces of different dimensions.

N e m é n y i R.: Installation for flame hardening large surfaces..... 526

Industrial application of the method and installation for the hardening of main crankshaft journals. Data concerning the results of hardening the parts of some machine types. Comparison of installations developed by different constructions.

S z e g e d i V a r g h a J.: Modern methods of tool fabrication..... 531

Preparation of a low melting point alloy for the production of plate forming tools for a small serial production run, method of casting. Preparation of a shear plate and punch guide by casting with utilization of the shear punch. Production of plate drawing tools from epoxy resin.

S z e g e d i V a r g h a J.: Deposit welding of rolls 535

Production and repair of rolling mill rolls by deposit arc welding. Development of welding machine. Chemical and grain size composition of the welding powder prepared by ceramic methods and containing chromium and tungsten. Characteristics of deposit welding with a carbon steel rod and ceramic powder. Method of preheating and holding the rolls. Preparation of the roll surface, method of making the weld. Composition and hardness of the weld. Influence of increased carbon content on the wear resistance of the roll. Further lines of investigation.

M o l n á r L.: Investigation of the weldability of a Cr-Mo constructional steel for high-temperature and high-pressure service and development of a suitable welding technology 545

A Cr-Mo steel suitable for the installations of the new Hungarian high-capacity steam power plants. Investigation of the weldability of the new Hungarian constructional material with high hot strength. Development of a welding rod for manual arc welding. Welding technology of workshop fabrication. Constructional principles for the development of welded structures produced from this new material from the view point of welding technology. Detailed instructions for heat treatment, control of operation and welding, plant safety rules.

N a g y e n y e d i J.: Weldable steels with high yield point 562

The Institute has developed a steel type alloyed with Mn, Ti and Al with a high yield point which is suitable for the Hungarian production of lightened constructions. The basic considerations of production, the technology and the technical conditions have been defined. The original preparation of laboratory charges has been developed in the production of 80—120 ton open hearth charges. Description of the characteristics of the steel which have been investigated with a view to the design and construction of welded structures exposed to static and dynamic loading.

MATERIAL TESTING

Mester I.: Nondestructive quality control based on microstructure..... 571

The most important properties of metal objects can be deduced from their microstructure. In practice this realization gives the possibility of developing a nondestructive testing method which is faster than the traditional methods. For testing an object it is usually sufficient to prepare several areas equivalent to the field of vision of the microscope, i.e. of 2—3 mm diameter on the surface of the object to be studied. This preparation can be performed partly mechanically, partly electrolytically without destruction of the object.

This method and the corresponding instrument can be used for the individual testing of serial products or the on-site testing of large parts easily, cheaply and without destruction of the part.

Szombatfalvy Á.: Magnetic investigation of roasted ores..... 580

In iron ore dressing plants the quality of roasting can be controlled by a method which determines the amount of magnetizable phase in the roasted ore with fast and simple equipment in plant conditions. This measured value gives a possibility of controlling the roasting process. A testing method has been developed which can be performed in a few minutes by the aid of the Siemens "Ferrograph". The resulting numerical value is proportional to the magnetizability of the ore i.e. to the amount which can be recovered in the magnetic separator.

Description of the principle of measurement, practical execution, results.

Szombatfalvy Á.: Investigation of the Curie-point of Fe-Ni alloys..... 581

The accurate determination of the Curie point of alloys has been performed so far with the magnetic balance which possesses several drawbacks. On the basis of the known physical properties a new method of measurement has been developed and a suitable measuring instrument has been constructed. This is completely enclosed, with automatic registration and suitable for plant measurements.

Fuchs E.: Dimensional variation on heating of current conducting wires for vacuum technical uses..... 589

For transmitting the current an Fe-Ni (Dumet) wire with about 42% Ni is usually soldered into the glass wall of the vacuum devices. This wire is covered with a copper coating in order to approach the dilatation properties of the glass.

Our experiments showed that the dimensional change caused by heating can be variable even when the chemical composition of the dumet wire is apparently the same and so for every charge the necessary thickness of the copper coating must be determined separately.

The thickness of the copper coating has been determined so far by lengthy and costly production experiments. We have developed a new method for determining the thickness of the copper coating from theoretical considerations based on the measured longitudinal dilatation of the dumet without fabrication experiments.

Szombatfalvy Á.: Determination of remanent austenite with a magnetic method..... 596

Description of the magnetic balance used for the experiments. Method of determining the saturation magnetization. Relationship between saturation magnetization and austenite content of the steel. Former magnetic methods of determining the remanent austenite content. Description of the magnetic method developed in the Research Institute for Ferrous Metallurgy for the determination of remanent austenite.

Szombatfalvy Á.: Determination of the transformation curves of steels..... 598

A new instrument has been developed for the investigation of the isothermal transformation of steels and the determination of the transformation curves. The test piece which

has 4 mm dia. and 400 mm length and is heat treated to a fully austenitic condition is submerged in a salt bath of constant temperature which is situated in an alternating magnetic field. In the coil surrounding the test piece a voltage is induced which is directly proportional to the magnetic intensity i.e. to the amount of the magnetic phase. The austenite is paramagnetic, its decomposition products are ferromagnetic. Therefore the voltage induced in the measuring coil increases rapidly with the amount of decomposed austenite.

Fuchs E.: X-ray diffraction determination of the austenite content of steel. 607

A relationship has been developed for the determination of the remanent austenite content of hardened steels which is largely independent of the chemical composition of the steel. The austenite content of the test piece can be determined from the X-ray diffraction exposures in a few minutes instead of the half-hour time necessary before.

Fuchs E.: Determination of the grain size of aluminium oxide by an X-ray diffraction method 619

From the point of view of the production and use of artificial corundum tools the dimensions of the grains contained in them are very important. The grain size can be determined from the X-ray and reflexion exposures without preparation i.e. destruction of the test piece. The grain size can be determined theoretically by calculations or by comparing with reference exposures.

Fuchs E.: A new method of direct microscopic investigation of corrosion and electrolytic phenomena 625

A Reichert MeF metallurgical microscope has been fitted with special investigating vessels for the direct microscopic observation of electrolytic and corrosion phenomena. The gas bubbles or other by-products formed are carried away by the liquid stream; circulation of the liquid also assures the constant composition.

Photomicrographs prepared by a small-film camera show the phenomena of electrolytic polishing and etching of a steel test piece. Our method can be realized on other types of microscope. This principle is applied for instance by the Zeiss factory of Jena in the instrument known as Elypovist, which was introduced nearly three years after the publication of our own results.

C H E M I C A L L A B O R A T O R Y

Sajó I.: Rapid analysis of steelworks slags 637

A rapid method of analysing steelworks slags. It consists in a rapid assay of the slags by KOH and a titrimetric determination of the slag constituents. According to the method SiO_2 and P are determined by alkalimetry, iron, aluminium, manganese, calcium and magnesium complexometrically and sulphur iodometrically.

Répas P.: Rapid analysis of magnets 661

According to the method described the analysis of hard and soft ferrites is carried out by a combination of ion-exchange separation and complexometric methods. The metal ions are separated on an anion-exchange-resin with quaternary ammonium base. After separation Mn is determined by titration with EDTA in the presence of V-complexonate diphenyl carbazone as indicator, Fe with a sulphosalicylic acid indicator, Zn with xylenolorange, Mg with eriochrome black and Ba with thymolphthalexone.

**G e g u s E.: Analysis of slags, ores, steel inclusions by emissive spectral analysis
of solutions 668**

A solution method of spectral analysis has been developed for rapid testing of blast furnace and open hearth slags. The samples are treated in a silver cup with the thirtyfold quantity of alkali, the solution is acidified with hydrochloric acid and tested by the method of vaporizing through the bored electrode after addition of Co as reference element. The composition of the slag samples has been determined by calibration curves prepared with synthetic reference solutions. The determination of six constituents (SiO_2 , FeO, MgO, MnO, Al_2O_3 , CaO) by this rapid method takes about 40 minutes.

The same method has been employed for the analysis of iron ores with appropriate reference solutions. Ores containing baryum sulphate have been brought into solution by an alkaline reducing assay.

The accuracy of the methods, the disturbing influences and their elimination have been studied.

R é p á s P.: Application of complexometry to the rapid analysis of ferroalloys 680

Complexometric analytical methods are given for the determination of Mn in ferromanganese, of B in ferrobore, of V in ferrovanadium, of Ca in CaSi. The methods described are just as accurate as the formerly employed methods but much faster.

A new method is given for determining the tungsten content of ferrotungsten with oxyquinoline and EDTA as masking agent.

BULLETIN DE L'INSTITUT DE RECHERCHES DE LA SIDÉRURGIE

Budapest (Hongrie)

Tome I

R É S U M É S

DIVISION MINÉRAI-COKE-FONTE

Vécsey B. — Visnyovszky L. — Holló T.: L'enrichissement du sidérite de Rudabánya 15

L'enrichissement du sidérite de Rudabánya a pour but l'augmentation de la teneur de fer et l'élimination de l'impureté (le baryte). La méthode d'enrichissement la plus convenable consiste à une concassage du minerai jusqu'à 5—20 mm, une grillage à 500—600° C, le broyage du minerai grillé jusqu'à 0—2 mm et la séparation magnétique du produit broyé. La teneur originale de fer du sidérite qui atteint 20—25% Fe peut être enrichi jusqu'à 40—45% environ avec un rendement du poids de 50% environ et un rendement de fer de 90%. La teneur de baryte du concentrat magnétique est fortement abaissée en comparaison avec la teneur de baryte originale qui est très variable. L'extraction du baryte est profitable en partant d'un matériel de base riche en baryte. Une partie du baryte est décrepité au cours de la grillage et peut être recouvert par tamisage, le reste est enrichi dans les stériles de la séparation magnétique. Une purification est possible par voie chimique.

Visnyovszky L.: Traitement métallurgique de la bauxite et de la boue rouge 24

La qualité de bauxites hongroises du point de vue de la production de l'alumine et de l'emploi comme minerai de fer. La bauxite peut être considérée comme addition scorifère à teneur de fer. Expériences de laboratoire pour enrichir le fer par grillage magnétisant et séparation magnétique. Il n'est pas possible d'enrichir la teneur de fer de la bauxite à l'échelle utilisable.

La bauxite peut être traitée le plus avantageusement par formation d'un laitier à composition d'aluminate de calcium. Expériences industrielles à Diósgyőr dans un haut fourneau de 50 m³ par élaboration d'un laitier d'aluminate de calcium. Le traitement est économique si on charge des riblons et du chaux au lieu de la castine. Relation entre la quantité du laitier et la mise au mille. Qualité de la fonte et du laitier. Production de l'alumine et du ciment en partant du laitier. La composition des boues rouges obtenues dans les fabriques d'alumine hongroises et qualité de la fonte produite de ces matériaux. Séchage de la boue rouge et agglomération avant le traitement avec addition des cendres de pyrite. Traitement des briques — composées de boue rouge et des cendres de pyrite et du béton minéral préparé d'un ciment de laitier d'aluminate de calcium — dans un haut fourneau de 50 m³.

Visnyovszky L. — Holló T.: L'agglomération des poussières de minerai à gros grains par pelletization 36

La pelletization — une méthode pour agglomérer les poussières de minerai fins. Théorie de la pelletization. Pelletization des minerais à gros grains est possible avec des liants limoneux (boue rouge, carbonate de manganèse). Installations pour former les boulets. Influence de la quantité de liant et des dimensions des grains aux dimensions des pellets produits (prepelletiza-

tion, pelletization). Endurcissement des pellets par cuisson, les différents types de fourneau à calciner. Les phénomènes se déroulant au cours du cuisson dans les pellets, méthodes de liage des pellets grillés. Expériences de pelletization à l'échelle de l'usine pilote. Utilisation des pellets cuits, comparaison avec des autres matériaux du lit de fusion.

Visnyovszky L. — Holló T.: Production du minerai d'affinage en partant de la hématite de Krivoj Rog et des poussières du haut fourneau..... 51

Propriétés physiques et chimiques du minerai d'affinage. Le minerai d'affinage est pour la plupart importé. Les fines de la hématite de Krivoj Rog et les poussières du haut fourneau peuvent être pris en considération après enrichissement et agglomération. Selon la composition et les conditions physiques de la hématite de Krivoj Rog la table à secousses est l'installation d'enrichissement la plus avantageuse. Elle donne un rendement de minerai d'affinage de 45% de poids environ. Pour les poussières la table à secousses et la séparation magnétique sont applicables: le rendement de minerai d'affinage est pour tous les deux méthodes 25% du poids environ. Pour agglomérer les concentrés le frittage, la production des briquettes à liant organique avec cuisson et la production des briquettes selon le procédé Jarcho sont les plus convenables.

Visnyovszky L. — Holló T.: Élaboration de l'ilménite du minerai wehrlit de Szarvaskő..... 64

Histoire et description géologique du gisement de wehrlit de Szarvaskő; premières expériences de l'utilisation. Le wehrlit — un minerai de titane — peut être enrichi en ilménite 1. par réduction et séparation magnétique ou 2. par traitement sur une table à secousses. La première méthode est couteuse; avec une table à secousses un produit ressemblant à l'ilménite pur avec une teneur de TiO_2 en excès de 40% est obtenu dans une installation relativement simple et d'un bon rendement. La méthode de l'enrichissement du wehrlit consiste au broyage du minerai au dessous de 0,5 mm, traitement sur une table à secousses, le broyage répété du produit moyen au dessous de 0,3 mm et traitement répété sur une table à secousses. Le concentré contenant 40% de TiO_2 et le produit moyen à 30% de TiO_2 environ peuvent être employés pour des revêtements des électrodes de soudage, pour la production du blanc de titane, du ferrotitane et du titane métallique.

