Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1

PROCESSING COPY

C-O-N-F-I-D-E-N-T-I-A-L | SEE BOTTOM OF PAGE FOR SPECIAL CONTROLS, IF ANY

# INFORMATION REPORT

PREPARED AND DISSEMINATED BY

CENTRAL INTELLIGENCE AGENCY

This material contains information affecting the National Defense of the United States within the meaning of the Espionage Laws, Title 18, U.S.C. Secs. 793 and 794, the transmission or revelation of which in any manner to an unauthorized person is prohibited by law.

25X1

COUNTRY: Poland

SUBJECT: Prof Smolinski's 1956 Polish Language Work, "Zasady Wzmacniania" (Principles of Amplification)

DATE DISTRIBUTED: 19 Mar 58

25X1

NO. OF PAGES: 2

NO. OF ENCLS.:

SUPPLEMENT TO REPORT #:

25X1

THIS IS UNEVALUATED INFORMATION

25X1

25X1

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

DISTRIBUTION | STATE | ARMY | NAVY | AIR

NOFORN | NO DISSEM ABROAD | LIMITED

LIMITED: Dissemination limited to full-time employees of CIA, AEC and FBI; and, within State and Defense, to the intelligence components, other offices producing NIS elements, and higher echelons with their immediate supporting staffs. Not to be disseminated to consultants, external projects or reserve personnel on short term active duty (excepting individuals who are normally full-time employees of CIA, AEC, FBI, State or Defense) unless the written permission of the ori

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1

Page Denied

Next 1 Page(s) In Document Denied

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1

ARCHIWUM ELEKTROTECHNIKI

ODBITKA Z ZESZYTU 1 — TOM I — 1952

621.318.322 : 621.318.24.042.1.0042 : 538.21

A. SMOLIŃSKI

# Wpływ pierwszego magnesowania na przenikalność magnetyczną

ВЛИЯНИЕ ПЕРВИЧНОГО НАМАГНИЧИВАНИЯ НА МАГНИТНУЮ ПРОНИЦАЕМОСТЬ

EFFECT OF INITIAL MAGNETIZATION UPON PERMEABILITY

WYDAWNICTWO
ZAKŁADU BADANIA DRGAŃ I ZAKŁADU ELEKTRONIKI
POLSKIEJ AKADEMII NAUK

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1

ARCHIWUM ELEKTROTECHNIKI

ODBITKA Z ZESZYTU 1 — TOM I — 1952

621. 318. 322 : 621. 318.24. 042. 1. 0042 : 538. 21

A. SMOLIŃSKI

# Wpływ pierwszego magnesowania na przenikalność magnetyczną

ВЛИЯНИЕ ПЕРВИЧНОГО НАМАГНИЧИВАНИЯ НА МАГНИТНУЮ ПРОНИЦАЕМОСТЬ

EFFECT OF INITIAL MAGNETIZATION UPON PERMEABILITY

WYDAWNICTWO
ZAKŁADU BADANIA DRGAŃ I ZAKŁADU ELEKTRONIKI
POLSKIEJ AKADEMII NAUK

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1

Nr zam. 202/100 — Rękopis otrzymano 19. 3. 1953 — Druk ukończono 29. 4. 1953
Nakład 95 — Papier ilustr. kl. V. form. 70×100/16 — waga 70 g. — K-4-10036

POZNAŃSKA DRUKARNIA NAUKOWA, UL. FREDRY 10

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1

ARCHIWUM ELEKTROTECHNIKI
TOM I — ZESZYT I — 1952

621.318.322 : 621.318.24.042.1.0042 : 538.21

A. SMOLIŃSKI

# Wpływ pierwszego magnesowania na przenikalność magnetyczną

*Rękopis dostarczono 29. 8. 52*

Streszczenie. Techniczne materiały ferromagnetyczne miękkie jak stal krzemowa i permalloye rozmagnesowane cieplnie (to znaczy przeprowadzone przez punkt Curie) wykazują mniejsze wartości przenikalności w zakresie małych i średnich pól, niż materiały rozmagnesowane magnetycznie (to jest rozmagnesowane polem magnetycznym) Zjawisko to wywołuje, u nieświadomego tego stanu rzeczy użytkownika materiału magnetycznego, błędy pomiarowe sięgające kilkudziesięciu procent Celem uzyskania jednoznacznych wyników pomiarowych należy przed pomiarami namagnesować i rozmagnesować magnetycznie badany materiał.

## 1. WSTĘP

Własności magnetyczne materiałów ferromagnetycznych zależą między innymi od naprężeń mechanicznych wprowadzanych przy wytwarzaniu żądanych elementów urządzeń z danych materiałów ferromagnetycznych [1]. Naprężenia te obniżają własności magnetyczne, a w szczególności znacznie zmniejszają przenikalność magnetyczną przy słabych i średnich polach magnetycznych. Naprężenia te usuwa się przez wygrzewanie gotowych elementów ferromagnetycznych w temperaturach powyżej 600° C przekraczając zwykle punkt Curie, to jest temperaturę, przy której materiał traci własności ferromagnetyczne i zachowuje się jako materiał paramagnetyczny. Po ostudzeniu materiał odzyskuje swe własności ferromagnetyczne w punkcie Curie. W rezultacie obróbki cieplnej (wygrzanie w temperaturze powyżej 600° C i powolne studzenie) uzyskujemy element wykonany z materiału ferromagnetycznego wolny od naprężeń mechanicznych, a więc i o lepszych własnościach magnetycznych.

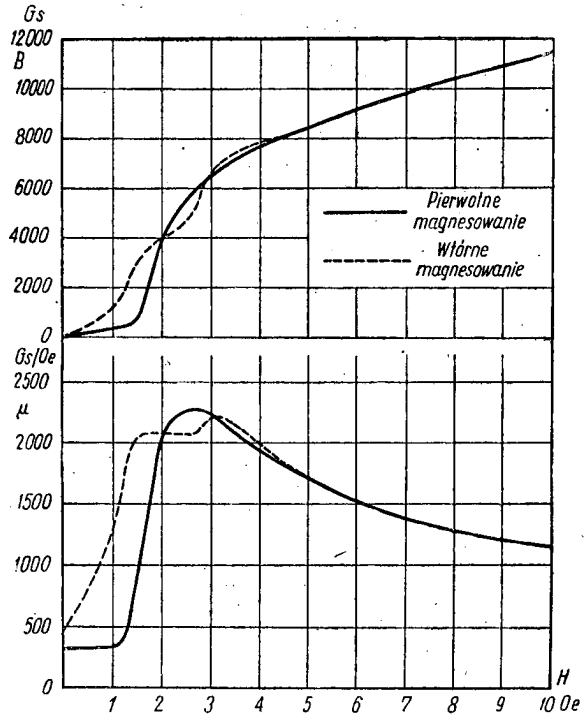


Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1



Po przejściu przez obróbkę cieplną powyżej punktu Curie i ostudzeniu do temperatury otoczenia materiał ferromagnetyczny wprowadzony jest w nowy stan magnetyczny, który charakteryzuje się wymazaniem jego przeszłości magnetycznej. Materiał rozmagnesowany cieplnie staje się magnetycznie „czystym", pomijając natu-




Rys. 1. Wpływ pierwotnego magnesowania na własności magnetyczne perminwaru.

ralnie wpływ ziemskiego pola magnetycznego. Z poniżej podanych pomiarów wynika, że ten stan magnetycznej „czystości" uzyskuje się jedynie po wygrzaniu materiału przez punkt Curie [1]) i ostudzeniu go do temperatury otoczenia. Rozmagnesowanie materiału ferromagnetycznego — nawet najstaranniej wykonane — nie sprowadza go do

[1]) Dalsze badania, oparte na wzmiance w literaturze [4] wykazują, że już w niższych temperaturach występuje zjawisko rozmagnesowania cieplnego, to jest powrotu do pierwotnej wartości przenikalności. Wyniki tych badań będą opublikowane.

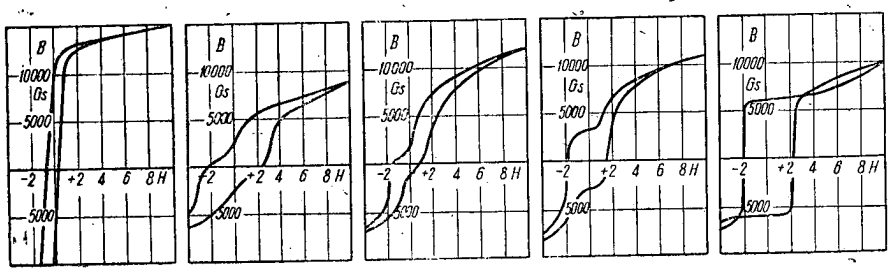
Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1



stanu magnetycznie „czystego". W materiale pozostaje ślad magnesowania uwidoczniający się w postaci zwiększenia przenikalności magnetycznej przy małych i średnich polach. Śladu tego nie można usunąć — jak już wspomniano — rozmagnesowaniem magnetycznym lecz jedynie rozmagnesowaniem cieplnym przez ogrzanie powyżej punktu Curie.

W literaturze można znaleźć wzmianki o podobnym zachowaniu się specjalnego materiału ferromagnetycznego jakim jest perminwar, który odznacza się stałą przenikalnością w zakresie małych i średnich pól [3]. Materiał ten posiada inne krzywe magnesowania i prze-




Rys. 2. Pętle hysterezy perminwaru.

nikalności przy pierwotnym magnesowaniu niż po całkowitym rozmagnesowaniu go prądem zmienym (rys. 1). Przy pierwotnym magnesowaniu uzyskujemy mniejsze wartości przenikalności przy małych i średnich polach. Zjawisko to występuje tym silniej im bardziej odkształca się pętla hysterezy zależnie od składu chemicznego i obróbki cieplnej (rys. 2); w skrajnym przypadku (rys. 2d) materiału w ogóle nie można rozmagnesować magnetycznie lecz jedynie cieplnie, to jest przez ponowne przeprowadzenie go przez punkt Curie.

Istnieje kilka teorii wyjaśniających to zjawisko. Do najbardziej prawdopodobnych zalicza się teorię stwierdzającą, że przyczyną tego zjawiska są zanieczyszczenia stopu Ni — Fe — Co znajdujące się w roztworze w wysokich temperaturach przy tworzeniu się stopu i wypadające z roztworu przy obróbce cieplnej, tworząc lokalne naprężenia wokół siebie przy czym inne miejsca materiału, w których nie ma zanieczyszczeń, są wolne od naprężeń. Na potwierdzenie tej teorii przemawia fakt, że omawiane zjawisko występuje w perminwarze tym silniej im więcej zanieczyszczeń posiada materiał [3].

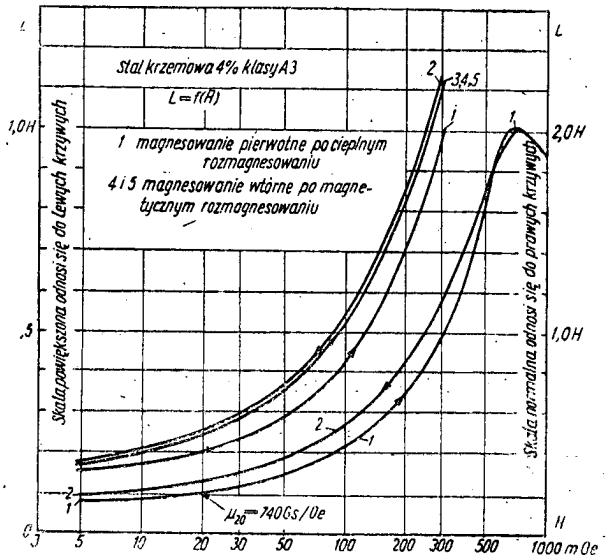
Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1



## 2. WPŁYW PIERWSZEGO MAGNESOWANIA NA PRZENIKALNOŚĆ MAGNETYCZNĄ

Mimo, że w literaturze znajdują się wzmianki o różnych wynikach pierwotnego i wtórnego magnesowania tylko odnośnie do perminwaru, to wydaje się, że zjawisko to występuje powszechnie w technicznych miękkich materiałach magnetycznych, jak stal krzemowa i permalloye różnego składu. Spostrzeżenie to oparto na po-




Rys. 3. Wpływ kolejnego magnesowania na indukcyjność cewki z rdzeniem pierścieniowym ze stali krzemowej 4% klasy A3 wytwarzanej normalną metodą hutniczą.

miarach czterech technicznych materiałów jak: 1. stali krzemowej ok. 4% klasy A3 wytwarzanej normalną metodą hutniczą, 2. stali krzemowej ok. 2,5% klasy A3 wytwarzanej w piecu próżniowym (Heraeus), 3. permalloyu B (ok. 50% Ni) pochodzenia zagranicznego, 4. permalloyu C molibdenowego (ok. 76% Ni) pochodzenia zagranicznego.