Holló T.: Production des ferroalliages 76

Au cours des investigations de plusieurs années on a développé des méthodes pour produire du ferrobore à baisse teneur d'aluminium, de ferromolybdène en partant directement du molybdénite et du sulfide de manganèse en partant du minerai de manganèse ou du ferromanganèse. On s'est servi des méthodes métallothermiques et électrothermiques.

Visnyovszky L.: Préaffinage de la fonte pour les aciéries 84

Les aciéries ont désiré un préaffinage de la fonte avec une réduction non seulement de la teneur en Si et Mn mais simultanément aussi de la teneur en C de 50% environ. Pour brûler le C avant le Si et Mn resp. simultanément avec eux le gaz CO_2 était employé pour agent de préaffinage en lieu de l'air. Au cours de nos expériences de laboratoire à l'affinage par CO_2 nous avons observé un abaissement de 37—39% du C et de 16—17% du Mn seulement. En manque d'une installation convenable il était impossible de reproduire cette expérience à l'échelle industrielle. Pour la préaffinage de la fonte avec de l'air une installation semblable au convertisseur à soufflage latérale fut incorporée dans la canal de coulée du haut fourneau. Au cours des expériences industrielles le déchet des éléments différents touchait les valeurs suivants:

C	7,0%
Si	65,0%
Mn	45,0%
S	13,0%

Visnyovszky L.: Processus métallurgiques au cours de l'usage de l'oxygène... 92

En brûlant le charbon avec de l'oxygène pur une quantité considérable de chaleur produite à une température haute donne la possibilité de produire des métaux à point de fusion élevée et difficiles à réduire (p. e. le titane) dans un four à cuve à travail continu semblable à un haut fourneau.

Étude de la température et des conditions physiques de la zone de combustion devant les tuyères au modèle froid et chaud. Réduction expérimentale de fer, Cr, Mn, B, Si, Ca, Mg, Al, P, et Ti. Production du titane brut en partant du rutil, de l'ilménite et du minerai wehrilit. Possibilités de produire des ferroalliages dans un haut fourneau à l'oxygène en lieu du haut fourneau électrique.

Vécsey B. — Visnyovszky L. — Holló T. — Horváth D.: Enrichissement des minéraux de manganèse d'Urkút 102

Description du gisement des minerais oxydiques et carbonatiques d'Urkút, les réserves probables. Si le sable manganique provenant du lavage du minerai oxydique est traité par grillage magnétisante et séparation magnétique, la teneur de fer est abaissée si fortement que le produit se prête à la production de ferromanganèse. Le carbonate de manganèse n'est pas apte à l'enrichissement par voie physique; une méthode d'enrichissement chimique était développée en se basant sur l'application des gaz d'échappement de la fabrique des engais artificiels de Pét. Le minerai pelletisé et grillé en atmosphère réductrice est traité avec un mélange des gaz nitreux et de l'air; 60—70% de la teneur de manganèse est extrait avec de l'eau; un concentré contenant 50% de manganèse et libre de fer et de phosphore est précipité de cette solution.

Visnyovszky L.: Production de l'éponge de fer..... 113

La production de l'éponge de fer est principalement un procédé métallurgique des minerais en dehors du haut fourneau sans addition de coke métallurgique. La dépense théorique d'énergie à la production de l'éponge de fer. Possibilités hongroises de la production de l'éponge de fer. Enrichissement préalable des minerais. Théorie de la réduction bizonale et adsorption autocatalytique des minerais. Détermination expérimentale de la durée la plus courte de la réduction. Réduction des briquettes de minerai de fer avec des fraisils de coke et de la houille. Influence de la qualité du charbon réducteur sur la teneur de C et de S de l'éponge de fer. Développement expérimental à l'échelle industrielle d'un fourneau à retorte verticale pour la production continue de l'éponge de fer. Résultats de la méthode développée. Fabrication du fer pur et du poudre de fer à partir de l'éponge de fer obtenue.

DIVISION ACIERIES

Ágotai B.: Essais se portant sur la production hongroise d'une électrode de charbon pour les aciéries 127

Description des essais résultant dans une électrode de charbon produite en Hongrie employable dans les fours électriques au lieu de l'électrode de graphite importé.

Martin L.: Essais de la production de l'acier par insufflation..... 131

Des essais d'insufflation de l'oxygène pur, de l'air enrichi en oxygène et de l'air comprimé dans le four Martin ont montré qu'il est possible d'atteindre une augmentation du rendement spécifique du four de 10 à 15% accompagné par plusieurs avantages métallurgiques et une amélioration de la qualité du demiproduit (laminage plus aisé). Les résultats des essais ont affirmé l'utilité de cette méthode.

Ágotai B.: Essais d'amélioration des tôles transformateurs..... 142

La qualité des tôles fabriquées laminées à chaud peut être améliorée par désoxydation avec de l'aluminium, par limitation de la teneur du silicium, par fixation de la température

favorable de laminage, par application d'une laminage à température modérée et par changement des conditions de traitement thermique. Les valeurs de perte en watt, du facteur de remplissage et de la nombre des pliages étaient sensiblement plus favorables pour les tôles produites par la technologie développée. Variation du matériel de base ou de la teneur des éléments d'alliage ne donnait pas des résultats.

Par les méthodes de laminage et du traitement thermique examinées il était possible de résoudre la fabrication expérimentale des feuillards laminés à froid.

H a j t ó N. — P á l v ö l g y i J.: Aciers de remplacement de cémentation à la base Mn/Ti..... 148

On a déterminé par des nombreux essais que l'influence optimum du titane dans les aciers de construction est atteint par une teneur de 0,1% environ.

Les trois types des aciers Mn/Ti de cémentation qu'on a développé signifient une économie complémentaire des éléments d'alliage étrangères critiques.

Il est devenu possible d'éliminer non seulement le Ni et le Mo dans ces aciers, mais aussi le Cr.

Á g o t a i B.: Investigation des aciers de remplacement sans éléments critiques à propriétés spéciales 153

Détermination expérimentale des propriétés des aciers austénitiques sans Ni et contenant de Mn, Cr, Ti et N. Selon les résultats des essais de résistance et de corrosion ces types d'aciers sont appropriés seulement pour l'industrie de réfrigération.

Á g o t a i B.: Investigation des aciers à outils au titane..... 157

On a poursuivi des essais d'informations pour atteindre les propriétés des aciers à coupe rapide avec économisation des éléments d'alliage importés. Investigation de l'effet de la teneur de titane sans changement de la teneur de C et de V, à une teneur de W décroissante et une teneur de Cr croissante. Les aciers furent soumis à des essais de durée de coupe. Selon les résultats il est possible de réaliser les propriétés de l'acier à outils, mais les matériaux ne répondent pas aux exigences à coupe rapide.

C s e p i g a Z. — M a r t i n I.: Investigation des aciers de remplacement résistant à chaud sans éléments d'alliage critiques 162

On a étudié à l'aide des essais de laboratoire l'effet du Cr, du W du Ti sur le comportement au fluage en présence de Mn comme élément austénitisant. Selon les résultats un remplacement complète du molybdène de l'acier est possible si une quantité de tungstène égale à 2—2,5 fois de la teneur de molybdène est allié.

En se basant sur les résultats de laboratoire on a fourni des tuyaux pour un surchauffeur de vapeur d'un acier à composition suivante: 0,10% C, 1,67% Cr, 0,42% V, 0,10% Ti. Ces tuyaux répondaient aux exigences et on les a monté dans les chaudières des usines où ils sont en exploitation depuis plus de cinq années sans aucune objection.

C s e p i g a Z. — M a r t i n I.: Étude de la structure fibreuse des tôles..... 165

On a étudié l'influence des facteurs agissant dans la formation de la fibrosité et les possibilités d'élimination de ce phénomène. Les essais ont confirmé que le développement de la fibrosité dépend en premier lieu de la grosseur des grains, puis de la teneur des inclusions de scorie et de la structure en bandes de ferrite. Dans l'élimination de la fibrosité la grosseur des grains n'a qu'une signifiante théorique parce qu'il serait nécessaire de produire les grains plus gros. En pratique la teneur des scories et les rangs de ferrite sont les plus importants. On peut réduire les rangs de ferrite ou les éliminer complètement par un traitement thermique.

S z ü c s E.: Élaboration du fil dur pour outils de perçage de mica et détermination des caractéristiques de qualité 168

En jugeant la qualité des fils durs pour outils de perçage la propriété la plus importante outre la composition est la tenacité se manifestant à une résistance mécanique donnée dans

les limites très étroites. On peut caractériser la ténacité le plus exactement par des valeurs de l'allongement resp. de torsion déterminés par voie empirique.

Á g o t a i B.: Aciers à outils sans éléments d'alliage critiques..... 174

Essais d'orientation pour comparer les aciers à estampage chaud au nickel resp. sans nickel. A base des essais au choc à chaud et de dureté les aciers étudiés sont de valeur égale.

S z ü c s E.: Essais de préaffinage de la fonte et de production d'acier dans un convertisseur à soufflage latérale 177

Dans les Usines Métallurgiques «Lénine» on a poursuivi des essais de soufflage. L'air a contacté seulement une couche étroite et continuellement variable du métal et la teneur de nitrogène de l'acier n'a pas augmenté et était de l'ordre de grandeur de l'acier Martin. Une avantage supplémentaire se montrait dans le fait qu'il était possible de raffiner les fontes à basse teneur de Si en façon reproductible.

P á l v ö l g y i J.: Mésure de la température réelle de l'acier liquide..... 181

Le maintien des températures optimales du bain et de coulé est d'une influence considérable sur la qualité des charges dans les fours Martin, les fours à arc et les fours d'induction.

A l'intérêt de développement de la production des aciers de qualité on a réalisé des instruments de mesure appropriés dans les usines métallurgiques et on a introduit la mesure de température selon une méthode répondante aux exigences de la pratique des usines.

Á g o t a i B. — C s e p i g a Z.: Élaboration d'un matériel d'électrode à dilatation thermique identique au verre de Iéna 16/III 190

En se basant sur les mesures de dilatation thermique faites avec le verre déterminé un acier de base était choisi et par une variation de sa teneur de Cr, ultérieurement par détermination de la température et durée de recuit il devenait possible de préparer un matériel de filetage avec dilatation thermique identique au verre.

C s e p i g a Z. — M a r t i n I.: Précipitation de cuivre dans l'acier doux..... 192

On a étudié l'influence de la précipitation de cuivre sur les propriétés de l'acier à l'aide des essais se basant sur les méthodes mécaniques traditionnelles. En cas d'une plus haute teneur de cuivre ($> 0,64\%$) la phase de cuivre précipitée cause un durcissement. Le manganèse réduit l'influence endurcissante du précipitat.

Une nouvelle méthode se basant sur les mesures magnétiques donne les variations magnétiques causées par la phase précipitée au cours de la transformations en forme d'un produit B. H. La grandeur de ces variations est proportionnelle à la quantité de phase précipitée.

Á g o t a i B.: Élaboration d'un acier de construction soudable à limite élastique minimale de 40 km/mm² 202

On a étudié l'influence du traitement des aciers MTA 50 et St 52 par des désoxydants différents. Les désoxydants étaient l'aluminium, le CaSiAl et le SiZr. Les essais ont montré que les valeurs optimales de la limite d'allongement sont achevées par désoxydation avec CaSiAl.

P á l v ö l g y i J.: Essais de production d'Invar 206

On a essayé de produire des matériaux à dilatation thermique basse qu'on peut installer dans un dispositif hongrois pour mesurer la température à dilatation thermique.

On a produit également des alliages à dilatation thermique identique à des verres et matériaux céramiques employés dans les tubes électroniques pour la technique des hautes fréquences.

**Á g o t a i B. — M a r t i n I. — S z ü c s E.: Application des scories à titane dans les
fours Martin et les fours électriques 208**

Un procédé breveté pour accroître la précision de la méthode d'alliage du titane. Le rendement de 80% environ est atteint par formation d'une scorie réductrice à teneur de TiO_2 . L'emploi de cette scorie a l'avantage additionnelle d'une réduction substantielle de la teneur de S.

Á g o t a i B.: Étude de l'influence du bore sur les propriétés mécanique de l'acier 211

Description de l'évaluation critique des aciers de cémentation et des aciers de traitement contenant de bore. Les résultats des essais sont recordés sans publication des détails étendus.

DIVISION FONDERIE

K ő r ő s B. — V a r g a F.: Cylindres des laminoirs à graphite sphéroidale..... 221

Les essais avaient pour but la production des cylindres en fonte trempées et des cylindres non coquillés. Les essais et la production des cylindres en fonte trempée s'étendaient aux cylindres refroidis, des laminoirs, les cylindres à tôles (chauds et refroidis) et les autres grands cylindres coquillés. Les cylindres non coquillés remplacent les qualités «à trois quarts durs» et «demi-durs» et la qualité dite demi-acier. Pour éliminer les tâches de graphites et les soufflures apparaissant dans les cylindres traités avec du Mg on a poursuivi des essais d'alliage.