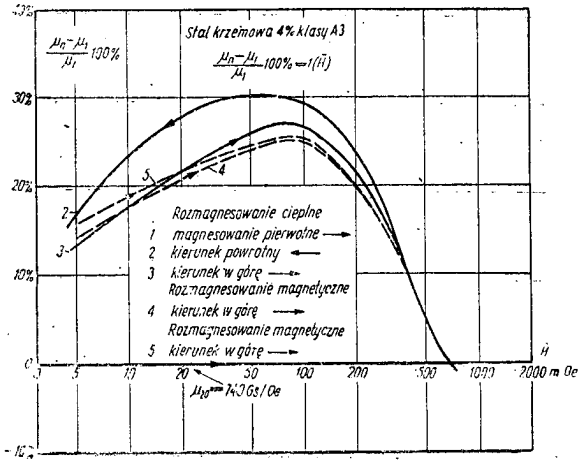
Próbki pierścieniowe wycięte z tych materiałów poddano odpowiedniej obróbce cieplnej celem uzyskania optymalnych własności magnetycznych, przy czym próbki przechodziły przez punkt Curie; w ten sposób uzyskano cieplne ich rozmagnesowanie.

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1



Próbki rozmagnesowane cieplnie poddano magnesowaniu prądem zmiennym od kilku mOe do kilku Oe mierząc ich przenikalność (rys. 3 — stal krzemowa 4%, krzywa 1) po czym zmniejszając prąd magnesujący do zera otrzymano drugą linię indukcyjności w funkcji natężenia pola (krzywa 2) przebiegającą w zakresie słabych i średnich pól powyżej pierwszej. Powtórne magnesowanie przy wzroście pola (krzywa 3) jest bardzo zbliżone do krzywej 2, jak również




Rys. 4. Względne różnice przenikalności występujące w 4% stali krzemowej klasy A3 wytwarzanej normalną metodą hutniczą przy magnesowaniu stali w różnych warunkach.

magnesowanie po magnetycznym (wykonanym prądem zmiennym) rozmagnesowaniu próbki przeprowadzonym po raz pierwszy (krzywa 4) lub drugi (krzywa 5). Krzywe 4 i 5 wyrażają ustalone wartości indukcyjności, występujące po magnetycznym rozmagnesowaniu próbki.

Własności początkowe (krzywa 1) uzyskuje się dopiero po cieplnym rozmagnesowaniu próbki. Własności te wypadają jednakowe, o ile warunki obróbki cieplnej są jednakowe i nie zmieniają składu chemicznego i struktury próbki, co zwykle nie zachodzi w praktyce.

Ze względu na małe różnice między krzywymi 3, 4 i 5, których nie można uwidocznić na rys. 3, dla stali krzemowej 4% otrzyma-

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1

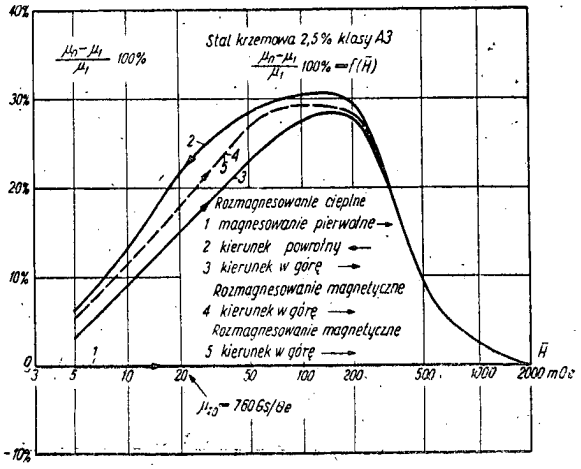
Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1



nej normalną metodą hutniczą różnice indukcyjności a więc i przenikalności wyrażono w postaci względnej

$$\frac{L_n - L_1}{L_1} 100\% = \frac{\mu_n - \mu_1}{\mu_1} 100\%$$

gdzie $L_n$ i $\mu_n$ odnoszą się kolejno do krzywych 2, 3, 4 i 5, a $L_1$ i $\mu_1$ do krzywej 1.




Rys. 5. Względne różnice przenikalności występujące w 2,5% stali krzemowej klasy A3 wytwarzanej w piecu próżniowym przy magnesowaniu stali w różnych warunkach.

Odpowiednie wartości dla stali krzemowej 4% otrzymanej drogą hutniczą podano na rys. 4. Z krzywych tych wynika, że w zakresie słabych i średnich pól występujące dodatnie różnice względnych przenikalności sięgają w maksimum 25 do 30 procent. Największe różnice występują dla krzywej 2. Krzywe 4 i 5 praktycznie zlewają się, więc można powiedzieć, że uzyskuje się w tych warunkach (to jest po rozmagnesowaniu magnetycznym) wyniki powtarzalne praktycznie. Maksymalne wartości różnic wypadają przy polu równym ok. 100 mOe.

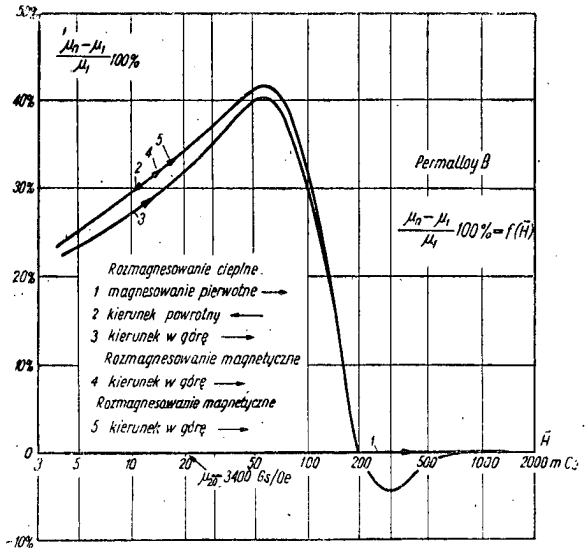
Podobne wyniki uzyskuje się przy pomiarach stali krzemowej 2,5% wytworzonej w piecu próżniowym (rys. 5), permalloyu B (rys. 6) i permalloyu C (rys. 7). Z pomiarów tych wynika, że obok

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1

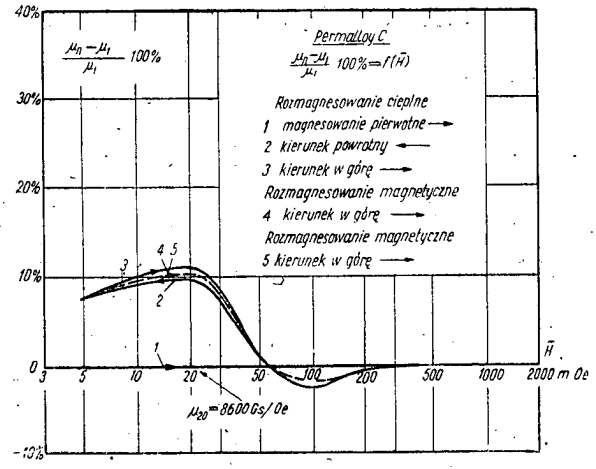
Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1



dodatniego maksimum w zakresie słabych i średnich pól występuje ujemne maksimum w zakresie silniejszych pól; to ostatnie maksimum jest stosunkowo niewielkie (kilka procent).




Rys. 6. Względne różnice przenikalności występujące w permalloyu B przy magnesowaniu w różnych warunkach.




Rys. 7. Względne różnice przenikalności występujące w permalloyu C przy magnesowaniu w różnych warunkach.

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1



Charakterystyczne cechy tych pomiarów zebrano w tablicy 1.

Tablica 1

**Charakterystyczne cechy materiałów magnetycznych rozmagnesowanych cieplnie i magnetycznie**

| | Stal krzemowa 4% Si | Stal krzemowa 2,5% Si | Permalloy B | Permalloy C |
|---|---|---|---|---|
| $\mu_{20}$ (Gs/Oe) | ~ 740 | ~ 760 | ~ 3 400 | ~ 8 600 |
| Przyrost przenikalności przy $\bar{H} = 20$ mOe (1/Oe) | ~ 20 | ~ 20 | ~ 30 | ~ 20 |
| Maksimum dodatniego przyrostu przenikalności (1/Oe) | ~ 30 | ~ 30 | ~ 40 | ~ 10 |
| Pole, przy którym występuje dodatnie maksimum (mOe) | ~ 80 | ~ 150 | ~ 55 | ~ 20 |
| Środek dolnego zakrzywienia krzywej $B=f(H)$ (mOe) | ~ 100 | ~ 150 | ~ 50 | ~ 20 |

## 3. WPŁYW PIERWOTNEGO MAGNESOWANIA NA PRZENIKALNOŚĆ MAGNETYCZNĄ A PIERWOTNE KRZYWE MAGNESOWANIA

W celu zbadania przyczyny powstawania wpływu pierwszego magnesowania na przenikalność magnetyczną pomierzono pierwotne krzywe magnesowania (po rozmagnesowaniu cieplnym, rys. 8) i wtórne krzywe magnesowania (po rozmagnesowaniu magnetycznym) badanych materiałów. Otrzymane wyniki dla poszczególnych materiałów różnią się tak niewiele od siebie, że — przy niezbyt dokładnych przyrządach pomiarowych (fluksomierz), jakimi autor dysponował — nie można było znaleźć związku między przyrostami wielkości statycznych i dynamicznych.

Jedynym wnioskiem, jaki można wysnuć z pierwotnych krzywych magnesowania badanych materiałów (rys. 8) jest stwierdzenie, że do-

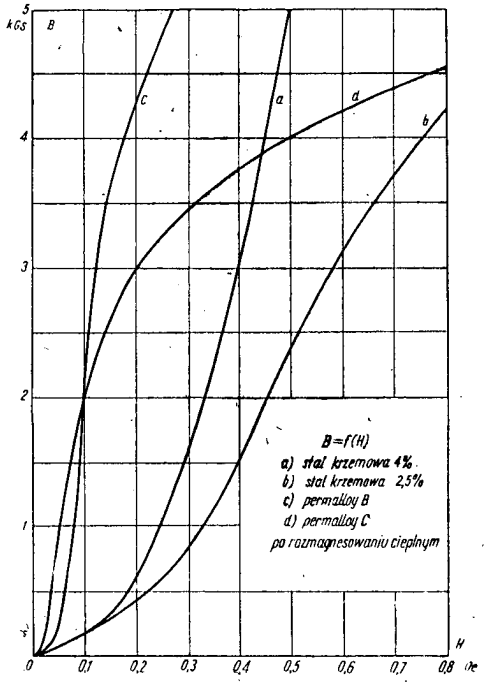
Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1



datnie przyrosty przenikalności występują przy dolnym zakrzywieniu krzywej $B=f(H)$. Maksimum dodatnich przyrostów występuje dla stali krzemowych w środku dolnego zakrzywienia (krzwa $a$, $b$) a dla permalloyów na jego końcu (krzywe $c$, $d$).