C h a p ó E.: Essais concernant la production de la fonte malléable à coeur noir..... 251

Description des essais concernant la détermination de la durée du traitement thermique de la fonte malléable à coeur noir, qui avaient pour but l'assurance de la résistance optimale de la fonte malléable coulée du cubilot. Détermination de la teneur de C+Si et du rapport Mn/S donnant des valeurs optimales de résistance. Essais semi-industriels et industriels de traitement à FeB pour éliminer l'influence nuisible de Cr sur la durée du traitement thermique. Investigation de l'influence de certains éléments d'alliage (Al, B, Ti, FeSi, CaSi) aux valeurs de résistance. Malléabilisation rapide dans un bain de sel. On a reproduit un traitement thermique d'usine d'une durée de 60 heures à phase gazeuse neutrale dans un four à recuire électrique hongrois à système élévateur avec gaz de protection.

V a r g a F.: Essais du cubilot..... 283

Pour préchauffer l'air de soufflage un calorifère avec chauffage séparé était adjoint à un cubilot d'usine et les essais faits dans cet appareil ont montré les avantages techniques et métallurgiques du cubilot à vent chaud. A la base des essais on a proposé l'importation d'un cubilot à vent chaud moderne qui travaille depuis sa mise en marche satisfaisant.

Les essais et la production dans le cubilot à revêtement basique ont montré les avantages métallurgiques de celui-là. La combinaison avec le vent chaud donne des avantages supplémentaires économiques.

V a r g a F.: La fonte modifiée 299

On a essayé de déterminer à l'aide des essais d'usine pilote la reproductibilité des différentes catégories de qualité en cas de modification à FeSi ou CaSi tenant compte des instructions pour l'addition des riblons selon le standard hongrois MSZ 5729-52 et des compositions limitantes. Par additions de riblons et dans les limites de composition données il est possible de réaliser la résistance nécessaire. La modification à CaSi donne des résultats plus exacts. Les essais de modification double (par substances stabilisant le carbide et provoquant la formation du graphite) ont confirmé que la dispersion des valeurs de résistance est moins grande en cas de modification double.

On a poursuivi des essais d'usine aux chemins de fer pour déterminer l'usure de la fonte modifiée. L'usure des blocs de freinage modifiés à CaSi était de 33% environ plus basse que l'usure des blocs de freinage à qualité normale.

Selon des essais de résistivité aux acides et alcalines la résistivité augmente avec la diminution du grain du graphite et avec la croissance de la résistance mécanique. La fonte modifiée à CaSi est dans le plupart des cas plus résistante que la fonte modifiée à FeSi.

Kőrös B.: La durée de vie des lingotières d'aciérie..... 325

Le problème de la durée de vie des lingotières d'aciérie a été étudié en Hongrie depuis 20 années environ et naturellement il est devenu un des travaux de base de l'Institut. Nous nous sommes occupés en premier lieu avec les relations de métallurgie et de fonderie de ce problème complexe: on a étudié par exemple la production expérimentale en partant des fontes élaborées de bauxite et des cendres de pyrite; puis par modification à FeSi et CaSi; les recherches s'étendaient aux conditions d'utilisation dans les aciéries et à certains problèmes de la structure des pièces de coulée.

Hajtó N. — Varga F.: Fontes sans alliages critiques 342

On a étudié l'influence de la teneur d'Al, de Mn et de Si sur la microstructure de la fonte traitée à Mg et sans addition de Mg. On a déterminé les limites de composition de la microstructure aciculaire et austénitique. On a conduit des traitements thermiques expérimentales pour décomposer la cémentite dans les coulées à rupture blanche.

Nándori Gy.: Oxydation superficielle de la fonte liquide 382

Les investigations ont produit des résultats nouveaux concernant les phénomènes de fusion et de coulée de la fonte. Ces résultats sont également de valeur pour l'industrie. Les résultats des essais sont précisés comme suit:

1. Il existe une corrélation très étroite entre la fonte liquide et le laitier silicieux se formant sur sa surface. La teneur de Mn et d'Al du bain exerce l'influence la plus importante sur la composition du laitier silicieux.

2. La diminution de la teneur de Mn du bain résulte en formation d'un laitier silicieux très réactif à forte teneur de Fe à la surface du bain. Ce laitier influence principalement la formation des soufflures superficielles des pièces coulées.

3. Par addition de 0,01—0,03% d'Al à la fonte on peut abaisser la réactivité des laitiers silicieux. On doit enfourner de l'Al dans le cubilot ensemble avec les matériaux de charge pour assurer la répartition uniforme. Une suraddition d'Al est nuisible parce qu'une quantité notable d'Al (0,1%) dans la fonte cause des soufflures de gaz dans les pièces coulées en moules humides.

4. L'addition de l'Al est surtout recommandé pour les fontes öv. 18 et öv. 00 parce que la proportion Mn/Si est ici très basse et la possibilité de formation des soufflures superficielles est plus grande.

Dans les fontes öv. 26 et öv. 22 la réactivité des laitiers silicieux peut être réduite avec des agents d'inoculation à basse teneur d'Al. C'est un avantage additionnel d'inoculation.

5. De l'observation des figures se formant sur les laitiers silicieux à la surface des bains de fonte on peut déterminer la teneur approximative de Si et Mn des bains par voie visuelle.

DIVISION DES MATÉRIAUX SPÉCIAUX

Papp J.: Tendances de développement des alliages fernickel à haute perméabilité 393

Les alliages à base de FeNi (45% Ni, le reste fer), le Permalloy-B et les alliages à base de FeNi-Mo (78,5% Ni, 3,8% Mo, le reste fer) appartiennent au groupe des matériaux magnétiques doux à très grande perméabilité.

Les plus importants domaines d'application sont les transformateurs à basse et haute fréquence pour la télétechnique, les transformateurs à impulsions, les filtres, les relais sensitifs, les alternateurs de tension et de courant, les amplificateurs magnétiques, les boîtes de blindage.

Ces matériaux magnétiques doux à haute perméabilité sont coulés pour la plupart sous vide. Nous avons développé une méthode pour préparer le matériel des feuillards de Permalloy-C et de Permalloy-B dans un four à induction ordinaire à fréquence moyenne sous une couche protectrice de laitier de verre, avec lavage par un gaz rare et par addition d'une petite quantité d'aluminium. Ces matériaux ont des propriétés magnétiques identiques à des matériaux coulés sous vide et correspondants aux demandes du marché mondial.

Pataki B.: Étude et développement des ferrites magnétiques douces 403

L'investigation des ferrites magnétiques a commencé en 1954. Des ferrites à perméabilité initiale 600 et 850 étaient élaborées à base de Mn-Zn et quatre types à perméabilité 20—200 à base de Ni-Zn.

Les propriétés et les pertes des types développés sont identiques à des types étrangers de perméabilité appropriée. L'article contient des tableaux de comparaison donnant les propriétés des ferrites et des diagrammes qui représentent les neuf types hongrois des ferrites. Les essais se terminaient en 1955. La production hongroise a commencé en 1957.

Soly m á r J.: Étude des ferrites à courbe de hystérèse rectangulaire 412

Dans le système ternaire $\text{MgO-MnO-Fe}_2\text{O}_3$ on trouve des compositions qui sont caractérisées par des courbes de hystérèse rectangulaire. Ce groupe de ferrites se prête très bien à accumuler les impulsions dans les appareils de calcul électroniques, jouant le rôle de la mémoire magnétique.

Nous nous sommes occupés du problème de développer les ferrites pour des couplages à mémoire magnétique en 1957. Au cours de nos essais nous avons préparé un matériel qui correspond aux demandes et possède de propriétés identiques à celles des types étrangers. Les essais se continuaient en 1958 quand la Groupe d'Investigations Cybernétiques de l'Académie des Sciences de Hongrie a ajusté des anneaux de mémoire dans une machine à calculer électronique.

Description des critères de la courbe de hystérèse rectangulaire, des zones de composition correspondantes dans le système $\text{MgO-MnO-Fe}_2\text{O}_3$. Les résultats sont résumés dans les diagrammes et tableaux.

Pataki B.: Aimants isotropes de ferrite de baryum 426

Le manque mondial de nickel et de cobalt a forcé les investigateurs de développer des aimants permanents sans constituants critiques. L'attention se portait ainsi sur les aimants oxydiques.

Les aimants de ferrite de baryum sont produits d'oxyde de fer et du carbonate de baryum, des matériaux de base hongroise.

Leurs caractéristiques d'avantage sont les suivantes: force coercitive élevée (1500 Oe) qui assure l'insensibilité contre les champs de démagnétisation, poids spécifique bas et résistance spécifique de 10^8 Ohm cm. A cause de cette dernière propriété on peut les employer dans les champs à haute fréquence. Au cours des essais hongrois et dans la production industrielle on a atteint un coefficient de qualité de $0,8 \cdot 10^6$ G. Ce qui correspond aux résultats étrangers.

**Sz a k á c s G.: Investigation de la relation entre la dimension des grains d'une
plaquette en céramique et ses propriétés de coupe 432**

Les séries de micrographies concernant les dimensions des grains et les granulométries montrent l'importance de l'investigation microscopique.

La petite lamelle découpée dans la pointe de coupe est caractéristique pour toute la plaquette.

La dimension des grains et la dureté ne donnent des valeurs caractéristiques qu'en ensemble.

En se basant sur les études des plaquettes en céramique étrangère et sur celles produites au laboratoire et à l'usine pilote on peut constater que les plaquettes de bonne qualité possèdent une dureté de $\text{HR}_{\text{amin}} > 85$ et sont composées des grains de $\varnothing < 1,3 \mu$. Selon les photographies présentées on peut caractériser la condition de l'arête définitivement.

On doit constater qu'il n'existe pas une arête sans fautes (sans écaillage). L'arête la plus uniforme est produite par une meule diamantée. Avec un disque SCZ il n'était pas possible de produire une plaquette à huit arêtes en qualité uniforme. En finissage l'usure de la face de dépouille de la plaquette ne dépend pas sensiblement des méthodes de produire l'arête. En dégrossissage la qualité de l'arétage n'est pas importante du point de vue de l'usure de la face de dépouille de la plaquette mais la géométrie de l'arête est essentielle.

P o g á n y T.: Influence de la durée et de la température de frittage aux propriétés des plaquettes en céramique 458

L'aptitude à la coupe des plaquettes en céramique dépend au dehors de la résistance mécanique et la résistance à l'usure — en tenant compte aussi de la porosité et du grossissement des grains — du poids spécifique. Pour les plaquettes étudiées préparées du Al_2O_3 pur un poids spécifique de $\gamma = 3,80 - 3,87 \text{ g/cm}^3$ assurait l'aptitude à la coupe. Dans le diagramme de durée de frittage et température de frittage construit à base de nos essais les points appartenant aux deux poids spécifiques formaient deux courbes continues. La zone entre les deux courbes est la zone de «frittage bon». On a trouvé nettement qu'en élevant la durée de frittage la température de frittage nécessaire s'abaisse. La limite inférieure de la température de frittage s'abaisse plus fortement que la limite supérieure, alors la zone de «frittage bon» est plus large si la durée de frittage est plus longue.

DIVISION SOUDURE

Flieger N. — Gyenes J.: Résultats de la collaboration de dix ans de l'Institut de Recherches de la Sidérurgie et de la Fabrique des Électrodes à Csepel 471

Méthodes et volume de la collaboration entre l'Institut de Recherches Sidérurgique et la Fabrique des Électrodes à Csepel; les résultats des premières années concernant les électrodes pour les aciers de construction. Le développement ultérieur des électrodes enrobées, introduction à grande échelle des électrodes enrobées avec fondant basique dans l'industrie. Développement des électrodes Cr-Mo résistantes à chaud et des électrodes du type acier à coupe rapide avec les additions d'alliage. Production des électrodes de fonte pour le soudage demi-chaud des fontes. Résultats numériques des travaux plus importants de la collectivité de travail.

Zorkócy B.: Rechargement des outils par soudure. 475

La réparation et la fabrication économique des outils fortement alliés signifient une économie notable pour l'économie nationale. Résumé des résultats des essais dans ce domaine. Description des caractéristiques des électrodes enrobées développées à ce but aux additions d'alliages et des méthodes de traitement thermique et de soudure dans le soudage des outils par superposition. Des exemples caractéristiques et concrètes sont données concernant la technique de fabrication économique et de réparation des outils à découper à froid et de façonnage à froid, des outils de coupe, des estampes à chaud et des outils à ébarber.

Molnár L.: Électrode et technique de soudure pour le soudage à l'arc à demi-chaud des moulages de fonte 509

Propriétés importantes physiques et métallographiques de la fonte du point de vue de soudage. Caractérisation des différents procédés de soudure de la fonte. Principes métallurgiques employés en développant la nouvelle électrode pour soudage à l'arc, valeurs de résistance du joint soudé et du cordon de la nouvelle électrode. Technique de soudure pour la nouvelle électrode EÖKV. 1.

Molnár L.: Développement d'une buse économique pour l'oxycoupage 514

Analyse des facteurs contrôlant la consommation de l'oxygène. Conclusions déterminant la forme de la buse. Comparaison de la capacité et de l'accroissement de l'économie atteinte à l'aide de la buse nouvelle avec la buse cylindrique. Emploi de la buse nouvelle dans le coupage à main et à machine.

**H a j a g o s F.: Préchauffement et élimination locale des tensions de cordons soudés
à l'aide de la radiation infrarouge 519**

Économie et possibilités de contrôle de la radiation de chaleur infrarouge. Possibilité de concentrer le chauffage.

Comment positionner les éléments de radiation planes selon la forme et les dimensions de la pièce.

Exemples de l'emploi des radiateurs en atelier aux pièces des dimensions différentes

N e m é n y i R.: Appareil pour la trempe au chalumeau des surfaces larges 526

Application de la méthode et de l'appareil à l'échelle d'usine pour la trempe des broches d'un arbre de manivelle. Résultats de la trempe des parts de quelques types de machines. Comparaison des appareils provenant des différents constructeurs.

S z e g e d i V a r g h a J.: Méthodes de fabrication d'outils modernes 531

Composition d'un alliage à point de fusion bas pour fabrication des outils à façonner les tôles pour petite série et méthode de coulée. Fabrication d'une plaque à couper et d'un guide de poinçon par coulée et avec utilisation du poinçon à couper. Fabrication des outils d'étrépage pour tôles, en partant des résins synthétiques epoxy.

S z e g e d i V a r g h a J.: Soudure des cylindres par rechargement 535

Production et réparation des cylindres de laminoir par soudage de rechargement à l'arc. Assemblage d'un appareil de soudage. Composition et répartition des grains des poudres de soudure préparés par voie céramique à teneur de Cr et W. Les caractéristiques du soudage avec électrode d'acier de charbon et poudre protectrice céramique. Manière d'échauffement et de tenir à chaud des cylindres. Préparation des surfaces des cylindres et façon de former les cordons de soudure. Composition et dureté des cordons. Influence d'une teneur de charbon élevée sur la résistance à l'usure. Direction des études prochaines.

**M o l n á r L.: Investigation de la soudabilité d'un acier de construction Cr-Mo
travaillant à chaud et à haute pression et développement de la technologie de
soudage 545**

Un acier Cr-Mo pour les nouvelles centrales à vapeur hongroises construites pour des puissances agrandies.

Investigation de la soudabilité du nouvel acier hongrois à résistance à chaud. Développement d'une électrode pour la soudure à arc à la main. Technologie de soudage dans l'atelier. Les principes de construction pour le développement correct des constructions soudées fabriquées de l'acier nouveau du point de vue de la technique de soudage. Instructions détaillées pour le traitement thermique, pour le contrôle des successions des opérations et de la soudure et pour les dispositions de la protection de travail.

N a g y e n y e d i J.: Aciers soudables à limite élastique apparente élevée 562

Un type d'acier Mn-Ti-Al soudable à limite élastique élevée fut développé pour la fabrication des constructions légères. Détermination des conditions fondamentales de fabrication, de la technologie et des demandes techniques. En partant des coulées de laboratoire une production à l'échelle du four Martin de 80—120 tonnes était développée. Description des caractéristiques de l'acier lesquelles on a étudié concernant la construction et la production des constructions soudées sollicités à façon statique et dynamique. On a déterminé les conditions du développement ultérieur.

DIVISION MÉTALLOGRAPHIE ET DES ESSAIS MÉCANIQUES

**M e s t e r I.: Contrôle non destructif de la qualité des matériaux à la base de la
microstructure 571**

La microstructure des objets métalliques donne la possibilité de tirer les conclusions relatives aux propriétés principales. La réalisation pratique de cette constatation a permis de développer une méthode d'essai rapide et non-destructive qu'il n'était pas possible de réaliser avec des techniques employés jusqu'ici. Pour étudier une pièce il est ordinairement suffisant de préparer à sa surface quelques zones correspondantes au champ de vue du microscope et donc d'un diamètre de quelques mm. La préparation se fait aisément avec traitement mécanique et électrolytique sans destruction de la pièce.

Cette méthode et l'appareil donnent la possibilité de contrôler à manière non-destructive, rapide et économique des parts d'une série de fabrication et des grandes pièces en atelier.

S z o m b a t f a l v y Á.: Étude des minerais de fer grillés 580

Dans les ateliers d'enrichissement des minerais de fer on a besoin d'une méthode de contrôle du grillage qui permet de déterminer par voie rapide dans un appareil simple en conditions d'usine la teneur de phase magnétique. Il est possible de tirer de ces valeurs des conclusions concernant la qualité du grillage. Une méthode de contrôle était développée qui a une durée de quelques minutes seulement avec le «Ferrograph» type Siemens.

Le résultat numérique est en proportion avec la magnétisation du minerai et donc avec la quantité obtenue sur le séparateur magnétique.

Description du principe de mesure et de la réalisation pratique; résultats.

S z o m b a t f a l v y Á.: Étude du point Curie des alliages fer-nickel 581

On a employé généralement pour la détermination du point Curie des alliages la balance magnétique qui possède plusieurs désavantages. Se servant des propriétés physiques connues on a développé une nouvelle méthode de mesure et un appareil correspondant. L'appareil est complètement enfermé, avec registration automatique et il se prête pour les mesures d'usine.

Description de l'appareil, opération principielle et détaillée, résultats de mesure.

**F u c h s E.: Variation des dimensions des fils conducteurs pour appareils à vide
avec la température 589**

Pour conduire le courant les fils FeNi (Dumet) à 42% de Ni environ sont généralement soudés dans les parois de verre des appareils à vide. Pour approximer les propriétés de dilatation du verre le fil reçoit un recouvrement de cuivre.

On a déterminé que la résistance des dimensions aux variations de température du fil Dumet n'est pas identique, même si la composition chimique est apparemment constante. C'est pourquoi le contrôle d'épaisseur de recouvrement par lot est inévitable.

Généralement on a déterminé l'épaisseur nécessaire à l'aide d'essais de production longs et coûteux. Nous avons développé une méthode nouvelle pour déterminer l'épaisseur nécessaire de recouvrement de cuivre directement par voie théorique en partant de la dilatation longitudinale mesurée du fil Dumet.

**S z o m b a t f a l v y Á.: Détermination de l'austénite rémanente par une méthode
magnétique 596**

Description de la balance magnétique employée. Méthode de détermination de la magnétisation de saturation, relation entre la magnétisation de saturation et la teneur d'austénite de l'acier. Méthodes magnétiques employées auparavant pour la détermination de l'austénite rémanente. Description de la méthode magnétique développée dans l'Institut de Recherches Sidérurgiques pour déterminer la teneur d'austénite rémanente.

S z o m b a t f a l v y Á.: Détermination des courbes de transformation des aciers 598

On a développé un appareil nouveau pour étudier la transformation isotherme des aciers et pour déterminer les courbes de transformation. L'éprouvette de 4 mm de diamètre et de 40 mm de longueur, complètement transformée en austénite par traitement thermique est plongée dans un bain de sel à température constante. Dans la bobine entourant l'éprouvette une tension proportionnelle à l'intensité magnétique et par suite à la quantité de phase ferromagnétique est induite. L'austénite est paramagnétique, ses produits de décomposition sont ferromagnétiques; ainsi la tension induite dans la bobine de mesure croît en proportion de la décomposition de l'austénite.

**F u c h s E.: Détermination de la teneur d'austénite d'un acier trempé par dif-
fraction des rayons X 607**

Pour déterminer la teneur d'austénite des aciers trempés par diffraction des rayons X on a dérivé une corrélation qui est sensiblement indépendante de la composition chimique. A l'aide de cette corrélation on peut déterminer la teneur d'austénite de l'éprouvette en quelques minutes des clichés de diffraction. Auparavant la durée de la détermination était une demi-heure environ.

La méthode était réalisée avec registration photographique et diffractométrique. On a traité le problème de la précision de mesure.

**F u c h s E.: Détermination des dimensions des grains de l'oxyde d'aluminium par
diffraction des rayons X 619**

Dans la production et l'emploi des outils de corindon artificiel les dimensions des grains constituant les pièces sont très importants. Il est possible de déterminer la dimension des grains d'un montage des réflexions finales des rayons X sans préparation, alors sans destruction de l'éprouvette. La dimension des grains est déterminée par voie théorique: par calcul ou en comparant avec des montages d'étalon.

**F u c h s E.: Une méthode nouvelle d'étude directe des phénomènes de corrosion et
d'électrolyse par microscope 625**

Pour l'étude directe des phénomènes de corrosion et d'électrolyse nous avons muni un microscope Reichert MeF avec des vaisseaux spéciaux. Les bulles de gaz éventuelles ou les autres sous-produits obtenus sont entraînés par le liquide circulant: la circulation assure simultanément la composition constante du liquide.

Des micrographies obtenues avec un appareil photographique à petit format présentent les phénomènes de polissage électrolytique et de décapage d'une éprouvette d'acier. Cette méthode peut être réalisée naturellement aussi à l'aide d'un autre type de microscope. La fabrique Zeiss à Iéna emploie ce principe dans l'appareil connu sous l'appellation «Elypovist» qui était publié trois ans environ après la publication de nos résultats.

DIVISION CHIMIE

S a j ó I.: Analyse rapide des laitiers d'aciérie 637

Description d'une méthode rapide pour l'analyse des laitiers d'aciérie. Les laitiers sont soumis à une digestion rapide avec hydrate de potassium et les constituants sont déterminés par titration. Pour le silice et le phosphore on emploie une titration alcalimétrique, pour le fer, l'aluminium, le manganèse, le calcium et le magnésium une titration complexométrique et pour le soufre une titration iodométrique.

R é p á s P.: L'analyse rapide des aimants 661

L'analyse rapide des ferrites dures et douces peut se faire par une combinaison de la séparation à échange d'ions et de la complexométrie. Les ions des métaux sont séparés à l'aide d'un résin synthétique à échange des anions à base quaternaire d'ammonium. Après séparation on détermine les métaux par titration avec de l'ADTA à l'aide des indicateurs suivants: le Mn par un système indicateur complexonate de V-diphenylcarbazone, le Fe par l'acide sulfosalicylique, le Zn par xylenolorange, le Mg par eriochrome noire, le Ba par thymolphthalexone.

G e g u s E.: Détermination spectralanalytique à émission des solutions des laitiers, des minerais et des inclusions des aciers 668

Une méthode d'analyse spectrale à l'aide des solutions était développée pour l'analyse rapide des laitiers du haut fourneau et des laitiers Martin. Les laitiers sont soumis à une digestion avec trente fois leur poids d'alcali dans une tasse d'argent et la solution acidifiée à l'acide chlorhydrique est examinée par atomisation par une électrode perforée après addition de cobalt comme élément de référence. La composition des laitiers est déterminée en partant des courbes de calibration préparées avec des solutions de comparaison synthétiques. L'analyse de six constituants (SiO_2 , FeO , MgO , MnO , Al_2O_3 , CaO) avec la méthode rapide a une durée de 40 minutes environ.

La même méthode est employée pour l'analyse des minerais de fer par solutions de comparaison appropriées. Pour les minerais à teneur de baryte il faut employer une digestion alcalique réductrice.

La méthode d'analyse était modifiée également pour les inclusions isolées des aciers. La quantité minimale des inclusions est soumise à la digestion avec 60 fois son poids d'alcali et l'analyse se fait avec des solutions de comparaison appropriées.

On a étudié la précision des méthodes d'analyse et le rôle des influences perturbantes et leur élimination.

R é p á s P.: Application de la complexométrie à l'analyse rapide des ferroalliages 680

Méthodes complexométriques pour la détermination des constituants suivants: Mn dans le ferromanganèse, B dans le ferrobore, V dans le ferrovanadium, Ca dans le CaSi. Les méthodes décrites sont en concordance avec des méthodes employées jusqu'à maintenant, mais ils ont l'avantage d'être beaucoup plus rapides.

Une méthode est donnée pour la détermination du tungstène au FeW à l'aide d'oxyquinoline où l'ADTA est employé pour masquer quelques ions.

MITTEILUNGEN DES EISENFORSCHUNGSINSTITUTS

Budapest (Ungarn)

Band I.

A U S Z Ü G E

ERZAUFBEREITUNG

Vécsey B. — Visnyovszky L. — Holló T.: Die Anreicherung des Eisenspaters von Rudabánya 15

Die Anreicherung des Spaterzes von Rudabánya bezweckt die Erhöhung des Eisengehaltes und die Entfernung der Baryt-Verunreinigungen. Das geeignetste Verfahren besteht aus dem Brechen des Erzes auf 5—20 mm, Rösten bei 500—600° C, dem Mahlen des Röstgutes auf 0—20 mm und der magnetischen Aufbereitung des Mahlgutes. Auf diese Weise kann der ursprüngliche Eisengehalt des Spaterzes von 20—25% auf 40—45% mit einem Gewichtsausbringen von ungefähr 59% und Eisenausbringen von 90% erhöht werden. Der Barytgehalt des magnetischen Konzentrates wird dem ursprünglichen — stark schwankenden — Barytgehalt gegenüber stark erniedrigt. Die Gewinnung des Baryts lohnt sich nur aus barytreichem Ausgangsmaterial. Ein Teil des Baryts dekrepitiert bei der Röstung und kann durch Absieben nach dem Rösten ausgeschieden werden. Der Rest reichert sich im Tauben der magnetischen Separation an. Die weitere Verarbeitung kann auf chemischem Wege erfolgen.

Visnyovszky L.: Das Verhütten von Bauxit und Rotschlamm 24

Bewertung der heimischen Bauxite in Hinsicht auf die Anwendbarkeit zur Tonerderzeugung und Anwendung als Eisenerzersatz. Laboratoriumsversuche zur Anreicherung des Eisengehaltes mittels magnetisierender Röstung und magnetischer Separation. Der Eisengehalt des Bauxits kann in genügendem Masse nicht angereichert werden, um die Verhüttung als selbständiges Eisenerz zu ermöglichen. Die Verhüttung des Bauxits kann am günstigsten durch Bildung einer Kalziumaluminat-Schlacke durchgeführt werden. Betriebsversuche in Diósgyőr in einem 50 m³-Hochofen zur Verhüttung auf Kalziumaluminat-Schlacke. Die Wirtschaftlichkeit dieser Verhüttung kann durch Zusatz von Eisenschrott und gebranntem Kalk anstatt von Kalkstein erreicht werden. Zusammenhänge zwischen der Schlackenmenge und dem Koksverbrauch, Roheisen- und Schlackenqualität. Aufarbeitung der Schlacke auf Tonerde und Zement. Verarbeitung der in heimischen Tonerdewerken entstandenen Rotschlämme und Qualität des daraus hergestellten Roheisens. Trocknen des Rotschlammes und Stückigmachen vor der Verhüttung mit Zugabe von Pyritabbrand.