Z rozważań tych można by wysnuć wniosek, że maksimum dodatnich przyrostów przenikalności występuje w zakresie pól magnetycznych, w którym obszary magnetyczne zaczynają się ustawiać wzdłuż pola magnetycznego drogą skoków nieodwracalnych zwanych skokami Barkhausena [2]. Wydaje się, że po cieplnym rozmagnesowaniu, po bezładnym ułożeniu się obszarów pierwsze skoki obszarów magnetycznych są wielce utrudnione. Pierwszy proces magnesowania jest trudniejszy niż procesy następne, co wyraża się najmniejszą przenikalnością przy pierwszym magnesowaniu.




Rys. 8. Pierwotne charakterystyki magnesowania prądem stałym.

Należy jeszcze dodać, że po zakresie dodatnich przyrostów przenikalności następuje zakres ujemnych przyrostów jednak o niewielkich wartościach. Na razie jest trudno znaleźć wyjaśnienie tego zjawiska.

## 4. SKŁAD CHEMICZNY STALI KRZEMOWYCH

W celu zbadania wpływu zanieczyszczeń na badane zjawisko wykonano w Głównym Instytucie Metalurgii analizy chemiczne badanych próbek stali krzemowych. Wyniki te zebrane są w tablicy 2.

Z danych tych wynika, że zanieczyszczenia węglem głównie wpływające na własności magnetyczne przy słabych polach [5] nie

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1



Tablica 2

**Podstawowe składniki stali krzemowych**

| | % Si nominalny | % Si oznaczony | % C oznaczony | Metoda otrzymywania stali |
|---|---|---|---|---|
| a | 4 | 3,9 | ~ 0,02 | normalna hutnicza |
| b | 2,5 | 2,2 | ~ 0,01 | w piecu próżniowym |

mają widocznego wpływu na przyrosty przenikalności wbrew teorii wspomnianej na wstępie [1]. Albowiem obie stale krzemowe wykazują jednakowe maksima dodatniego przyrostu (patrz tablica 1 oraz rys. 4 i 5) mimo, że stal 4% Si posiada dwukrotnie większe zanieczyszczenia węglem niż stal 2,5% Si. Wydaje się zatem, że uzasadnienia teoretycznego badanego zjawiska należałoby szukać na innej drodze.

## 5. WNIOSKI

Z powyższych podanych rozważań wynika, że w zakresie słabych i średnich pól magnetycznych pierwsze magnesowanie daje przenikalność mierzoną prądem zmiennym mniejszą niż przy następnych magnesowaniach mimo, że materiał przed pomiarami rozmagnesowano magnetycznie. Położenie i wielkość maksymalnego przyrostu przenikalności zależy od rodzaju materiału.

Z punktu widzenia praktyki pomiarowej interesuje nas przyrost przenikalności występujący przy polu 20 mOe, przy którym mierzy się własności magnetyczne w zakresie słabych pól. Przyrost ten dochodzi dla stali krzemowych do 20%.

Stąd wynika ważny wniosek, że materiał ferromagnetyczny, który został rozmagnesowany cieplnie, powinien być przed pomiarami w zakresie słabych i średnich pól magnetycznych rozmagnesowany magnetycznie. Wówczas usuwa się trudności pierwszego magnesowania i uzyskuje powtarzalne wyniki.

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1



## WYKAZ LITERATURY


1. Brailsford. Magnetic materials — Methuen, Londyn 1948, s. 61.
2. Brailsford. Magnetic materials — Methuen, Londyn 1948, s. 34.
3. Miesskin. Fierromagnitnyje spławy — ONTI, Moskwa 1937, s. 696.
4. Schulze. Über die magnetische Nachwirkung in schwachen Wechselfeldern. III. Der Einfluss von Anlassglühungen auf den entmagnetisierten Zustand von Karbonyleisen — Wiss. Ver. a. d. Siemens-Werken, t. XVII, 1938, s. 180.
5. Smoliński A. Stal krzemowa w telekomunikacji — Prace PIT Nr 3, 1951.


А. СМОЛИНЬСКИ

## ВЛИЯНИЕ ПЕРВИЧНОГО НАМАГНИЧИВАНИЯ НА МАГНИТНУЮ ПРОНИЦАЕМОСТЬ


Резюме

Мягкие технические ферромагнитные материалы, как кремнистая сталь и пермаллои термически размагниченные (прошедшие через точку Кюри) проявляют меньшие значения проницаемости в границах малых и средних полей, чем материалы размагниченные магнетически (т. е. при помощи магнитного поля). Явление это вызывает ошибки измерений, доходящие до нескольких десятков процентов, если потребитель магнитных материалов не отдает себе в нем отчета. Для получения однообразных результатов измерений, следует перед измерением намагнитить и магнетически размагнитить исследуемый материал.


A. SMOLIŃSKI

## EFFECT OF INITIAL MAGNETIZATION UPON PERMEABILITY


Summary

Magnetically soft materials, such as silicon steel and permalloys, demagnetized by annealing (i. e. by heating above the Curie point), show in the region of small and medium fields lower values of permeability, than those demagnetized by magnetic field. The above causes, with inexperienced user, measurement errors to mount up to many per cent. In order to obtain correct results one should magnetize and demagnetize the tested material magnetically before starting measurements.


Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1

BULLETIN DE L'ACADÉMIE
POLONAISE DES SCIENCES
Cl. IV — Vol. I, No. 3, 1953

ELECTROTECHNICS

# Transformer Cores with Special Properties Obtained from Silicon Steel

by

A. SMOLIŃSKI

*Communicated by J. GROSZKOWSKI at the meeting of March 16, 1953*

Numerous devices in telecommunication transformers and in electrical measuring transformers require steel sheets of high initial permeability, lying within certain tolerance limits.

The influence of excitation upon the permeability of cores made of such sheets ought to be small. The more important magnetic properties of the commonly used transformer cores are accounted for in DIN norms 41300 and ČSN ESČ 290, where moduli of complex permeability with a field intensity $\overline{H} = 20$ mOe and relative increments of permeability from 5 to 20 mOe and from 20 to 100 mOe are given. The permeabitity is measured on normal shell-type cores (M 42 DIN 41302) with a gap of 0.5 mm., mounted as in a transformer.

It appears from the norms that the cores from silicon steel are divided into two classes: A and C. The present work describes a method for obtaining class A cores.

The industrial method for producing class A cores consists in melting silicon steel in a vacuum furnace, rolling it to the proper thickness, punching the required stampings and then annealing them in a hydrogen furnace (at about 650° C. temperature) in order to remove tensions. The lack of vacuum furnaces of suitable dimensions induced the Polish metallurgical industry to work out a substitute method. This consists in melting silicon steel in arc furnaces and then refining it in hydrogen furnaces at a temperature above 1200° C.

The urgent demand of the telecommunications industry for certain kinds of class A cores necessitated their working out a method of their own both for obtaining of suitable raw material and also for manufacturing it into a really valuable, finished product.

This method consists in the segregation of transformer sheets containing about 4% of Si, which are manufactured for the electrotechnic industry in



Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1



relatively large quantities. Such sheets are very heterogenous owing to their manufacturing process. Specially big differences appear when measuring permeability at weak fields. From a series of measurements made with a special apparatus, calibrated with the aid of small samples, it appears that the permeability $\mu_{20}$ of a sheet with a loss of 1.3 W/kg. when $\bar{B} = 10$ kGs, and with a thickness of 0.35 mm. ranges from 200 to 1000 Gs/Oe. These measurements also showed that sheet-metal of this kind contains an average 5% of class A 3 sheets ($\mu_{20} \geqslant 700$ Gs/Oe). Since the total production of this type of sheet is about 100 times greater than that required by the telecommunications industry, it is possible to segregate class A 3 sheets in a quantity far exceeding the demand. It should be noted that sheet-metal with a smaller loss contains a larger amount of class A 3 sheets.

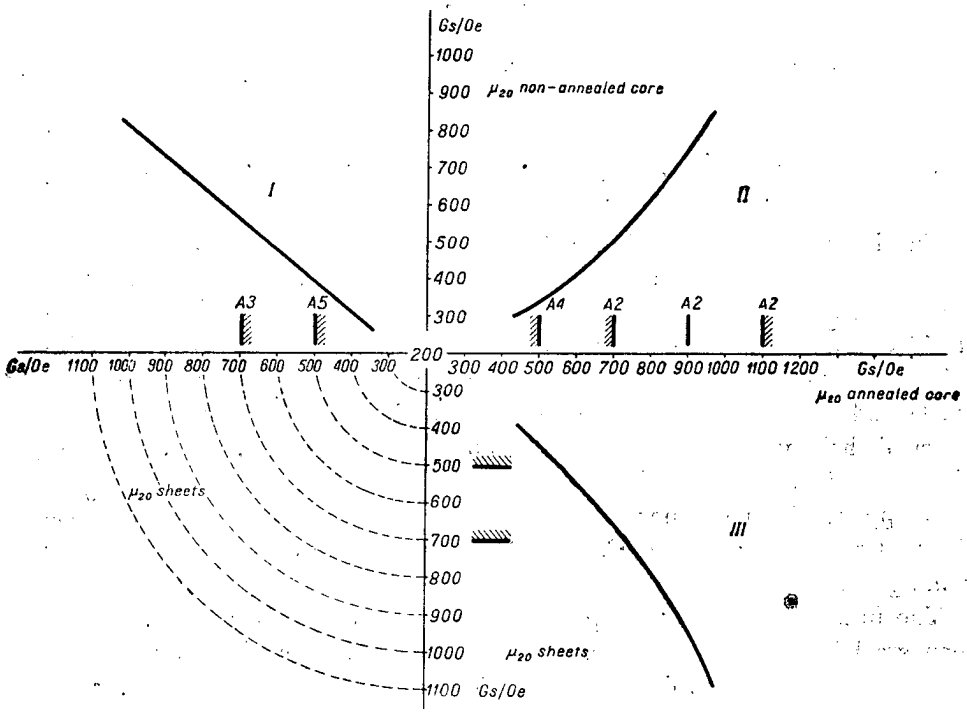



Fig. 1. Diagram showing the permeability $\mu_{20}$ of non-annealed (I) and annealed (II and III) cores stamped from a sheet with $\mu_{20}$ permeability

Stampings cut from class A 3 transformer sheets and assembled in a core show a permeability $\mu_{20}$ with a range of 550 Gs/Oe (Fig. 1). The tensions introduced during the punching of stampings, made usually by means of block punches, destroy for the most part the high permeability value obtained by means of segregation. These tensions are removed by heat treatment of the stampings in a muffle furnace, usually at a temperature of $650 \pm 20^0$ C. The heating lasts 4 hours and is terminated by

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1



a cooling of the whole, including the furnace. The influence of temperature upon the permeability $\mu_{20}$ and the increments of the latter is shown in Fig. 2. The stampings are placed in steel boxes and their oxidation is prevented by strongly compressed aluminium oxide and also glueing the joints of the

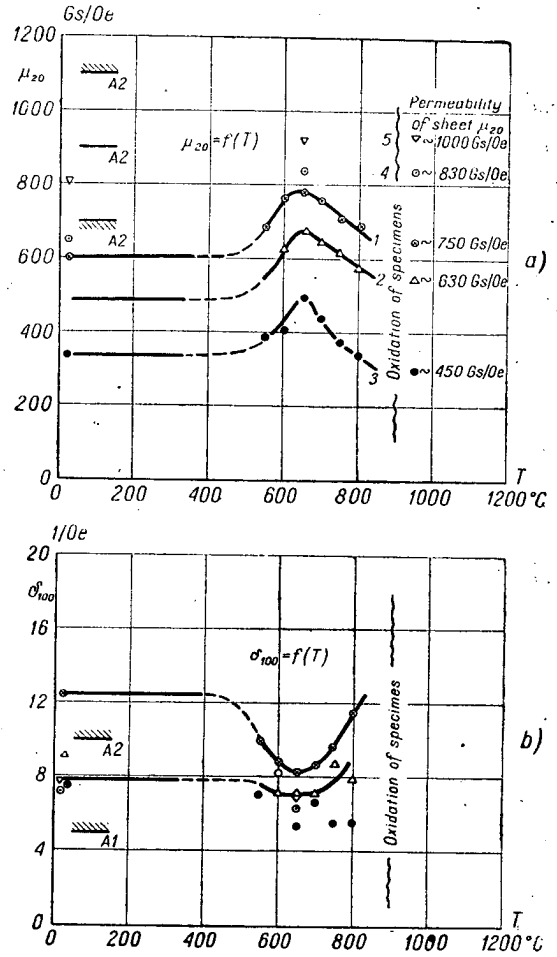



Fig. 2. Influence of annealing temperature of stampings from class A3 sheets on their permeability $\mu_{20}$ and its increments $\delta_{100}$

box with a mixture of kaolin and water-glass. Such measures do not completely prevent the presence of oxygen, the minute quantities of which penetrating into the box have a good influence, neutralizing impurities excreted by the box walls and to a certain extent burning up the impurities (mainly carbon) contained in the stampings.