Visnyovszky L. — Holló T.: Stückigmachen körniger Feinerze durch Pelletisieren 36

Die Pelletisierung ist zum Stückigmachen feinkörnigen Stauberzes geeignet. Theorie der Pelletisierung. Erze groberen Kornes können mit Hilfe schlammartiger Bindemittel (Rotschlamm, karbonatisches Manganerz) pelletisiert werden. Pelletisierereinrichtungen. Einfluss der Bindemittelmenge und der Korngrösse auf die Grösse der erzielten Pellets (Vorpelletisieren, Pelletisieren). Härten der Pellets durch Brennen, geeignete Ofeneinrichtungen. Ver-

änderungen in den Pellets während des Brennvorganges, Bindungsart der gebrannten Pellets. Pelletisierungsversuche im Kleinbetrieb. Vergleich der gebrannten Pellets, mit anderen Einsatzmaterialien.

Visnyovszky L. — Holló T.: Herstellung von Frischerz aus Krivoj Rog-Erz und aus Flugstaub 51

Frischerz wird meist importiert; aus Rohstoffen, welche im Inland zu Verfügung stehen, kann nach erfolgter Anreicherung und Stückigmachung die Staubfraktion des Krivoj-Rog-Erzes und der Hochofen-Flugstaub in Frage kommen. Bei Krivoj Rog-Erz ist die nasse Herdarbeit die geeignetste Anreicherungsverfahren, mit welcher ungefähr 45 Gewichtsprozent Frischerz gewonnen werden kann. Für den Flugstaub ist neben dem Nassherd auch die Magnetscheidung anwendbar, das Ausbringen an Frischerz ist bei beiden Verfahren ungefähr 25 Gewichtsprozent. Zur Stückigmachung der Konzentrate ist das Saugsinterverfahren, das Brikettieren mit organischen Bindemitteln mit darauffolgendem Brennen und das Brikettieren nach Jarcho geeignet.

Visnyovszky L. — Holló T.: Herstellung von Ilmenit aus dem Wehrliterz von Szarvaskő 64

Geschichte und geologische Beschreibung des Wehrlitvorkommens von Szarvaskő, erste Versuche zur Nutzbarmachung des Wehrlits. Der Wehrlit — ein Titanerz — kann entweder mittels Reduktion und magnetischer Separation oder mittels nasser Herdarbeit auf Ilmenit angereichert werden. Das erstere Verfahren ist kostspielig, die Anreicherung auf Nassherden ergibt jedoch in einer relativ einfachen Einrichtung mit gutem Ausbringen ein, — dem reinen Ilmenit ähnliches — Produkt mit TiO_2 -Gehalt über 40%. Die Anreicherung erfolgt in folgenden Arbeitsgängen: Mahlen des Erzes unter 0,5 mm, nasse Herdarbeit, Mahlen des Mittelproduktes unter 0,3 mm und wiederholte Herdarbeit. Das Konzentrat mit min. 40% TiO_2 bzw. das Mittelprodukt mit ungefähr 30% TiO_2 können zur Ummantelung von Schweiss-elektroden, zur Herstellung von Titanweiss, Ferrotitan und Titanmetall gebraucht werden

Holló T.: Herstellung von Ferrolegierungen 76

Im Laufe mehrjähriger Versuche wurden folgende Probleme gelöst: Herstellung von aluminiumarmen Ferrobor, Herstellung von Ferromolybdän unmittelbar aus dem Molybdenerz, Herstellung von Mangansulfid aus Manganerz oder Ferromangan. Die Herstellung der Ferrolegierungen erfolgte auf metallothermischem bzw. elektrothermischem Wege.

Visnyovszky L.: Vorfrischen von Stahlroheisen 84

Die Hüttenindustrie hat ein derartiges Vorfrischen des Roheisens gefordert, bei welchem neben der Erniedrigung des Si- und Mn-Gehaltes auch die Verminderung des C-Gehaltes möglich wird. Um den Kohlenstoff vor dem Si und Mn, bzw. gleichzeitig mit diesen zu verbrennen, wurde als Frischmittel anstatt von Luft Kohlensäure angewendet. Bei den Laboratoriumsversuchen mit Kohlensäure wurde ein Kohlenstoffabbrand von 37—38% und Manganabbrand von nur 16—17% beobachtet. Mangels einer geeigneten Einrichtung konnte dieser Versuch im Betriebsmasstab nicht wiederholt werden. Das Vorfrischen des Roheisens mittels Luft wurde in einer in die Rinne des Hochofens eingebauten, einem Konverter mit seitlicher Luftzufuhr ähnlichen Einrichtung durchgeführt. Bei den Betriebsversuchen, die während des Roheisenabstiches stattfanden, konnte folgender Abbrand der einzelnen Elemente beobachtet werden

C	7,0%
Si	65,0%
Mn	45,0%
S	13,0%

Visnyovszky L.: Metallurgische Vorgänge beim Verhütten mit Sauerstoff 92

Beim Verbrennen von Kohlenstoff mit reinem Sauerstoff kann im hohen Temperaturbereich eine sehr grosse Wärmemenge nutzbar gemacht werden und dadurch bietet sich die Mög-

lichkeit der Erzeugung der schwerstreduzierbaren Metalle mit hohem Schmelzpunkt, z. B. des Titans in einem dem Hochofen ähnlichen fortlaufend arbeitenden Schachtofen. Untersuchung der physikalischen und Temperaturverhältnisse der vor den Blasformen befindlichen Brennzonen am kalten und warmen Modell. Versuche zur Reduktion von Eisen, Chrom, Mangan, Bor, Silizium, Kalzium, Magnesium, Aluminium, Phosphor und Titan. Herstellung von Rohtitan aus Rutil, Ilmenit und Wehrliterz. Erzeugungsmöglichkeit von Ferrolegierungen im Sauerstoff-Hochofen anstatt im elektrischen Hochofen.

Vécsy B. — Visnyovszky L. — Holló T. — Horváth D.: An-
reicherung der Manganerze von Urkút 102

Beschreibung des oxydischen und karbonatischen Erzvorkommens von Urkút. Der bei der Waschung des oxydischen Erzes anfallende Mangansand kann durch magnetisierende Röstung und magnetische Separation in derart hoher Masse vom Eisen befreit werden, dass selber zur Herstellung von Ferromangan geeignet ist. Das karbonatische Manganerz kann mittels physikalischer Methoden nicht angereichert werden: zur chemischen Anreicherung wurde ein Aufschlussverfahren ausgearbeitet, welches die Abgase eines Kunstdüngerwerkes benutzt. Das pelletisierte und in reduzierender Atmosphäre geröstete Erz wird mit einem Gemisch von nitroshaltigen Gasen und Luft behandelt, worauf 60—70% des Mangangehaltes durch Auslaugen mit Wasser gewonnen werden kann. Aus der Lauge kann ein eisen- und phosphorfrees Mangankonzentrat mit ungefähr 50% Mangangehalt hergestellt werden.

Visnyovszky L.: Herstellung von Eisenschwamm..... 113

Die Herstellung von Eisenschwamm ist eigentlich eine Erzverhüttung ausserhalb des Hochofens ohne Hüttenkoks. Theoretischer Energieverbrauch und heimische Möglichkeiten der Eisenschwammerzeugung. Anreicherung der in Frage kommenden Erze. Zweistufige und absorptions-autokatalytische Theorie der Erzreduktion. Versuchsmässige Bestimmung der kürzesten Reduktionsdauer. Reduktion von Eisenerzbriketts im Koksstaub- und Kohlegemisch. Einfluss des Reduktions-Kohlenstoffes auf den C- und S-Gehalt des Eisenschwammes. Versuche zur Entwicklung eines kontinuierlichen Eisenschwamm-Ofens einer vertikalen Retorte. Beschreibung der Resultate des ausgearbeiteten Verfahrens. Verarbeitung des hergestellten Eisenschwammes auf Reineisen und Eisenpulver für pulvermetallurgische Zwecke.

STAHLERZEUGUNG

Ágotai B.: Versuche zur heimischen Erzeugung von Kohlenstoffelektroden für
Stahlwerke 127

Der Aufsatz beschreibt die Versuche, welche die Anwendbarkeit der heimischen Kohlenstoffelektroden im Elektroofen anstatt der ausländischen Graphitelektroden bewiesen haben.

Es wurde festgestellt, dass die heimischen Kohlenelektroden in elektrischer Hinsicht entsprechen, jedoch ungenügende Festigkeit aufweisen. Durch Abänderung der Fabrikationstechnologie kann das gesteckte Ziel erreicht werden.

Martin I.: Stahlherstellung mit Sauerstoff 131

Versuche mit dem Einblasen von reinem Sauerstoff, mit Sauerstoff angereicherter Luft und komprimierter Luft in den Siemens-Martin-Ofen haben gezeigt, dass die spezifische Ofenleistung um 10—15% ansteigt, gleichzeitig verschiedene metallurgische Vorteile und Qualitätsverbesserungen des Halbfabrikats (z. B. Erhöhung der Walzbarkeit) erzielt werden. Die angegebenen Versuchsergebnisse unterstützen die Zweckmässigkeit der Anwendung des Verfahrens.

Ágotai B.: Versuche mit Transformatorenblechen 142

Qualitätsverbesserung der warmgewalzten Bleche durch Desoxydation mit Aluminium, durch Einengung der Siliziumgrenze, durch Bestimmung der günstigen Walztemperatur, durch Einführung von Streckung im halbwarmen Zustand und durch Festlegung der Wärme-

behandlungsbedingungen. Bei den auf dieser Weise hergestellten Blechen konnten wesentlich günstigere Eisenverlust-, Füllfaktor- und Biegewerte gemessen werden. Änderung des Ausgangsmaterials oder der Legierung gab keine Resultate.

Durch Untersuchung der Walz- und Wärmebehandlungsverfahren konnte die Versuchs-Erzeugung von kaltgewalztem Trafo-Bandstahl gelöst werden.

Hajtó N. — Pálvölgyi J.: Zur Einsatzhärtung geeignete Sparstähle mit Mn- und Ti-Gehalt 148

Durch zahlreiche Versuche wurde festgestellt, dass in den Konstruktionsstählen die optimale Wirkung des Ti durch einen Ti-Gehalt ungefähr 0,1% erreicht wird.

Die ausgearbeiteten drei verschiedenen Mn-Ti-Einsatzstähle bedeuten einen weiteren Schritt zur Einsparung von ausländischen Legierungselementen. In diesen Stählen kann ausser Ni und Mo bereits auch Cr ersetzt werden.

Ágotai B.: Untersuchung von Sparstählen mit besonderen Eigenschaften 153

Versuche zur Feststellung der Eigenschaften von Ni-freien Austenitstählen mit Mn-, Cr-, Ti- und N₂-Gehalt. Auf Grund der durchgeführten Festigkeits- und Korrosionsuntersuchungen können diese Stahltypen nur in der Tiefkühlindustrie angewandt werden.

Agotai B.: Forschung von titanhaltigen Werkzeugstählen 157

Orientierende Versuche zum Reproduzieren der Eigenschaften von Schnellarbeitsstählen unter Einsparung von ausländischen Legierungselementen. Untersuchung des Einflusses des Titangehaltes bei konstantem C- und V-Gehalt, fallendem W-Gehalt und steigendem Cr-Gehalt. Die bei den mit obigen Zusammensetzungen durchgeführten Wärmebehandlungsversuchen erzielten besten Werkstoffe wurden Standzeituntersuchungen unterworfen. Den Messergebnissen zufolge konnte eine Werkzeugstahl-Qualität erreicht werden, welche aber den an Schnellarbeitsstähle gestellten Anforderungen nicht genügt hat.

Csepiga Z. — Martin I.: Untersuchung von Sparstählen mit hoher Kriechgrenze 162

Im Laboratoriumsmasstab wurde in Gegenwart von Mangan als Austenitbildner der Einfluss von Chrom, Wolfram und Titan auf die Kriechgrenze untersucht. Der Molybdängehalt kann durch Wolfram zur Gänze ersetzt werden, falls eine dem 2 bis 2,5-fachen des Molybdängehaltes entsprechende Wolframmenge zulegiert wird.

Auf Grund der Laboratoriumsresultate wurden aus einem Stahl der Zusammensetzung 0,10% C, 1,67% Cr, 0,42% V und 0,10% Ti betriebsmässig Dampfüberhitzer-Rohre hergestellt. Diese haben den Prüfvorschriften entsprochen und sind in Kraftwerk-Kessel eingebaut worden, wo sie seit mehr als fünf Jahren einwandfrei arbeiten.

Csepiga Z. — Martin I. Untersuchung des faserigen Bruches von Blechen 165

Es wurde der Einfluss der bei der Faserbildung auftretenden Faktoren und die Möglichkeit der Behebung der Faserigkeit untersucht. Den Versuchen zufolge wird das Auftreten der Faserstruktur in erster Reihe von der Korngrösse, sodann vom Schlackengehalt und der Ferritreihigkeit beeinflusst. Bei der Behebung der Faserigkeit hat die Korngrösse nur theoretische Wichtigkeit, weil eine Kornvergrößerung nötig wäre. Praktisch kommt die Verminderung der Schlackeneinschlüsse und der Ferritzeilen in Frage. Die Ferritzeiligkeit kann durch Wärmebehandlung vermindert oder auch ganz beseitigt werden.