After this simple heat treatment we obtain transformer stampings with properties corresponding to those of class A2, i.e. 1100 Gs/Oe $\geqslant \mu_{20} \geqslant$ 700 Gs/Oe

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1



and $\delta_{100} \leqslant 10$ 1/Oe, as the proper heat treatment not only raises the degree of permeability, but also reduces its increments.

Besides sheets of 0.35 mm. thickness the telecommunications industry also requires thinner sheets, e. g. 0.10 mm. thick. Cores from such sheets

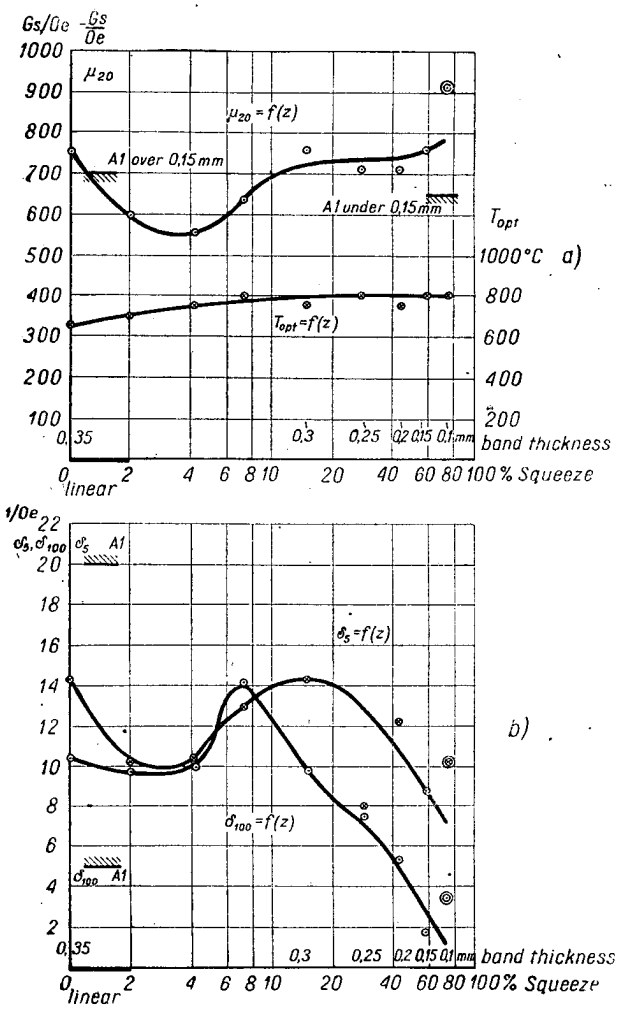



Fig. 3. Influence of cold-rolling sheets of the A3 class upon the permeability $\mu_{20}$ and its increments $\delta_5$ and $\delta_{100}$ of small samples with optimal annealing

ought to have properties corresponding to those of class A1, i. e. 700 Gs/Oe $\leqslant \mu_{20} \leqslant$ 1000 Gs/Oe, $\delta_{100} \leqslant 5$ 1/Oe and $\delta_5 \leqslant 20$ 1/Oe. Sheets of the above type are obtained by cold-rolling bands cut from sheets of the A3 class with one intermediate annealing at a temperature of 850 to 900° C. lasting for some seconds (Fig. 3). A series of trials showed that after cold-rolling sheets of the A3 class (without annealing) to a thickness of at least 0.15 mm.,

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1



punching stampings from them and annealing them for 4 hours in a muffle furnace at a temperature of about 700° C., the required qualities of class A1 are also obtained. The influence of temperature upon permeability $\mu_{20}$ and its increments is shown in Fig. 4.

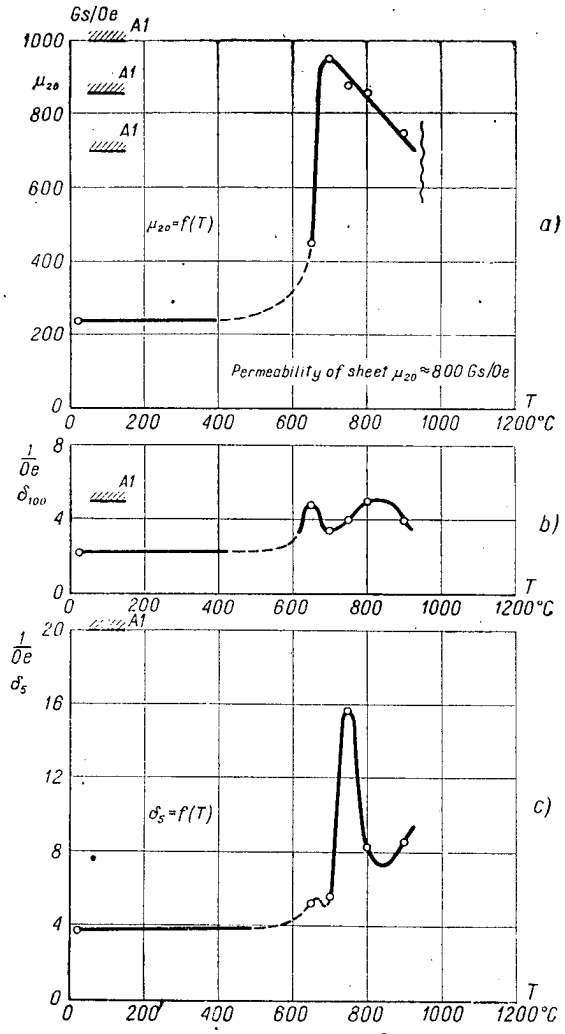



Fig. 4. Influence of annealing temperature of stampings from cold-rolled sheets of the A3 class with a thickness of at least 0.15 mm., on their permeability $\mu_{20}$ and its increments when the annealing time is 4 hours. Muffle furnace without protective temperature

It should be mentioned that heat treatment in a hydrogen furnace instead of a muffe one produces a smoother surface. Such treatment will probably be necessary when producing cores from 0.05 mm. sheets which however are at present unobtainable owing to rolling difficulties. It should

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1



also be mentioned that with the above method we cannot produce cores of the A1 class of 0.35 mm. thickness, because we cannot obtain class A3 sheets which have a thickness of a few millimetres and from which bands of 0.35 mm. thickness can be obtained by cold-rolling. Till now however, such cores have not been required.

The method described above has one defect, viz., the difficulty of cold-rolling high-silicon steel sheets owing to their considerable hardness and brittleness; it is therefore planned to extend the present method so as to include sheets with a lower silicon content.

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1

ARCHIWUM ELEKTROTECHNIKI
ODBITKA Z ZESZYTU 3-4 — TOM II — 1953

621.318.323.2 : 669.14.018.583

A. SMOLIŃSKI

# Uzyskiwanie rdzeni transformatorowych o specjalnych własnościach ze stali krzemowej

ПРОДУКЦИЯ ТРАНСФОРМАТОРНЫХ СЕРДЕЧНИКОВ
СО СПЕЦИАЛЬНЫМИ СВОЙСТВАМИ ИЗ КРЕМНИСТОЙ СТАЛИ

---

THE METHOD OF OBTAINING SILICON STEEL TRANSFORMER CORES
WITH SPECIAL PROPERTIES

WYDAWNICTWO
ZAKŁADU BADANIA DRGAŃ I ZAKŁADU ELEKTRONIKI
POLSKIEJ AKADEMII NAUK

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1

ARCHIWUM ELEKTROTECHNIKI
ODBITKA Z ZESZYTU 3-4 — TOM II — 1953

621.318.323.2 : 669.14.018.583

A. SMOLIŃSKI

# Uzyskiwanie rdzeni transformatorowych o specjalnych własnościach ze stali krzemowej

ПРОДУКЦИЯ ТРАНСФОРМАТОРНЫХ СЕРДЕЧНИКОВ
СО СПЕЦИАЛЬНЫМИ СВОЙСТВАМИ ИЗ КРЕМНИСТОЙ СТАЛИ

THE METHOD OF OBTAINING SILICON STEEL TRANSFORMER CORES
WITH SPECIAL PROPERTIES

WYDAWNICTWO
ZAKŁADU BADANIA DRGAŃ I ZAKŁADU ELEKTRONIKI
POLSKIEJ AKADEMII NAUK

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1

Nr zam. 233/24 Druk. ukończono w kwietniu 1954
Nakład 95 — Papier ilustr. kl. V; form. 70×100/16 — waga 70 g. — K-5-10086

POZNAŃSKA DRUKARNIA NAUKOWA, UL. FREDRY 10

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1

ARCHIWUM ELEKTROTECHNIKI
TOM II — ZESZYT 3-4 — 1953
ODBITKA

621.318.323.2 : 669.14.018.583

A. SMOLIŃSKI

# Uzyskiwanie rdzeni transformatorowych o specjalnych własnościach ze stali krzemowej

*Rękopis dostarczono 28. 5. 1953.*

Streszczenie. Szereg konstrukcji transformatorów wymaga stosowania blachy transformatorowej o dużej przenikalności początkowej, niewiele zależnej od natężenia pola i zawartej w odpowiednich tolerancjach według norm DIN 41301 lub ČSN ESČ 290. Opisana metoda otrzymywania rdzeni klasy A2 polega na segregacji blachy transformatorowej o stratności 1,3 W/kg za pomocą przyrządu do tego celu wykonanego i na odprężającej obróbce cieplnej w piecach muflowych bez atmosfery ochronnej. Rdzenie klasy A1 od grubości 0,15 mm w dół uzyskuje się drogą przewalcowania na zimno blachy klasy A3 otrzymanej za pomocą metody segregacyjnej i odprężającej obróbki cieplnej w piecach muflowych bez atmosfery ochronnej lub w atmosferze wodoru.

## 1. WSTĘP

Szereg konstrukcji transformatorów telekomunikacyjnych oraz elektrycznych pomiarowych wymaga stosowania blachy transformatorowej o dużej i zawartej w odpowiednich tolerancjach przenikalności początkowej. Rdzenie wykonane z tego rodzaju blachy powinny odznaczać się niewielką zależnością przenikalności od wzbudzenia.

Ważniejsze własności magnetyczne stosowanych w kraju rdzeni ujęte są w normach DIN 41301 oraz ČSN ESČ 290, z których wyciąg odnoszący się do rdzeni z blachy ze stali krzemowej podany jest w tablicy 1.

Podana w tej tablicy przenikalność $\mu_{20}$ odnosi się do natężenia pola $\bar{H}=20$ mOe jako wielkości łatwo mierzalnej metodami technicznymi. Przenikalność tę zdefiniowano według normy DIN 40130 jako moduł przenikalności zespolonej [1]

$$|\hat{\mu}|=\sqrt{\mu_L^2+\mu_R^2}\,. \tag{1}$$

Dla rdzeni klasy A jest ona mniej więcej do około 10% większa od przenikalności rzeczywistej $\mu_L$, którą przyjęto w Związku Radzieckim [2] i u nas w kraju [3] do określania przenikalności.