- S z ü c s E.:** Herstellung von hartgezogenem Stahldraht (Klavierdraht) für Werkzeuge zum Lochen von Glimmer und Festlegung der Qualitätskennzahlen dieses Werkstoffes 168

Bei der Beurteilung der Qualität des zu Lochstanzen geeigneten Klavierdrahtes ist neben der Zusammensetzung und der innerhalb enger Grenzen festgelegten Festigkeit von den mechanischen Eigenschaften am meisten die Zähigkeit von Bedeutung. Diese kann am besten durch empirisch bestimmte Dehnungs- bzw. Torsionsmesszahlen ausgedrückt werden.

- Á g o t a i B.:** Werkzeug-Sparstähle 174

Orientierende Versuche zum praktischen Vergleich Ni-haltiger und Ni-freier Warmgesenkstähle ohne praktische Betriebsversuche. Auf Grund des angewandten neuen Prüfverfahrens — der Messung der Warmschlagfestigkeit und Härte — sind die verglichenen Stähle gleichwertig.

- S z ü c s E.:** Versuche zum Vorfrischen von Roheisen und zur Stahlherstellung im Konverter mit seitlichem Einblasen 177

In den Metallurgischen Werken »Lenin« wurden in einem zylindrischen Konverter Versuche zum Erblasen von Fertigstahl durchgeführt. Da die Luft nur mit einer kleinen und stetig wechselnden Schicht des Bades in Berührung war, stieg der Stickstoffgehalt des Bades nicht an, sondern blieb auf gleicher Höhe wie im Siemens-Martin-Ofen. Ein weiterer Vorteil bestand in der Möglichkeit des sicheren Frischens von Roheisen mit niedrigem Si-Gehalt. Die Futterhaltbarkeit war jedoch nicht ausreichend.

- P á l v ö l g y i J.:** Messung der wirklichen Temperatur des flüssigen Stahles 181

Das Einhalten der optimalen Bad- und Giesstemperatur hat sowohl im Martin-Ofen, als auch im Induktions- und Lichtbogenofen einen entscheidenden Einfluss auf die Qualität der Charge.

Im Interesse der Förderung der Qualität wurden in den Hüttenbetrieben entsprechende Messinstrumente erprobt und die den praktischen Anforderungen entsprechende Temperaturmessmethode wurde in den Betrieben eingeführt.

- Á g o t a i B. — C s e p i g a Z.:** Entwicklung einer Stahlsorte, welche eine dem Jenaer Glas 16/III entsprechende Wärmedehnung besitzt 190

Auf Grund der mit dem angegebenen Glas durchgeführten Wärmedehnungsmessungen wurde ein Ausgangsstahl gewählt. Durch Änderung von dessen Cr-Gehalt und Bestimmung der Glühtemperatur und Glühdauer des Stahles konnte ein Draht mit einer dem Glase gleichen Wärmedehnung hergestellt werden.

- C s e p i g a Z. — M a r t i n I.:** Kupferausscheidung in Weichstahl 192

Mit den gebräuchlichen mechanischen Messmethoden wurden Versuche durchgeführt, um den Einfluss der Kupferausscheidungen auf die Stahleigenschaften zu bestimmen. Bei höherem Kupfergehalt (über 0,64%) verursacht die ausgeschiedene Kupferphase eine Härtung.

Das Mangan vermindert diese härtesteigernde Wirkung der ausgeschiedenen Phase. Mittels eines neuen — auf magnetischer Messung beruhenden — Verfahrens können in Form eines »B. H.«-Produktes diejenigen magnetischen Änderungen gemessen werden, welche durch die bei der Phasenumwandlung auftretenden Ausscheidungen verursacht werden. Das Ausmass dieser Änderungen ist der Menge der ausgeschiedenen Phase proportional.

- Á g o t a i B.:** Schweissbarer Konstruktionsstahl mit min. 40 kg/mm² Fließgrenze 202

Es wurde der Einfluss verschiedener Desoxydationsmittel auf Stähle der Grundzusammensetzung MTA 50 und ST 52 untersucht. Die drei Desoxydationsmittel waren: Al, CaSiAl und SiZr. Auf Grund der Versuche wurden die günstigsten Fließgrenzwerte bei der Desoxydation mittels CaSi erreicht.

Pályölgyi J.: Versuche zur Herstellung von Invar..... 206

Die Versuche bezweckten die Herstellung von Werkstoffen mit kleiner Wärmedehnung zum Einbau in ein heimisches Wärmedilatations-Temperaturmessgerät.

Es wurden ausserdem auch Legierungen hergestellt, welche die gleichen Dilatationswerte aufwiesen, wie die Glas- und keramischen Werkstoffe, die in Elektronenröhren für Hochfrequenzapparate eingebaut werden.

**Ágotai B. — Martin I. — Szücs E.: Anwendung titanhaltiger Schlacken
im Elektro- und Siemens-Martin-Ofen 208**

Ein patentiertes Verfahren zur Stabilisierung der Treffsicherheit der Zulegierung von Ti wurde ausgearbeitet. Das Ausbringen von ungefähr 80% wird durch Bildung einer reduzierenden Schlacke erreicht. Ein weiterer Vorteil der Schlacke besteht darin, dass der S-Gehalt ebenfalls stark fällt.

**Ágotai B.: Untersuchung des Einflusses von Bor auf die mechanischen Eigen-
schaften des Stahles 211**

Der Gang der kritischen Untersuchung der mit Bor behandelten Einsatz- und Vergütungsstähle wird beschrieben. Die Versuchsergebnisse werden ohne Mitteilung der weitläufigen Versuchseinzelheiten zusammengefasst.

GIESSEREI

Körös B. — Varga F.: Walzwerkswalzen aus Gusseisen mit Kugelgraphit 221

In drei von den vier heimischen Walzengiessereien und später fortlaufend in zweien wurden Versuche zur Herstellung von Hartgusswalzen und Sandguss-Walzen durchgeführt. Die Versuche und die Walzenerzeugung erstreckten sich auf gekühlte Walzwerkswalzen, auf gekühlte und warme Blechwalzen sowie andere grosse Hartgusswalzen. Die sandgegossenen Walzen können die frühere dreiviertel- und halbharte sowie die sogenannte Halbstahlqualität ersetzen. Zur Verhinderung der Graphitfleckigkeit und Porigkeit, die bei den mit Mg-Behandlung hergestellten Walzen auftrat, wurden Legierungsversuche durchgeführt.

Chapó E.: Versuche mit schwarzem Temperguss 251

Beschreibung von Versuchen zur Bestimmung der Glühkurve für schwarzen Temperguss, welche die Sicherung des optimalen Festigkeitswertes bei dem aus dem Kupolofen gegossenen Temperguss bezweckten. Bestimmung desjenigen C + Si%-Gehaltes und des Mn/S-Verhältnisses, welche die günstigsten Festigkeitswerte ergeben. Halbbetriebs- und Betriebsversuche zur Beseitigung des die Dauer der Wärmebehandlung ungünstig beeinflussenden Cr-Gehaltes durch Behandlung mit FeB. Untersuchung des Einflusses verschiedener Legierungselemente (Al, B, Ti, FeSi und CaSi) auf die Festigkeitswerte. Das Schnelltempern im Salzbad. 60-stündige betriebsmässige Wärmebehandlung in neutraler Gasphase in einem elektrischen Elevator-Gastemperofen heimischer Erzeugung.

Varga F.: Kupolofenversuche 283

Der Gebläsewind wurde in einem an einen Betriebskupolofen angebauten, mit gesonderter Brennstoffzugabe beheizten Wärmeaustauscher vorgewärmt und Versuche durchgeführt, welche die technischen und metallurgischen Vorteile des Heisswind-Kupolofens bewiesen haben. Auf Grund der Versuche hat man die Einfuhr eines zeitgemässen Heisswind-Kupolofens beantragt, und jener arbeitet seither in völlig zufriedenstellender Weise im Betrieb.

Die Versuche und die betriebsmässige Erzeugung im basischen Kupolofen haben dessen metallurgische Vorteile erwiesen, wobei auch wirtschaftliche Vorteile geboten werden.

V a r g a F.: Das modifizierte Gusseisen 299

Im halbbetrieblichen Masstab wurden Versuche angestellt, um die Treffsicherheit zu bestimmen, mit welcher die einzelnen Qualitätskategorien durch Modifikation mittels FeSi oder CaSi hergestellt werden können. Es wurde bewiesen, dass bei Zugabe von Stahlschrott nach der Normvorschrift MSZ 5729-52 und innerhalb der vorgeschriebenen Zusammensetzung die gewünschte Festigkeit erreicht werden kann. Das Modifizieren mit CaSi gibt sicherere Erfolge. Die Versuche mit doppelter Modifizierung, welche zur prinzipiellen Orientierung dienten, haben gezeigt, dass die Streuung der Festigkeitswerte mit entsprechender doppelter Modifizierung (mit karbidstabilisierenden und graphitbildenden Zugaben) verringert werden kann.

Im Eisenbahnbetrieb haben die im Zusammenhang mit den Verschleisseigenschaften des modifizierten Gusseisens durchgeführten Versuche ergeben, dass der Verschleiss der mit CaSi modifizierten Klötze um ungefähr 33% günstiger war, als derjenige der gewöhnlichen Bremsklötze.

Den Lauge- und Säurewiderstandsversuchen zufolge ist die Haltbarkeit gegen Säuren und Laugen mit der Verfeinerung des Graphits und der Erhöhung der Festigkeit ebenfalls besser geworden. Das mit CaSi modifizierte Gusseisen ist meistens erhöht widerstandsfähig, als das mit FeSi modifizierte.

K ö r ö s B.: Haltbarkeit der Stahlwerkskokillen 325

Die Frage der Haltbarkeit der Stahlwerkskokillen ist in Ungarn seit ungefähr 20 Jahren Gegenstand der Giessereiforschung, folglich ist es verständlich, dass dies eines der Grundaufgaben der giessereitechnischen Abteilung des Institutes wurde. Dabei hat man sich besonders mit giessereitechnischen und metallurgischen Beziehungen dieses vielseitigen Problems befasst wie z. B. mit der versuchsmässigen unmittelbaren Herstellung aus Bauxit-Roheisen bzw. aus Pyritabbrand-Roheisen, mit der Modifikation mittels FeSi und CaSi: die Verbesserung der Behandlungsart im Stahlwerk und einige Fragen der Gusstruktur wurden ebenfalls behandelt.

H a j t ó N. — V a r g a F.: Gusseisensorten ohne importierte Legierungsbestandteile 342

Die laboratoriumsmässigen und halbbetrieblichen Versuche dienten zur Untersuchung des Einflusses, welchen der Aluminium-, Mangan- und Siliziumgehalt auf die Mikrostruktur des Gusseisens mit und ohne Magnesiumzugabe ausübt. Es wurden die Grenzzusammensetzungen bestimmt, innerhalb welcher ein nadeliger und austenitischer Grundstoff auftritt. Es wurden Versuche zur Zerlegung des Zementits der mit weissem Bruch erstarrenden Schmelzen mittels Wärmebehandlung durchgeführt.

N á n d o r i G y.: Die Oberflächenoxydation des flüssigen Gusseisens 382

Die Untersuchungen lieferten neue Beiträge zur Erklärung der beim Schmelzen und Giessen des Gusseisens auftretenden Erscheinungen, welche für den Praktiker wichtige Hinweise geben. Die Ergebnisse der Versuche können kurz folgendermassen zusammengefasst werden:

1. Es besteht ein enger Zusammenhang zwischen der Zusammensetzung des flüssigen Gusseisens und der an der Oberfläche des Gusseisens gebildeten Silikatschlacke. Der Mn- und Al-Gehalt des Bades hat den grössten Einfluss auf die Zusammensetzung der Silikatschlacke.

2. Wenn im flüssigen Gusseisen der Mn-Gehalt sinkt, bildet sich an der Oberfläche eine reaktionsfähige Silikatschlacke mit hohem Fe-Gehalt, welche in hohem Masse zur Oberflächenporosität der Gusstücke beiträgt.

3. Durch Zugabe von 0,01—0,03% Al zum Gusseisen wird die Reaktionsfähigkeit der Silikatschlacke stark verringert. Das Al soll mit dem Einsatz zusammen in den Kupolofen gesetzt werden, weil sonst die gleichmässige Zulegierung nicht gewährleistet werden kann. Eine allzu grosse Zugabe von Al sollte vermieden werden, allzu grosse Mengen von Al (0,10%) im flüssigen Gusseisen verursachen Gasporigkeit bei den in nasse Formen gegossenen Gusstücken.

4. Zugabe von Al ist besonders bei den Gusseisentypen Öv. 18 und Öv. 00 zu empfehlen, weil das Mn/Si Verhältnis hier am kleinsten ist und die grösste Möglichkeit des Anfallens von Gusstücken mit Oberflächenporosität besteht.

In den Gusseisäntypen Öv 26. und Öv 22 kann die Reaktionsfähigkeit der Silikatschlacken durch Impfmateriellen mit kleinem Al-Gehalt (FeSi, CaSi) vermindert werden. Dieser Umstand bedeutet einen weiteren Vorteil des Impfverfahrens.

5. Auf Grund der Oberflächenfiguren der auf dem flüssigen Gusseisenbad gebildeten Silikatschlacke ist es möglich, den Si- und Mn-Gehalt des flüssigen Gusseisenbades schätzungsweise zu bestimmen.

ABTEILUNG FÜR SPEZIALWERKSTOFFE

P a p p J.: Entwicklungsrichtungen der Eisen-Nickel-Legierungen mit hoher Permeabilität 393

Die Fe-Ni-Werkstoffe (45% Ni, Rest Eisen), das Permalloy-B und die Fe-Ni-Mo-Werkstoffe (78,5% Ni, 3,8% Mo, Rest Eisen) gehören zur Gruppe der magnetisch weichen Werkstoffe mit sehr hoher Permeabilität. Durch ihren Gebrauch können wesentlich kleinere, leichtere und zeitgemässere meldetechnische und sonstige Schwachstrom-Einrichtungen gefertigt werden, als mit den bisherigen Werkstoffen.

Die wichtigsten Anwendungsgebiete sind: fernmeldetechnische Nieder- und Hochfrequenztransformatoren, Impulstransformatoren, Filter, Drosselspulen, empfindliche Signalfänger, Messinstrumente, Spannungs- und Stromwandler, magnetische Verstärker, Abschirmdeckel.

Im Ausland werden diese und ähnliche magnetisch weiche Werkstoffe mit hoher Permeabilität im Vakuum gegossen. Es wurde ein Verfahren ausgearbeitet, mit welchem den im Vakuum geschmelzenen Werkstoffen in magnetischer Hinsicht gleiches und den Qualitätsanforderungen des Weltmarktes entsprechendes Permalloy-B und Permalloy-C Band hergestellt werden kann. Das Verfahren besteht in der Anwendung einer Glasschlackendecke und einer Spülung mit Edelgasen in einem gewöhnlichen Mittelfrequenz-Induktionsofen und in der Zugabe von wenig Aluminium.

P a t a k i B.: Magnetisch weiche Ferrite 403

Die Ferrite — eine neue Gruppe von keramischen Materialien — gehören seit einem Jahrzehnt zu den Grundstoffen der Meldetechnik. Die heimische Forschung der magnetisch weichen Ferrite wurde im Jahre 1954 in Angriff genommen. Es wurden Ferrite auf Mn-Zn und Ni-Zn-Basis hergestellt. Jene mit einer Anfangspermeabilität von 600 und 850 wurden auf Mn-Zn-Basis und vier Typen mit einer Anfangspermeabilität von 20—200 auf Ni-Zn-Basis hergestellt.

Die Eigenschaften und Verlustzahlen der erzeugten Typen sind denjenigen der ausländischen Typen mit entsprechender Permeabilität gleich. Die Arbeit enthält Vergleichstabellen mit Aufzählung der Eigenschaften der Ferrite und Diagramme, welche die heimischen neuen Ferrittypen charakterisieren. Die Versuche wurden im Jahre 1955 abgeschlossen.

Auf Grund der Forschung begann im Jahre 1957 die betriebsmässige Erzeugung in einem Werke.

S o l y m á r J.: Ferrite mit quadratischer Hysteresisschleife 412

In dem Dreikomponentensystem $MgO-MnO-Fe_2O_3$ gibt es Zusammensetzungen, welche durch sogenannte »quadratische« Hysteresisschleifen charakterisiert sind. Diese Gruppe von Ferriten ist besonders für elektronische Rechenmaschinen zur Speicherung von Impulsen geeignet, wo sie also die Rolle eines »magnetischen Gedächtnisses« spielen.

Mit dem Thema »Ausarbeitung von Ferritwerkstoffen für magnetische Gedächtnisschaltungen« haben wir uns im Jahre 1957 befasst. Im Laufe unserer Versuche haben wir Werkstoffe hergestellt, deren Eigenschaften den Daten der ausländischen, den Anforderungen entsprechenden Werkstoffe gleich waren. Die Versuche wurden im Jahre 1958 fortgesetzt und im Laufe des Jahres hat die kibernetische Forschungsgruppe der Ungarischen Akademie der Wissenschaften in die im Bau befindliche elektronische Rechenmaschine die von uns hergestellten Gedächtnisringe eingebaut.

Die Arbeit beschreibt die Kriterien der quadratischen Hysteresiskurve, die entsprechenden Zusammensetzungsgebiete im $\text{MgO-MnO-Fe}_2\text{O}_3$ -System. Die Resultate sind in Tabellen und Diagrammen zusammengefasst.

Pataki B.: Isotrope Bariumferrit-Magneten 426

Der in der ganzen Welt fühlbare Nickel- und Kobaltmangel hat die Forscher dazu veranlasst, permanente Magneten ohne strategischen Rohstoff-Gehalt auszuarbeiten. Aus diesem Grund hat sich die Aufmerksamkeit den Oxydmagneten zugewendet.

Die Bariumferrit-Magneten enthalten Eisenoxyd und Bariumkarbonat, also zur Gänze heimische Rohstoffe.

Sie besitzen folgende vorteilhafte Eigenschaften: eine hohe Koerzitivkraft von 1500 Oe, welche die Unempfindlichkeit den Entmagnetisierungsfeldern gegenüber gewährleistet; eine niedrige Wichte und einen spezifischen Widerstand von 10^8 Ohm cm, welcher die Anwendung der Magneten selbst in Hochfrequenzfeldern ermöglicht. Im Laufe der heimischen Versuche und der betriebsmässigen Einführung konnte eine den ausländischen Resultaten entsprechende Gütezahl von $0,8 \cdot 10^6$ G. Oe erreicht werden.

Szakács G.: Untersuchung des Zusammenhanges zwischen der Korngrösse der keramischen Plättchen und den Schneideigenschaften 432

Die verschiedenen Korngrössen- und Kornverteilungs-Aufnahmenserien beweisen die Wichtigkeit der mikroskopischen Untersuchung.

Das bei der Schneidspitze ausgeschnittene kleine Plättchen ist für das ganze Plättchen charakteristisch.

Es konnte festgestellt werden, dass die Korngrösse und Härte nur miteinander zur Orientierung brauchbare Werte ergeben.

Auf Grund der untersuchten ausländischen Plättchen und der im Laboratorium und im halbbetrieblichen Massstab hergestellten heimischen Plättchen konnte man feststellen, dass die Korngrösse der guten Plättchen $\varnothing < 1,3 \mu$, ihre Härte $\text{HR}_{\text{amin}} > 85$ beträgt. Wie die Abbildungen bezeugen, kann der Zustand der Schneidkante recht eindeutig charakterisiert werden.

Es konnte festgestellt werden, dass es keine völlig fehlerfreie Kanten (ohne abgesplitterte Teilchen) gibt. Die gleichmässigste Kante kann durch Schleifen mit einer Diamantscheibe hergestellt werden. Mit einer SCZ-Scheibe ist es nicht gelungen, ein achtkantiges Plättchen in gleichmässiger Qualität herzustellen. Die Versuche haben bewiesen, dass beim Schlichten, der Freiflächenverschleiss des Plättchens, durch die verschiedenen Schleifmethoden nicht wesentlich beeinflusst wird. Beim Schrappen ist die Art des Schleifens ebenfalls nicht von Wichtigkeit für den Freiflächenverschleiss des Plättchens, die Geometrie der Kante ist jedoch wesentlich.

Pogány T.: Einfluss der Sinterdauer und Sintertemperatur auf die Eigenschaften der keramischen Schneidplättchen 458

Die Schneidfähigkeit der aus einem bestimmten Werkstoff hergestellten keramischen Plättchen kann über die Festigkeit und Verschleissfestigkeit — unter Inachtnahme der Porosität und Kornvergrößerung — mit der Wichte in Zusammenhang gebracht werden. Bei den untersuchten Plättchen aus reinem Al_2O_3 wurde die Schneidfähigkeit durch eine Wichte von $\gamma = 3,80-3,87 \text{ g/cm}^3$ gewährleistet. In dem auf Grund unserer Versuche zusammengestellten Sinterdauer-Sintertemperatur-Diagramm haben die zu den beiden Wichtewerten gehörigen Punkte zwei kontinuierliche Kurven ergeben. Das durch die Kurven begrenzte Gebiet ist die Zone des »guten Ausbrennens«. Mit dem Anstieg der Sinterdauer ist die nötige Brenntemperatur ganz eindeutig abgefallen. Man konnte auch feststellen, dass die untere Brenntemperaturgrenze stärker absinkt, als die obere; also ist das Temperaturintervall des »guten Ausbrennens« bei längerer Brenndauer grösser.

SCHWEISSABTEILUNG

- Flieger N. — Gyenes J.: Resultate der zehnjährigen Zusammenarbeit des Eisenforschungsinstitutes und der Elektrodenfabrik Csepel (Erweiterung der Elektrodenauswahl) 471**

Art und Gebiet der Zusammenarbeit zwischen dem Eisenforschungsinstitut und der Elektrodenfabrik Csepel. Resultate der ersten Jahre auf dem Gebiet der bei Konstruktionsstählen angewandten Bindeelektroden. Weiterentwicklung der Bindeelektroden, mengenmässige Einführung der Schweisselektroden mit basischem Überzug in den Gebrauch. Entwicklung von warmfesten Schweisselektroden vom Chrom-Molybdän- und Schnellarbeitsstahl-Typ mit Überzugslegierung. Herstellung von halbwarm schweisenden Gusseisenelektroden zum Schweissen von Gusseisen. Zahlenmässige Resultate der wesentlicheren Arbeiten der Arbeitsgemeinschaft.

- Zorkóczy B.: Das Auftragschweissen von Werkzeugen 475**

Die Ausbesserung und wirtschaftliche Fertigung von hochlegierten Werkzeugen bedeutet eine grosse Einsparung für die Volkswirtschaft. Die Arbeit fasst die Resultate einer diesbezüglichen Forschungsarbeit zusammen. Es werden die Daten der zu diesem Zweck entwickelten Elektroden mit Überzuglegierung sowie die bei der Auftragsschweisstechnologie der Werkzeuge angewandten Wärmebehandlungs- und Schweissverfahren beschrieben. An konkreten Anwendungsbeispielen werden die Ausbesserungs- und wirtschaftlichen Fertigungsverfahren für Kaltstanz- und Formwerkzeuge, Schneidwerkzeuge, Warmgesenke und Abkratwerkzeuge beschrieben.

- Molnár L.: Elektrode und Schweissverfahren zur halbwarmen Lichtbogen-schweissung von Gusseisen 509**

Die vom Standpunkt des Schweissens wesentlichen physikalischen und metallographischen Eigenschaften des Gusseisens. Charakterisierung der verschiedenen Gusseisen-Schweissverfahren. Metallurgische Grundlagen der Ausarbeitung der neuen Lichtbogen-Schweisselektrode, Festigkeitswerte der geschweissten Bindung und der Schweissraupe der neuen Elektrode. Schweissttechnologie für die neue EÖVK. 1 Elektrode.

- Molnár L.: Ausbildung einer wirtschaftlich arbeitenden Düse zum Flammenschnneiden 514**

Analyse der den Sauerstoffverbrauch beeinflussenden Faktoren. Betrachtungen zur Bestimmung der Düsengestalt. Vergleich der mit der neuen Düse erzielten Leistungssteigerung und Wirtschaftlichkeit mit der zylindrischen Düse. Anwendbarkeit der neuen Düse bei Einrichtungen für Hand- und Maschinenschnneiden.

- Hajagos F.: Örtliche Vorwärmung und Spannungsfrei-Glühung von Schweissraupen mit Infrarotstrahlung 519**

Wirtschaftlichkeit und Kontrollmöglichkeiten der Infrarostrahlung. Konzentrierbarkeit der Erhitzung.

Verteilungsmöglichkeiten von Flachstrahlern der Gestalt und den Abmessungen des Arbeitsstückes entsprechend.

Betriebsbeispiele für die Anwendung von Strahlern an verschieden grossen Werkstücken.

- Neményi R.: Einrichtung zum Flammehärten grosser Oberflächen 526**

Grossbetriebliche Anwendung des Verfahrens und der Einrichtung zum Härten der Zapfen von Kurbelwellen. Daten über die Härtergebnisse der Bestandteile einiger Maschinentypen. Vergleich von Einrichtungen verschiedener Konstruktion.

Szegedi Vargha J.: Zeitgemässe Werkzeug-Herstellungsmethoden 531

Zusammenstellung einer Legierung mit niedrigem Schmelzpunkt zur Herstellung von Blechform-Werkzeugen für Kleinserien-Fertigung und Beschreibung des Ausgiessverfahrens. Fertigung einer Schnittplatte und der Stempelführung durch Giessen unter Anwendung des Schneidstempels. Fertigung von Blechziehwerkzeugen mit Epoxy-Kunstharz.

Szegedi Vargha J.: Das Auftragschweissen von Walzen 535

Fertigung und Ausbesserung von Walzwerkswalzen mittels Auftrags-Lichtbogen-schweissung. Zusammenstellung der Schweisseinrichtung. Zusammensetzung und Kornverteilung des auf keramischem Weg hergestellten Deckpulvers, welches auch die Chrom- und Wolfram-Legierungsbestandteile enthält. Charakteristische Daten der Auftragschweissung mit Kohlenstoffelektrode und keramischem Deckpulver. Art der Walzenvorwärmung und Warmhaltung. Vorbereitung der Walzenoberfläche und Auftragen der Schweissraupe. Zusammensetzung und Härte der Schweissraupe. Einfluss des erhöhten Kohlenstoffgehaltes auf die Verschleissfestigkeit der Walzen. Weitere Forschungsrichtungen.