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1



Należy dodać, że przenikalności przy słabych polach podane w tablicy 1 mierzy się na normalnych rdzeniach płaszczowych (M42-DIN 41302) ze

Tablica 1

**Normalne własności rdzeni ze stali krzemowej używane w obwodach transmisyjnych**

| Klasa | Grubość $d$ mm | Przenikalność $\mu_{20}$ Gs/Oe | Dopuszczalny przyrost $\delta_5$ 1/Oe | Dopuszczalny przenikaln. $\delta_{100}$ 1/Oe | Minimalny opór właściwy $\varrho$ $\Omega\,mm^2/m$ | Barwa oznaczeniowa ČSN ESČ 186 |
|---|---|---|---|---|---|---|
| A 1 | 0,35<br>0,15<br>0,05 | 850±150<br>850±150<br>800±150 | 20 | 5 | 0,4 | jasno szara |
| A 2 | 0,35 | 900±200 | — | 10 | 0,4 | ciemno szara |
| A 3 | 0,35 | ⩾ 700 | — | — | 0,4 | czarna |
| C 2 | 0,35<br>0,15 | ⩾ 1200 | 30 | 15 | 0,4 | pomarańczowa |
| C 3 | 0,35<br>0,15 | ⩾ 1500 | — | — | 0,4 | czerwona |

szczeliną 0,5 mm, złożonych transformatorowo, w rezultacie czego przenikalność rdzenia tego typu wypada mniejsza mniej więcej kilkanaście procent wobec przenikalności rdzenia całkowicie bez szczeliny. Wypadkowa szczelina (rzędu 0,01 mm) wywiera poważniejszy wpływ na wyniki pomiarów przyrostów przenikalności, zdefiniowanych jako

$$\delta_{\bar{H}} = \frac{\frac{\Delta\mu}{\Delta\bar{H}}}{\mu_{20}} \left(\frac{1}{\mathrm{Oe}}\right). \tag{2}$$

Przyrosty mierzone na rdzeniu całkowicie bez szczeliny są do 50% większe. Przedostatnia rubryka tablicy 1 podaje minimalną wartość oporu właściwego, która odpowiada minimalnej zawartości krzemu około 2,5%, to jest granicy, powyżej której nie występuje żelazo $\gamma$, co pozwala na szybkie studzenie materiału z wysokich temperatur [4].

Z tablicy 1 wynika, że rdzenie z blachy krzemowej dzielą się na dwie klasy A i C, z których pierwsza charakteryzuje się nominalną przenikalnością $\mu_{20}$ mniejszą od 1000 Gs/Oe a druga o zwiększonej przenikalności — posiada nominalną przenikalność $\mu_{20}$ większą od 1200 Gs/Oe.

Praca niniejsza opisuje metodę uzyskiwania rdzeni klasy A, stanowiących obecnie 100% zapotrzebowania przemysłu telekomunikacyjnego

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1



w dziedzinie rdzeni o specjalnych własnościach ze stali krzemowej. Metoda uzyskiwania rdzeni klasy C stanowi przedmiot oddzielnej pracy.

## 2. METODY WYTWARZANIA RDZENI KLASY A

Rdzenie transformatorowe o własnościach odpowiadających klasie A wytwarza się drogą wycinania wykrojów ze specjalnych gatunków blachy krzemowej i poddania ich odpowiedniej obróbce cieplnej zwykle w atmosferze wodoru.

Normalna metoda wytwarzania blach ze stali krzemowej na skalę przemysłową polega na przetopieniu odpowiednio czystych surowców w piecach próżniowych, przewalcowaniu wlewków początkowo na gorąco, a w ostatniej fazie na zimno. Uzyskany w postaci blach lub taśm materiał jest końcowym wyrobem hutniczym. Wytwarzanie rdzeni — połączone z odpowiednią obróbką cieplną — odbywa się u producenta materiału bądź w fabrykach przemysłu telekomunikacyjnego i elektrycznych przyrządów pomiarowych.

Opisana metoda daje jednorodny produkt wyjściowy, lecz wymaga odpowiednich inwestycji w hucie (piece próżniowe) i w fabryce rdzeni (piece wodorowe) [5].

Ponieważ na obecnym etapie naszej gospodarki zastosowanie pieców próżniowych do wytwarzania specjalnych stali krzemowych nie jest możliwe, więc opracowano ostatnio w kraju metodę zbliżoną do opisanej, w której zastosowano łukowe piece elektryczne do wytapiania stali i końcową obróbkę cieplną rdzeni rafinującą materiał [6]. Za pomocą tej metody udało się uzyskać w obrębie klasy A rdzenie klas A3 (0,35 mm) i A1 (0,1 mm).

Metoda ta wymaga jednak specjalnego wytapiania stali, co pozwala na dobranie odpowiedniej zawartości krzemu i uzyskanie łatwego do obróbki mechanicznej materiału, oraz obróbki rafinacyjnej (powyżej 1200°C) w atmosferze wodoru, a więc zainstalowania odpowiednich pieców wodorowych w fabrykach przemysłu telekomunikacyjnego i elektrycznych przyrządów pomiarowych, względnie wytwarzania gotowych wykrojów w hucie.

Ze względu na konieczność wprowadzenia pewnych inwestycji w hutnictwie i w fabrykach przemysłu telekomunikacyjnego, metoda ta da rezultaty dopiero przy końcu planu sześcioletniego.

Pilne zapotrzebowanie przemysłu telekomunikacyjnego na pewne gatunki rdzeni klasy A zmusiło telekomunikację do opracowania własnej metody otrzymywania odpowiedniego materiału [7] i przetwarzania go w pełnowartościowy produkt wyjściowy [8]. Metoda ta pozwoliła na za-

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1



spokojenie potrzeb przemysłu telekomunikacyjnego w rdzenie klas A3, A2 i A1 (0,1 mm) przy pomocy inwestycji pochodzenia krajowego.

## 3. SEGREGACYJNA METODA UZYSKIWANIA BLACH TRANSFORMATOROWYCH KLASY A3

Omawiana metoda polega na segregacji blachy transformatorowej o zawartości 4% Si wyrabianej w kraju w stosunkowo wielkiej ilości dla przemysłu elektrycznego [7]. Jeden z gatunków tej blachy o stratności 1,3 W/kg przy indukcji $\overline{B}=10$ kGs i o grubości 0,35 mm jest wytwarzany w kraju w ilościach co najmniej sto razy większych od zapotrzebowania przemysłu telekomunikacyjnego na blachy o własnościach specjalnych. Blacha transformatorowa produkowana dla przemysłu elektrycznego ze względu na swój proces wytwarzania jest materiałem wielce niejednorodnym. W jednej partii blach, pochodzących z tego samego wytopu i tej samej obróbki cieplnej, występują dość znaczne różnice własności magnetycznych a zwłaszcza przenikalności początkowej. Różnice własności magnetycznych występujące wzdłuż i w poprzek kierunku walcowania arkusza blachy nie przekraczają na ogół kilkanaście procent; występują one również w różnych miejscach tego samego arkusza [1] oraz między arkuszami tej samej dostawy.

Jak już wspomniano, największe różnice występują przy pomiarze przenikalności przy słabych polach. Średnia przenikalność mierzona w środku arkusza blachy transformatorowej o stratności nominalnej 1,3 W/kg pomierzonej za pomocą 10 kg aparatu Epsteina może się zmieniać przeszło dwukrotnie przy blachach z różnych dostaw (np. $\mu_{20}=320\div760$ Gs/Oe [4].

Z danych powyższych wynika, że jeśli omawiane blachy transformatorowe o stratności nominalnej 1,3 W/kg zawierają tylko 1% blach klasy A3 (tj. o $\mu_{20}\geqslant 700$ Gs/Oe) [2], to można będzie wybrać z nich dostateczną liczbę blach specjalnych dla przemysłu telekomunikacyjnego. Pozostałe blachy

[1]) Aczkolwiek w poszczególnych arkuszach tak otrzymanej blachy klasy A3 występują miejsca o różnych wartościach przenikalności różniące się zwykle kilkanaście procent a w niektórych przypadkach nawet kilkadziesiąt procent od wartości średniej, to jednak przeciętne wartości przenikalności rdzeni wykonanych z jednego arkusza statystycznie wypadają mniej więcej jednakowe.

[2]) Przyjmujemy te same wartości przenikalności dla blachy, jakie podane są w tablicy 1 dla rdzeni M42 o szczelinie 0,5 mm złożonych transformatorowo. W rzeczywistości blacha, z której uzyskuje się rdzeń omawiany, będzie miała przenikalność o kilkanaście procent większą, o ile nie uwzględni się wpływu naprężeń powstałych przy wycinaniu.

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1

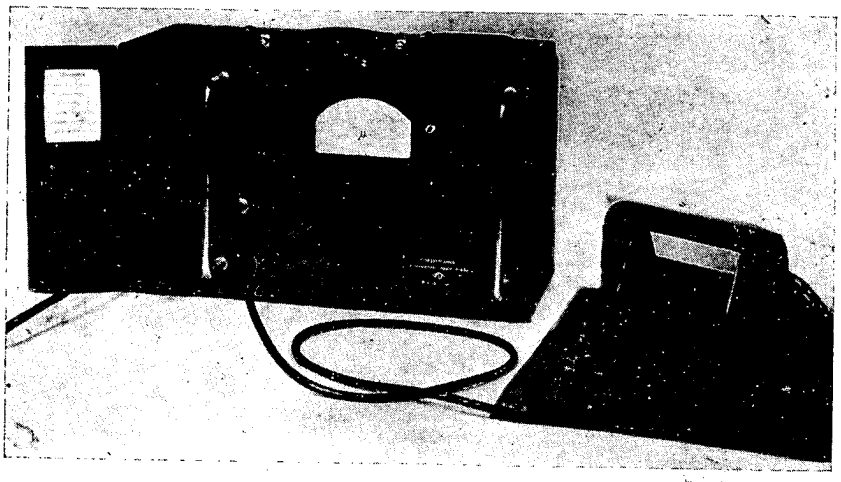
Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1



stanowią pełnowartościowy surowiec zużywany do transformatorów sieciowych.

Do segregacji blachy transformatorowej o grubości 0,35 mm $\pm 10\%$ wykonano specjalny przyrząd pomiarowy (rys. 1) [9], [10]. Przyrząd ten składa się z jarzma magnetycznego, które ustawia się na badanym arkuszu blachy, oraz ze wskaźnika przenikalności występującej przy natężeniu pola $\bar{H}=20$ mOe. Wskaźnik zasilany jest z sieci prądu zmiennego.

Przyrząd ten mierzy w zasadzie przewodność magnetyczną drogi strumienia w arkuszu blachy, czyli iloczyn przenikalności przez grubość bla-



Rys. 1. Przyrząd do segregowania blachy transformatorowej.

chy. Zakładając w pierwszym przybliżeniu stałą grubość blachy (np. 0,35 mm $\pm 10\%$) można wyskalować wskaźnik wprost w przenikalności z dokładnością $\pm 10\%$ wynikającą z tolerancji grubości blachy. Dodatkowy pomiar grubości blachy mikromierzem pozwala na dokładniejsze określenia przenikalności arkusza.

Omawiany przyrząd został wyskalowany za pomocą urządzenia do pomiaru przenikalności na małych próbkach (rys. 2) [11], wyciętych z arkusza blachy w sposób wprowadzający możliwie małe naprężenia. Oznacza to, że przyrząd mierzy w zasadzie nie przenikalność arkusza blachy, lecz przenikalność małej próbki wyciętej ze środka arkusza.

Pomiar przenikalności za pomocą omawianego przyrządu wymaga postawienia jarzma na arkuszu blachy o znanej grubości (leżącym na niemagnetycznym stole) i odczytu $\mu_{20}$ dla kierunków wzdłuż i w poprzek walcowania. Segregacja arkuszy blachy polega więc na sprawdzeniu czy średnia wartość przenikalności $\mu_{20} \geqslant 700$ Gs/Oe.

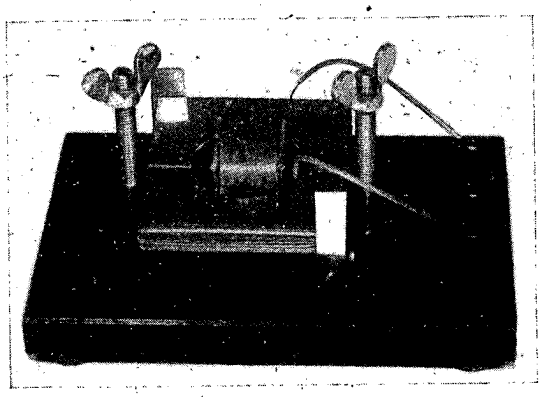
Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1

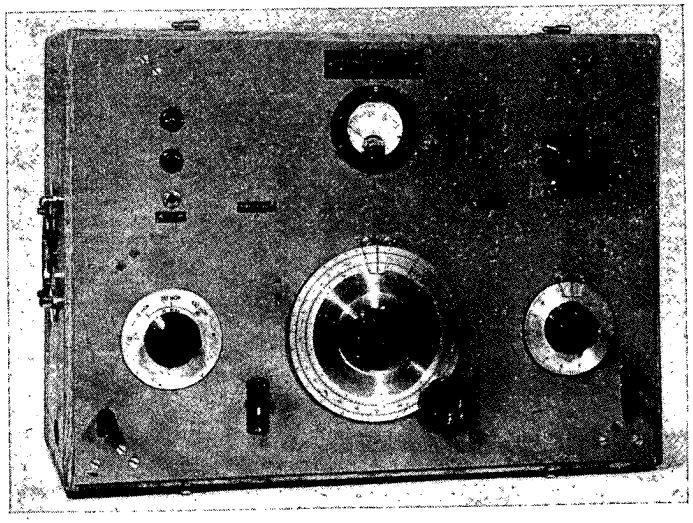


Próbne segregacje blachy transformatorowej o nominalnej stratności 1,3 W/kg przy $\bar{B}=10$ kGs i grubości 0,35 mm $\pm 10\%$ wykazały słuszność założeń. Z segregacji około 900 arkuszy uzyskano około 20% arkuszy

a



b



Rys. 2. Przyrząd do pomiaru przenikalności przy słabych polach na małych próbkach

a) permeametr rozłożony

b) mostek z selektywnym wskaźnikiem zera

o przenikalności $\mu_{20} \geqslant 700$ Gs/Oe. Uwzględnienie grubości blachy zmniejszyło wynik do około 5% arkuszy blachy klasy A3, czyli liczby zapewniającej pięciokrotnie większe możliwości otrzymywania tejże blachy niż istniejące zapotrzebowanie.

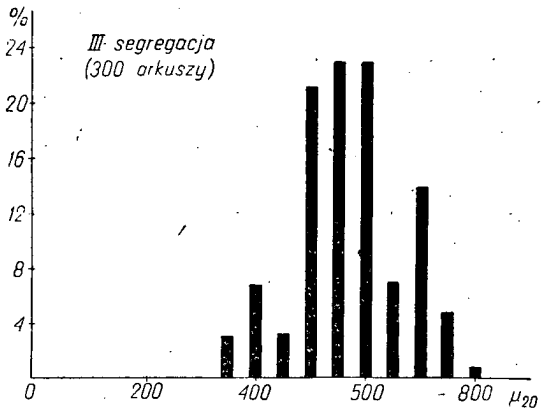
Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1

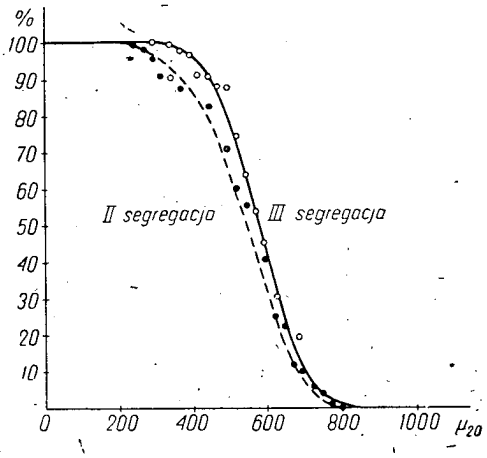


Przykłady rozrzutu przenikalności bez uwzględnienia grubości blachy podane są na rys. 3 i 4.

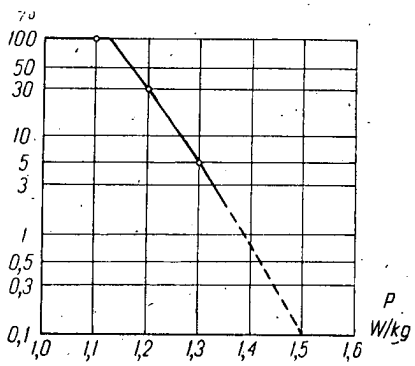
Należy dodać, że dalsze próby segregacji wykazały, że z blachy o stratności 1,1 W/kg prawdopodobnie otrzyma się prawie 100% bla-




Rys. 3. Procent blach o przenikalności $\mu_{20}$ otrzymany w III segregacji (bez uwzględnienia grubości blachy zawartej w tolerancji ± 10%).




Rys. 4. Procent blach o przenikalności $\mu_{20}$ większej od przenikalności wyrażonej daną odciętą (bez uwzględnienia grubości blachy zawartej w tolerancji ± 10%).




Rys. 5. Procent blach klasy A3 z uwzględnieniem grubości w zależności od normalnej stratności blachy.

chy klasy A3. Segregacja blachy o stratności 1,5 W/kg praktycznie nie daje pozytywnych wyników. Wyniki powyższych prób zestawione są na rys. 5.

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1



Opisana powyżej metoda segregacyjnego uzyskania blach klasy A3 została przed dwoma laty wprowadzona do przemysłu telekomunikacyjnego i do jednej z fabryk przemysłu elektrycznego.

## 4. PROPOZYCJA UTWORZENIA KLAS A4 i A5

Z blachy klasy A3, uzyskiwanej za pomocą wyżej opisanej metody segregacyjnej, wycina się wykroje za pomocą wykrojników blokowych. Przy tej operacji wprowadza się poważne naprężenia, które obniżają dość znacznie (przeciętnie do 500÷600 Gs/Oe) przenikalność przy słabych polach ($\mu_{20}$). Naprężenia te niweczą w znacznym stopniu dużą przenikalność uzyskaną przez zastosowanie arkuszy blachy klasy A3.

Okazuje się jednak w praktyce, że opłaca się stosować rdzenie wykrojone z blachy klasy A3, gdyż odznaczają się one równomiernością przenikalności mimo jej niewielkiej wartości odpowiadającej klasie A5. Z tego powodu wydaje się celowe zaproponowanie utworzenia dodatkowych klas

Tablica 2

| Klasa | Grubość $d$ mm | Przenikalność $\mu_{20}$ Gs/Oe | Dopuszczalny przyrost przenikalności | | Minimalny opor właściwy $\varrho$ $\Omega\,mm^2/m$ |
|---|---|---|---|---|---|
| | | | $\delta_5$ 1/Oe | $\delta_{100}$ 1/Oe | |
| A 4 | 0,35 | 600±100 | — | 10 | 0,4 |
| A 5 | 0,35 | 600±100 | — | — | 0,4 |

A4 i A5 o własnościach zestawionych w tablicy 2. Rdzenie wycięte z blachy klasy A3 spełniają z reguły wymagany warunek przenikalności (700 Gs/Oe$>\mu_{20}\geqslant$500 Gs/Oe), natomiast przeważający procent spełnia również warunek dopuszczalnego przyrostu przenikalności ($\delta_{100}\leqslant$ 10 1/Oe). Rdzenie spełniające ten drugi warunek zaliczamy do klasy A4, natomiast klasę A5 przeznacza się dla rdzeni o zbyt dużej wartości przyrostu przenikalności $\delta_{100}$.

Na tym miejscu należy jeszcze raz podkreślić, że własności podane w tablicy 2 odnoszą się do płaszczowych rdzeni pomiarowych (M42 — ze szczeliną 0,5 mm, złożonych transformatorowo) i że rdzenie całkowicie bez szczeliny mają odpowiednio większe własności wartości $\mu_{20}$ i $\delta_{100}$.

Istnieje jeszcze jedna przyczyna przemawiająca za utworzeniem klas A4 i A5. Metoda segregacji dostarcza blachy klasy A3 w przypadku, gdy zakład segregujący dysponuje odpowiednią ilością blachy transformatorowej o stratności nie większej od 1,3 W/kg. Przemijające trudności zaopatrzenia w ten surowiec, jak również zbyt mała ilość blachy o strat-

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1



ności 1,3 W/kg w danym zakładzie powodują, że często należy zadowolić się blachą o gorszych własnościach w zakresie słabych pól, tym bardziej, że z blachy o stratności 1,3 W/kg wysegregowuje się około 20% blachy klasy A5. Prawie dwuletnie doświadczenie jednej z fabryk wykazało przydatność wysegregowywania blachy o własnościach odpowiadających klasie A5. Wprawdzie wykroje wycięte z blachy klasy A5 posiadają przenikalność $\mu_{20}$ rzędu 400 ÷ 500 Gs/Oe, to jednak po obróbce cieplnej opisanej poniżej uzyskują na ogół własności klasy A4.

Należy dodać, że spodziewaną wartość przenikalności wykroju wyciętego z blachy o danej przenikalności określonej za pomocą przyrządu z rys. 1 podano w lewej części rys. 7.

## 5. UZYSKIWANIE RDZENI KLASY A2 I A3

Naprężenie wprowadzane przy wycinaniu wykrojów, pogarszające w znacznej mierze ich własności magnetyczne, usuwa się za pomocą odpowiedniej obróbki cieplnej. Obróbka ta usuwa nie tylko wpływ naprężeń powstałych przy wycinaniu wykrojów, lecz również zmniejsza w pewnym stopniu zanieczyszczenia stali krzemowej, polepszając wskutek tego własności magnetyczne wykrojów. Opierając się na badaniach Drożżyny, Łużyńskiej i Szura [12] stwierdzających, że materiał odzyskuje wyjściowe własności magnetyczne dopiero w warunkach rekrystalizacji, należy przeprowadzić obróbkę cieplną w ten sposób, aby podczas obróbki cieplnej materiał przeszedł przez rekrystalizację. Z badań nad rekrystalizacją wynika, że wysokość temperatury obróbki cieplnej jest tym niższa, im większe naprężenia i odkształcenia wprowadzono do wykroju [13]. Należy również dodać, że przedłużanie czasu obróbki cieplnej obniża w pewnej mierze temperaturę rekrystalizacji. Zatem należy się spodziewać, że dla usunięcia poważnych naprężeń powstałych przy wytłaczaniu wykrojów o małej szerokości pasków materiału wystarczy stosunkowo niska temperatura przy względnie niedługim czasie wyżarzania.