Molnár L.: Untersuchung der Schweissbarkeit eines Cr-Mo-Konstruktionsstahles für Hochdruck- und Hochtemperaturanwendungen und Ausarbeitung der Schweissttechnologie 545

Cr-Mo-Werkstoff zur Anwendung in den Einrichtungen der im Bau befindlichen neuen heimischen Hochleistungs-Dampfkraftwerken. Untersuchung der Schweissbarkeit des neuen heimischen warmfesten Werkstoffes. Entwicklung einer Elektrode zur Lichtbogen-Handschweissung. Schweissttechnologie im Betrieb. Konstruktionsprinzipien zur geeigneten Ausbildung der aus dem neuen Werkstoff herzustellenden Schweisskonstruktionen vom schweissttechnischen Standpunkt. Ausführliche Anweisungen zur Wärmebehandlung, zur Kontrolle des Arbeitsganges, der Schweissung und zu Arbeitsschutz-Vorschriften.

Nagyenyedi J.: Schweisstähle mit hoher Fließgrenze 562

Das Institut hat einen schweisbaren Mn-Ti-Al-Stahltyp mit hoher Fließgrenze entwickelt, der zur heimischen Fertigung von Konstruktionen leichteren Gewichtes geeignet ist. Es wurden die grundlegenden Fertigungsbedingungen, die Technologie und die technischen Anforderungen bestimmt. Aus der laboratoriumsmässigen Chargenfertigung wurde die Herstellung von 80-Tonnen-S.-M.-Chargen entwickelt. Beschreibung der charakteristischen Daten des Stahles, welche in Hinsicht auf die Konstruktion und Fertigung von Schweisskonstruktionen mit statischer und dynamischer Inanspruchnahme untersucht worden sind. Es wurden auch die Grundbedingungen der Weiterentwicklung des Stahles festgelegt.

MATERIALPRÜFUNG

Mester I.: Zerstörungsfreie Kontrolle der Werkstoffqualität auf Grund der Mikrostruktur 571

Aus der Mikrostruktur von Metallkörpern kann auf ihre wichtigsten Eigenschaften gefolgert werden. Durch die praktische Verwirklichung dieser Erkenntnis konnte eine rasche, zerstörungsfreie Prüfmethode entwickelt werden, wie sie mit den früheren Verfahren nicht möglich war. Es ist zur Prüfung eines Werkstückes meist genügend, die Oberfläche des Prüfkörpers an einigen Stellen in einem dem Blickfeld des Mikroskops entsprechenden Umfang von 2 bis 3 mm vorzubereiten. Die Vorbereitung kann teils durch mechanische, teils durch elektrolytische Behandlung ohne Zerstörung des Prüfkörpers einfach ausgeführt werden.

Mit dieser Methode und der entsprechenden Einrichtung kann man entweder Werkstücke einer Serienfertigung einzeln, oder grosse Werkstücke im Betrieb einfach, billig und zerstörungsfrei untersuchen.

S z o m b a t f a l v y Á.: Magnetische Untersuchung von gerösteten Erzen 580

In den Eisenerzanreicherungsbetrieben ist zur Kontrolle der Güte des Röstvorganges ein Prüfverfahren nötig, welches mit einer einfachen Einrichtung unter Betriebsbedingungen den im gerösteten Erz vorkommenden Anteil an magnetisierbarer Phase rasch bestimmen kann. Aus dieser Messung kann auf die Güte der Röstung gefolgert werden. Es wurde ein Prüfverfahren entwickelt, welches mit Hilfe des Siemens'schen »Ferrograph« in wenigen Minuten durchgeführt werden kann. Der erhaltene Zahlenwert ist der Magnetisierbarkeit des Erzes, also dem im magnetischen Separator abgeschiedenen Anteil proportional.

Beschreibung des Messprinzips, praktische Ausführung, Resultate.

S z o m b a t f a l v y Á.: Untersuchung des Curie-Punktes von Eisen-Nickel-Legierungen 581

Zur genauen Bestimmung des Curie-Punktes von Legierungen hat man bisher die magnetische Waage benutzt welche mehrere Nachteile aufweist. Unter Anwendung der bekannten physikalischen Eigenschaften haben wir ein neues Messverfahren ausgearbeitet und eine entsprechende Einrichtung entwickelt. Die Einrichtung ist völlig gekapselt, mit automatischer Registrierung und zu Betriebsmessungen geeignet.

Beschreibung der Einrichtung, prinzipielle und detaillierte Arbeitsweise, Messresultate.

F u c h s E.: Durch Erhitzung verursachte Dimensionsänderungen in vakuum-technischen Stromdurchleitungsdrähten 589

In die Glaswand von vakuumtechnischen Geräten wird zur Durchleitung des elektrischen Stromes meistens ein ungefähr 42% Nickel enthaltender Eisen-Nickel (Dumet) Draht eingelötet, der mit einem Kupfermantel versehen ist, um sich dem Dilatationsverhalten des Glases besser anzunähern.

Man konnte feststellen, dass die durch das Erhitzen verursachte Dimensionsänderung selbst bei Dumetdrähten von anscheinend gleicher chemischer Zusammensetzung nicht unbedingt gleich ist; die chargenweise Bestimmung der nötigen Dicke des Kupfermantels kann also nicht vermieden werden.

Die nötige Dicke des Kupfermantels wurde bisher durch langwierige und kostspielige Fertigungsversuche bestimmt. Anstatt dessen wurde eine neue Methode ausgearbeitet. Die Dicke des Kupfermantels wird auf Grund von theoretischen Betrachtungen aus der in der Längsrichtung gemessenen Dilatation des Dumet-Drahtes ohne Fertigungsversuche unmittelbar bestimmt.

S z o m b a t f a l v y Á.: Bestimmung des Restaustenits durch ein magnetisches Verfahren 596

Beschreibung der zu den Messungen angewandten magnetischen Waage. Bestimmungsmethode der Sättigungsmagnetisierung. Zusammenhang zwischen der Sättigungsmagnetisierung und dem Austenitgehalt des Stahles. Ältere magnetische Bestimmungsverfahren für Restaustenit. Beschreibung des im Eisenforschungsinstitut ausgearbeiteten magnetischen Verfahrens zur Bestimmung von Restaustenit.

S z o m b a t f a l v y Á.: Bestimmung der Umwandlungskurven von Stählen 598

Eine neue Einrichtung wurde entwickelt, um die isotherme Umwandlung von Stählen zu untersuchen und die Umwandlungskurven zu bestimmen. Der in den austenitischen Zustand geglühte Probekörper von 4 mm Ø und 40 mm Länge ist in einem Salzbad von konstanter Temperatur untergebracht, welches in einem Magnetfeld von wechselnder Richtung liegt. In der den Probekörper umgebenden Spule wird eine der magnetischen Intensität — also dem Anteil der ferromagnetischen Phase — proportionale Spannung induziert. Der Austenit ist paramagnetisch, seine Zerfallprodukte sind jedoch ferromagnetisch, also steigt die in der Messspule induzierte Spannung mit dem Zerfallgrad des Austenits rasch an.

Fuchs E.: Bestimmung des Austenitgehaltes von gehärtetem Stahl mittels einer Röntgendiffraktionsmethode 607

Es wurde eine von der chemischen Zusammensetzung des Stahles weitgehend unabhängige Beziehung zur Bestimmung des Restaustenitgehaltes von gehärteten Stählen mittels einer Röntgendiffraktionsmethode entwickelt. Aus den Röntgendiffraktionsaufnahmen kann der Austenitgehalt der Probe anstatt der bisherigen halben Stunde in ein bis zwei Minuten bestimmt werden.

Das Verfahren wurde mit photographischer und diffraktometrischer Registrierung ausgeführt. Das Problem der Messgenauigkeit wurde ausführlich behandelt.

Fuchs E.: Röntgendiffraktometrische Bestimmung der Korngrösse von Aluminiumoxyd 619

Vom Standpunkt der Fertigung und Anwendung von Kunstkorund-Werkzeugen sind die Abmessungen der darin enthaltenen Körner von wesentlicher Bedeutung. Es wurde festgestellt, dass die Korngrösse aus den Röntgen-Rückstrahlaufnahmen ohne Vorbereitung der Probe, also auf zerstörungsfreie Art bestimmt werden kann. Die Korngrösse wird durch Berechnung theoretisch oder auf Grund von Etalonaufnahmen durch Vergleichen bestimmt.

Fuchs E.: Eine neue Methode zur unmittelbaren mikroskopischen Untersuchung von elektrolytischen und Korrosionsvorgängen 625

Zur unmittelbaren mikroskopischen Untersuchung von elektrolytischen und Korrosionsvorgängen haben wir ein Reichert MeF-Metallmikroskop mit speziellen Untersuchungsgefässen ausgerüstet. Die eventuell gebildeten Gasblasen oder anderen Nebenprodukte werden durch die strömende Flüssigkeit weggespült; durch die Bewegung der Flüssigkeit kann auch ihre konstante Zusammensetzung gewährleistet werden.

Mit einer Kleinbildkamera hergestellte Mikroaufnahmen zeigen den elektrolytischen Polier- und Ätzworgang einer Stahlprobe. Das Verfahren kann sinngemäss auch mit einem anderen Mikroskop ausgeführt werden. Dieses Prinzip wird z. B. in dem heute unter dem Namen Elypovist bekannten Gerät der Zeiss-Werke in Jena angewandt, welches fast drei Jahre nach dem Erscheinen unserer Resultate beschrieben wurde.

CHEMISCHES LABORATORIUM

Sajó I.: Schnellanalyse von Stahlwerksschlacken 637

Eine Schnellmethode zur Analyse von Stahlwerksschlacken wird beschrieben. Sie besteht in einem Schnellaufschluss der Schlacken mit KOH und der volumetrischen Bestimmung der einzelnen Komponenten. Dem Verfahren zufolge werden Kieselsäure und Phosphor alkalimetrisch, das Eisen, Aluminium, Mangan, Kalzium und Magnesium komplexometrisch und der Schwefel jodometrisch bestimmt.

Répas P.: Schnellanalyse von Magneten 661

Nach dem beschriebenen Verfahren wird die Analyse von magnetisch harten und weichen Ferriten durch eine kombinierte Anwendung der Abtrennung mittels des Ionentausch-Prinzips und der Komplexometrie ausgeführt. Die Metallionen werden mit einem Anionenaustausch-Kunststoff mit quaternärer Ammoniumbase abgetrennt und dann werden die einzelnen Ionen mit ÄDTA titrimetrisch bestimmt und zwar das Mangan in Gegenwart eines V-Komplexonat-Diphenylkarbazon-Indikatorsystems, das Eisen mit Sulfosalzylsäure, das Zink mit Xylenolorange, das Magnesium mit Eriochromschwarz, das Barium mit Thymolphthalexon als Indikator.

**G e g u s E.: Analyse von Schlacken, Erzen und Stahleinschlüssen mittels Emissions-
Lösungs-Spektralanalyse 668**

Zur Schnellanalyse von Hochofen- und Martinschlacken wurde ein lösung-spektral-analytisches Verfahren ausgearbeitet. Die Analysenproben werden in einer Silberschale mit der 30-fachen Menge von Kalilauge aufgeschlossen, die mit Salzsäure angesäuerte Lösung wird mittels des Zerstäubeverfahrens mit durchbohrter Elektrode untersucht nach Zugabe von Kobalt als Bezugselement. Die Zusammensetzung der Schlackenproben wurde auf Grund von Kalibrationskurven bestimmt, die mit synthetischen Vergleichslösungen hergestellt wurden. Die Bestimmungsdauer von sechs Komponenten (SiO_2 , FeO , MgO , MnO , Al_2O_3 , CaO) beträgt mit dem Schnellverfahren ungefähr 40 Minuten.

Zur Analyse von Eisenerzen wurde dasselbe Verfahren mit entsprechenden Vergleichslösungen angewandt. Bariumsulfathaltige Erze wurden mit einem alkalischen reduzierenden Aufschlussverfahren in Lösung gebracht.

Das Schlackenanalysenverfahren wurde auch auf die Analyse der aus Stählen isolierten Einschlüsse angewendet. Die kleine Einschlussmenge wurde mit 60-facher Laugenmenge aufgeschlossen und mit Hilfe geeigneter Vergleichslösungen analysiert.

Die Genauigkeit der Bestimmungsmethoden und die bei der Analyse auftretenden störenden Einflüsse sowie deren Beseitigung wurden ebenfalls untersucht.

**R é p á s P.: Die Anwendung der Komplexometrie in der Schnellanalyse der
Ferrolegierungen 680**

Komplexometrische Analysenverfahren zur Bestimmung des Mn-Gehaltes von Ferromangan, des B-Gehaltes von Ferrobor, des V-Gehaltes von Ferrovanadium, des Ca-Gehaltes von CaSi werden beschrieben. Diese Verfahren sind in Hinsicht auf Genauigkeit den bisherigen Verfahren völlig gleichwertig, sie sind aber wesentlich rascher.

Es wird auch ein neues Verfahren zur Bestimmung des W-Gehaltes von Ferrowolfram mittels Oxychinolin beschrieben, bei welchem das ÄDTA als Maskierungsmittel angewandt wird.

A kiadásért felelős
DR. VERŐ JÓZSEF
intézeti igazgató

✱

Szerkesztette
CHAPÓ ELEK

✱

Műszaki szerkesztő
SZÖLLŐSY KÁROLY

✱

A kézirat nyomdába érkezett: 1963. IV. 5.
Példányszám: 400 — Terjedelem: 64,5(A5) ív

✱

63.56740 — Akadémiai Nyomda Budapest
Felelős vezető: BERNÁT GYÖRGY