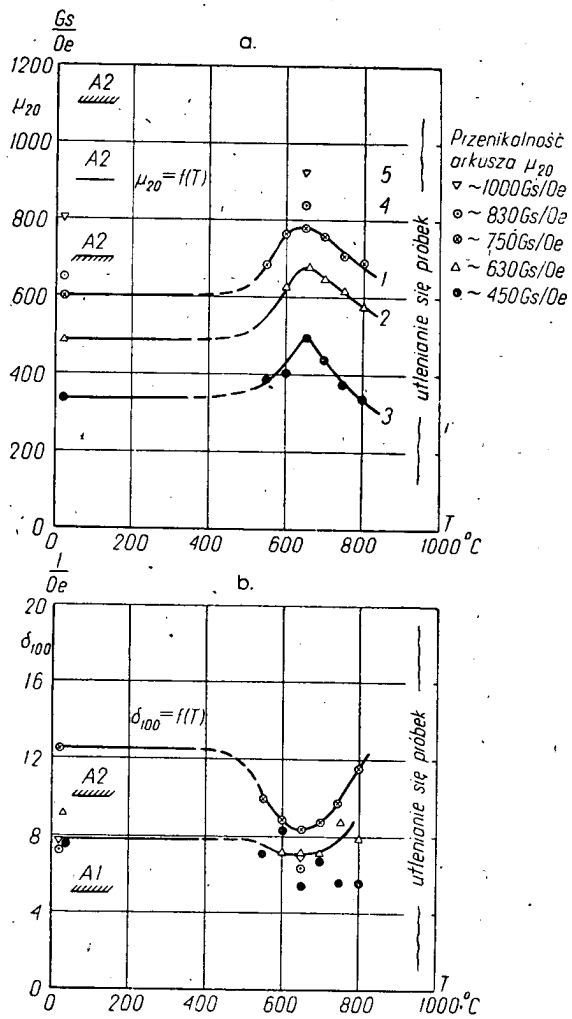
Celem wszechstronnego zbadania obróbki cieplnej przeprowadzono ją początkowo w piecu wodorowym umieszczając wykroje bezpośrednio w piecu, jak również w pudełku z blachy do głębokiego tłoczenia, a potem w piecu muflowym bez atmosfery ochronnej [8]. Badano nie tylko wpływ temperatury i czasu wyżarzania, lecz również szybkości nagrzewania i chłodzenia wykrojów. W toku tych badań stwierdzono, że poważny wpływ na przenikalność $\mu_{20}$ oraz jej przyrosty $\delta_{100}$ i $\delta_5$ wywierają temperatura i czas wyżarzania. Po ustaleniu, że jako optymalny czas wyżarzania należy uznać 4 godziny, zbadano wpływ temperatury wyżarzania. Typowe krzywe przenikalności $\mu_{20}$ i jej przyrostu $\delta_{100}$ w zależności od tem-

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1



peratury wyżarzania przy czterogodzinnym czasie wyżarzania w piecu muflowym podane są na rys. 6. Jako pewne zabezpieczenie przed utlenianiem stosowano umieszczenie wykrojów w pudełku ze stali o małej zawartości węgla i mocno ubity proszek tlenku glinu, który służył również jako zabezpieczenie przed sklejaniem się wykrojów. Celem uszczelnienia pudełka miejsca styków pokrywy z pudełkiem zaklejano kaolinem ze szkłem wodnym.




Rys. 6. Wpływ temperatury wyżarzania z blachy klasy A3 na przenikalności $\mu_{20}$ i jej przyrost $\delta_{100}$.

Wyżarzenie przeprowadzono nie tylko na wykrojach pomiarowych (M42 ze szczeliną 0,5 mm złożonych transformatorowo) z blachy klasy A3 o różnych wartościach przenikalności ($\mu_{20} \approx 750$, 830 i 1000 Gs/Oe), lecz również na wykrojach z blachy klasy A5 ($\mu_{20} \approx 630$ Gs/Oe i gorszych $\mu_{20} \approx 450$ Gs/Oe). Jako wynik wyżarzania należy stwierdzić, że przy temperaturze około 650° C występuje powiększenie przenikalności $\mu_{20}$ i zmniejszenie się jej przyrostu $\delta_{100}$, w rezultacie czego wykroje z blachy klasy A3 uzyskują własności klasy A2, a wykroje z blachy klasy A5 uzyskują własności klasy A4.

Ponieważ szybkość nagrzewania wykrojów nie gra roli, a wielka szybkość ostygania (25 ÷ 50°C/minutę), odpowiadająca wsadowi wyjętemu z pieca i studzonemu w powietrzu, jest raczej korzystna [6], [16], więc wykorzystanie pieców może być bardzo duże. Istnieje jednak obawa, że tego typu studzenie może prowadzić do podatności materiału na

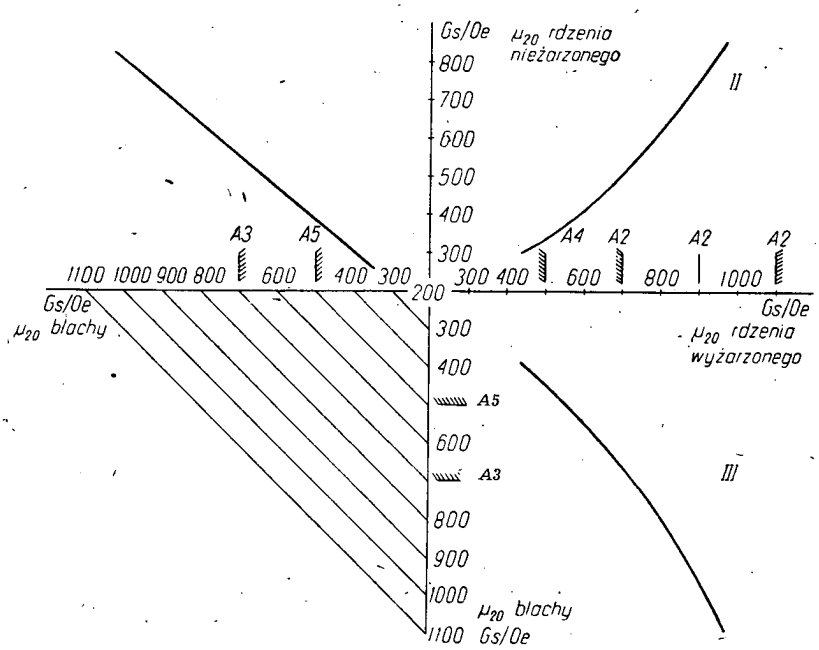
Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1



starzenie magnetyczne, czemu można zapobiec stosując powolniejsze studzenie wsadu wraz z piecem.

Otrzymaną przy opisanej obróbce cieplnej poprawę własności wykrojów należy tłumaczyć z jednej strony rekrystalizacją materiału usuwającą naprężenia wprowadzone przy obróbce mechanicznej, a z drugiej strony zmniejszeniem się zanieczyszczeń stali krzemowej przez wypalanie ich tlenem przedostającym się przez nieszczelność pu-




Rys. 7. Wykres do oceniania przenikalności $\mu_{20}$ wykrojów pomiarowych (M42 — ze szczeliną 0,5 mm, złożonych transformatorowo) wyciętych z blachy o danej przenikalności $\mu_{20}$ pomierzonej przyrządem z rys. 1. I — wykroje nieżarzone, II i III — wykroje wyżarzone.

dełka [16]. Przeciętna zawartość węgla wynosząca w blasze klasy A3 0,035 ÷ 0,040% maleje przy opisanej obróbce cieplnej do 0,025 ÷ 0,030%. Natomiast stosunkowo niska temperatura obróbki cieplnej nie wywołuje rozrostu ziarna ponad wielkości ziarna charakteryzujące blachę w arkuszach (nieobrabianą mechanicznie po wyżarzeniu w hucie).

Należy dodać, że tlen przedostający się przez nieszczelności pudełka równoważy szkodliwy wpływ zanieczyszczeń pudełka wydostających się z jego ścian podczas obróbki cieplnej, jak to stwierdzono w szeregu porównawczych prób przeprowadzonych w piecach wodorowych i muflowych. Należy również stwierdzić, że obróbka cieplna przeprowadzona

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1



w piecu wodorowym w zakresie stosunkowo niskich temperatur (600 ÷ 900°C) w zasadzie nie daje lepszych rezultatów od odpowiednio przeprowadzonej obróbki w piecu muflowym jedynie poza gładką i wolną od tlenków powierzchnią wykrojów [8]. Korzyści ze stosowania blach segregowanych i obróbki cieplnej można zestawić w postaci wykresu podanego na rys. 7, z którego wynika, że obróbka cieplna w zasadzie kompensuje spadek przenikalności $\mu_{20}$ wywołany przez naprężenia wprowadzone przez obróbkę mechaniczną. Mimo że wykres III wskazuje, że obróbka cieplna wykrojów wyciętych z blach gorszych prowadzi do przenikalności $\mu_{20}$ większej od przenikalności arkusza, a dla blach lepszych daje przenikalność mniejszą niż przenikalność arkusza, to jednak należy pamiętać, że na wykresach tych podana jest przenikalność z uwzględnieniem wpływu wypadkowej szczeliny. Przenikalność rzeczywiście występująca w rdzeniu jest, jak wyżej wspomniano, większa o kilkanaście procent od przenikalności pomierzonej i podanej na rys. 6 i 7, wobec czego można by wyciągnąć wniosek, że obróbka cieplna wykrojów prowadzi do przenikalności większych od przenikalności arkusza blachy, gdyby nie brać pod uwagę naprężeń wprowadzonych przy wycinaniu małych próbek potrzebnych do skalowania przyrządu z rys. 1 i nieuwzględnionych przy skalowaniu tego przyrządu.

## 6. UZYSKIWANIE RDZENI KLASY A1

Z rozważań podanych powyżej wynika, że obróbka cieplna wykrojów wyciętych z blachy klasy A3 gorąco walcowanej prowadzi do przyrostów przenikalności spełniających warunki klasy A2 i z reguły nie pozwala na uzyskanie mniejszych ich wartości. Zatem rdzeni o własnościach klasy A1 należy poszukiwać na innej drodze.

Nieliczne wzmianki w literaturze [4] wskazują, że otrzymywanie małych przyrostów przenikalności związane jest z walcowaniem na zimno stali krzemowej w postaci taśmy z wycinaniem wykrojów z tej taśmy i z końcową obróbką cieplną odprężającą.

Z powyższego wynika, że warunkiem koniecznym do uzyskania realnego wyniku jest posiadanie blachy o własnościach odpowiadających klasie A3 o grubości kilkakrotnie większej od żądanej grubości wykrojów. Z blachy tego typu można będzie uzyskać drogą walcowania na zimno odpowiedni materiał dla wykrojów.

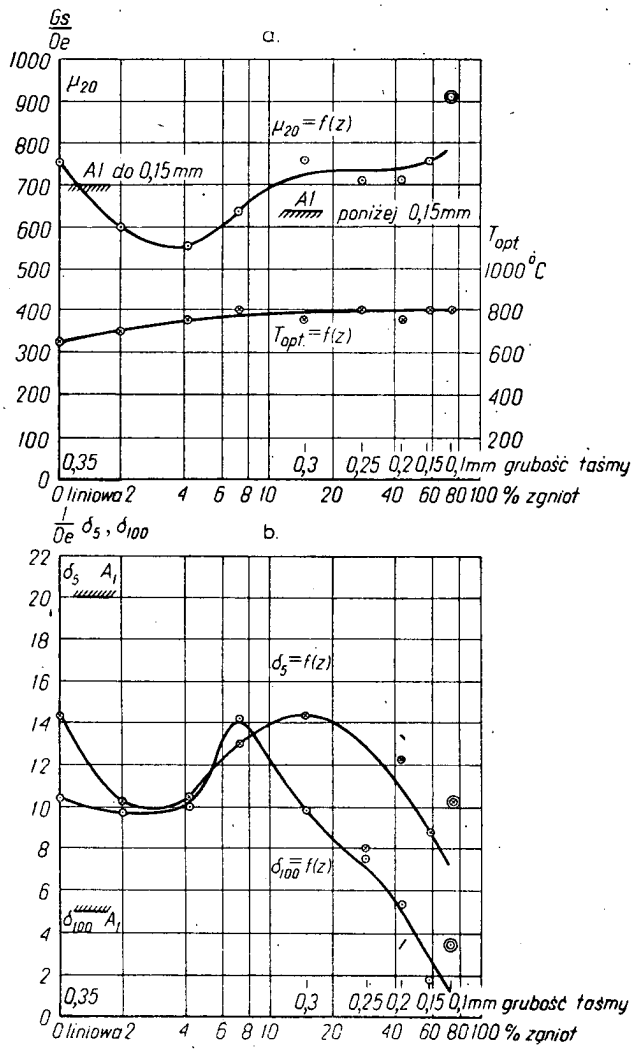
Ponieważ blachę klasy A3 segreguje się z blachy transformatorowej o grubości 0,35 mm, więc drogą walcowania na zimno nie będzie można uzyskać taśmy o grubości 0,35 mm, lecz jedynie taśmy cieńsze wymienione w tablicy 1 (o grubości 0,15 i 0,05 mm).

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1



Celem sprawdzenia możliwości uzyskiwania odpowiednich własności magnetycznych za pomocą opisanej metody przewalcowano na zimno taśmy z blachy klasy A3 o grubości 0,35 mm wprowadzając kolejno coraz większy zgniot. Z tych taśm wycięto szereg małych próbek prostokątnych [3] i przeprowadzono na nich obróbkę cieplną odprężającą zarówno w piecu muflowym jak i wodorowym. Wyniki tych badań przy obróbce cieplnej w piecu muflowym są zestawione na rys. 8, na którym podano w górnej części optymalną temperaturę czterogodzinnego żarzenia, przenikalność $\mu_{20}$ i jej przyrosty $\delta_5$ i $\delta_{100}$ o wartościach spełniających warunki klasy A1 przy zgniotach większych od 50 %. Należy dodać, że obróbka cieplna w piecu wodorowym daje podobne rezultaty, zabezpiecza jednak znacznie lepiej powierzchnię blachy i z tego powodu jest zalecana przy grubościach 0,1 mm i mniejszych zwłaszcza, że optymalna temperatura wyżarzania zbliża się do 800° C.



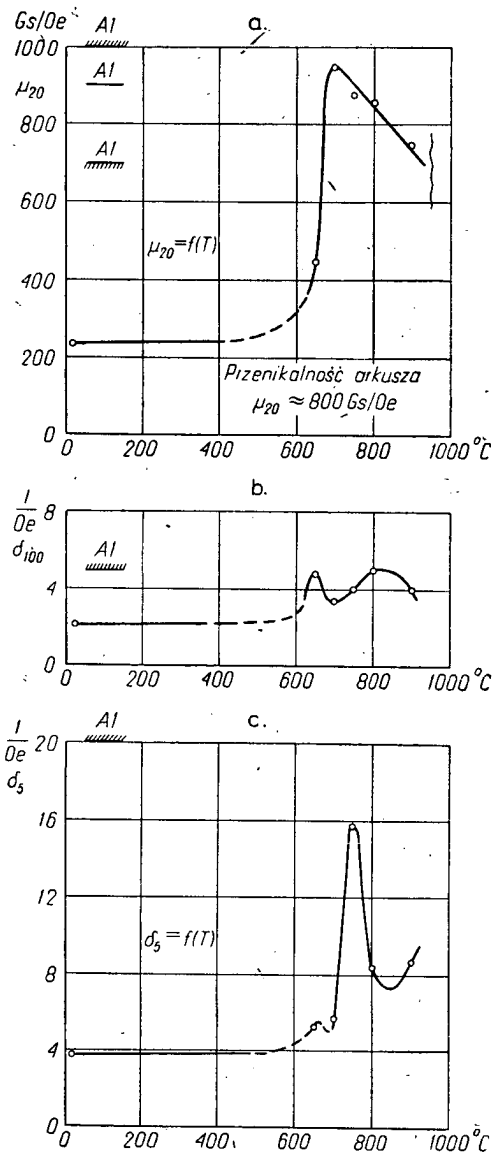

Rys. 8. Wpływ zgniotu przy walcowaniu na zimno blachy klasy A3 na przenikalność $\mu_{20}$ i jej przyrosty $\delta_5$ i $\delta_{100}$ małych próbek wyżarzonych optymalnie.

Wyniki powyższych badań zostały potwierdzone pomiarami na rdzeniach pomiarowych. Rys. 9 podaje typowe wyniki pomiarów na rdzeniach M42 wyciętych z taśmy o grubości 0,15 mm i poddanych obróbce cieplnej w piecu muflowym bez atmosfery ochronnej.

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1






Rys. 9. Wpływ temperatury wyżarzania wykrojów wyciętych, z przewalcowanej na zimno blachy klasy A3 do grubości 0,15 mm, na przenikalność $\mu_{20}$ i jej przyrosty przy stałym czasie wyżarzania 4 godziny. Piec muflowy bez atmosfery ochronnej.

Największą wartość przenikalności $\mu_{20}$ przy odpowiednio małych jej przyrostach uzyskuje się przy temperaturze 700° C, a więc niższej od optymalnej temperatury dla małych próbek prostokątnych. Wynik ten jest w zasadzie zgodny z badaniami nad rekrestalizacją, gdyż naprężenia wprowadzane przy wycinaniu wykrojów płaszczowych M42 są znacznie większe niż przy wycinaniu małych próbek.

Walcowanie na zimno taśmy o zawartości 4% Si jest zabiegiem żmudnym ze względu na znaczną twardość i kruchość tego materiału. Mimo to taśmę o grubości 0,15 mm uzyskuje się bez większych trudności. Poważniejsze trudności występują natomiast przy walcowaniu do mniejszych grubości, np. 0,1 mm. Aby ułatwić proces walcowania stosuje się przy grubości ok. 0,2 mm bardzo krótkie międzyoperacyjne wyżarzanie przeprowadzone z szybkim nagrzewaniem taśmy do temperatury około 900° C. Silnie zgnieciony materiał łatwo się rekrystalizuje i wskutek szybkiego wyjęcia z pieca zachowuje drobnoziarnistą strukturę przy zmniejszonej twardości i zwiększonej plastyczności ułatwiając w ten sposób dalszy proces walcowania [18].

Wydaje się jednak, że opisane międzyoperacyjne wyżarzanie prowadzi do pewnego zwiększenia przyrostów przenikalności nie wykraczającego zresztą poza ramy klasy A1 (punkty podwójne okolone na rys. 8). Z tego powodu

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1



przedłużenie czasu tego wyżarzania względnie powiększenie liczby wyżarzeń względnie powiększenie liczby wyżarzeń na łatwość dalszego walcowania może doprowadzić do wykroczeń poza granice klasy A1.

Rdzenie pomiarowe wykonane z blach klasy A3 przewalcowanej na zimno do grubości 0,1 mm z jednym międzyoperacyjnym wyżarzaniem po czterogodzinnej obróbce cieplnej w piecu muflowym w temperaturze 700°C wykazują własności klasy A1.

Należy dodać na zakończenie, że opisany powyżej sposób otrzymywania rdzeni klasy A1 jest wprowadzony obecnie do produkcji w jednej z fabryk przemysłu telekomunikacyjnego.

## 7. WNIOSKI

Wnioski, jakie można wysnuć z powyższej pracy, dają się sformułować w sposób następujący.

Z produkowanego w dostatecznej ilości surowca, jakim jest blacha transformatorowa o stratności 1,3 W/kg, można wysegregować za pomocą specjalnie do tego celu wykonanych w kraju przyrządów blachę transformatorową klasy A3. Naprężenia wprowadzane przy wycinaniu wykrojów obniżają własności magnetyczne do wartości odpowiadających klasie A4, lecz prosta obróbka cieplna w piecach muflowych bez atmosfery ochronnej pozwala na uzyskanie własności odpowiadających klasie A2. Podobne rezultaty otrzymuje się przy stosowaniu wysegregowanej blachy klasy A5 z tą tylko różnicą, że obróbka cieplna pozwala na uzyskiwanie własności odpowiadających klasie A4.

Ze względu na brak produkcji materiału klasy A3 o grubości rzędu kilku milimetrów nie można uzyskać rdzeni klasy A1 o grubości 0,35 mm. Natomiast walcowanie na zimno taśm wyciętych z blachy A3 do grubości 0,15 mm bez międzyoperacyjnego wyżarzania i do grubości 0,10 mm z jednym bardzo krótkim międzyoperacyjnym wyżarzaniem dostarcza odpowiedniego surowca, z którego wycięte wykroje poddane obróbce cieplnej w piecach muflowych (bez atmosfery ochronnej przy bardzo starannym zabezpieczeniu przed utlenieniem lub w atmosferze wodoru uzyskanej w sposób nader prosty [19]) pozwala na uzyskanie rdzeni o własnościach klasy A1.

Należy dodać, że wszystkie urządzenia do opisanej powyżej technologii rdzeni o specjalnych własnościach są produkowane w kraju i że w większości z nich jest zaopatrzony przemysł telekomunikacyjny. Z tego powodu wprowadzanie tej technologii nie napotyka na poważniejsze trudności.

Niektóre etapy opisanej technologii zostały wprowadzone do przemysłu przed dwoma laty, natomiast końcowy jej etap jest w trakcie wdraża-

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1



nia do produkcji, w rezultacie czego przemysł nasz uniezależnił się od importu z państw kapitalistycznych w zakresie rdzeni transformatorowych o specjalnych własnościach ze stali krzemowej.

*Praca wykonana*
*w Przemysłowym Instytucie Telekomunikacji*
*przedstawiona na zebrania naukowym*
*Wydziału IV PAN w dniu 16. 3. 1953*

## WYKAZ LITERATURY

1. Smoliński A. — Wielkości charakteryzujące materiały magnetyczne — Zeszyty Naukowe Politechniki Warszawskiej, Elektryka 1952, nr 2, s. 3.
2. Cykin G. — Transformatory niskoj czastoty — Moskwa, 1950, s. 180.
3. Smoliński A. — Urządzenie do pomiaru przenikalności magnetycznej na małych próbkach — Prace Badawcze PIT, 1950, nr 2, s. 77.
4. Smoliński A. — Stal krzemowa w telekomunikacji — Prace Badawcze PIT, 1950, nr 3, s. 21.
5. Brykczyński R. — Materiały magnetyczne — Przegląd Radiotechniczny, 1937, nr 9—10, s. 49.
6. Markuszewicz M. — Opracowanie metody wytwarzania blach krzemowych grubości 0,35 i 0,1 mm o dużej przenikalności początkowej — Insytut Metalurgii, Sprawozdanie nr 403.
7. Smoliński A. — Uzyskiwanie blachy transformatorowej klasy A3 — Prace Badawcze PIT, 1951, nr 5, s. 15.
8. Smoliński A. — Usuwanie naprężeń w wykrojach transformatorowych z blachy klasy A3 — Prace Badawcze PIT, 1953, nr 10.
9. Błocki F. — Metody pomiaru przenikalności magnetycznej blach transformatorowych bez wycinania próbek — Przegląd Elektrotechniczny, 1952, nr 4, s. 161.
10. Konopiński T. — Przyrządy do pomiaru przenikalności magnetycznej blach PIT — Przegląd Telekomunikacyjny, 1953, nr 3, s. 105.

А. СМОЛИНЬСКИ

# ПРОДУКЦИЯ ТРАНСФОРМАТОРНЫХ СЕРДЕЧНИКОВ СО СПЕЦИАЛЬНЫМИ СВОЙСТВАМИ ИЗ КРЕМНИСТОЙ СТАЛИ

Резюме

Ряд трансформаторных конструкций для связи и электротехнических измерений требует применения трансформаторной жести со значительной и лежащей в границах известных допустимых отклонений начальной проницаемостью. Сердечники из подобного рода жести должны отличаться небольшим влиянием возбуждения на проницаемость.

Более важные магнитные свойства применяемых сердечников собраны в нормах DIN 41301 и ČSN ESČ 290, где подан модуль комплексной проницаемости при интенсивности поля $\overline{H}=20$ мэ и относи-

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1



тельные приращения проницаемости от 5 до 20 мэ и от 20 до 100 мэ. Проницаемость измеряется на нормальных броневых сердечниках (M 42 — DIN 41302) со щелью в 0,5 мм, уложенных как в трансформаторе.

Из норм следует, что сердечники из кремнистой стали разделяются на 2 класса — A и C. В настоящем труде описан метод получения сердечников класса A.

Промышленный метод продукции сердечников класса A состоит в плавке кремнистой стали в вакуумной печи, прокатке болванок на требуемую толщину, вырезке соответственных штампов и в их отжиге в водородной печи (при темп. ок. 650° C) для устранения напряжений. Недостаток вакуумных печей соответственного объёма побудил польскую металлургию к разработке замещающего метода, состоящего в плавке кремнистой стали в дуговой печи и в конечной рафинирующей обработке в водородной печи (при температуре свыше 1200° C). Ввиду необходимости введения некоторых инвестиций в литейной промышленности этот метод может дать серьёзные результаты только в конце шестилетнего плана.

Срочный запрос промышленности связи на некоторые сорта сердечников класса A заставил промышленность разработать собственный метод получения соответствующего сырья и переработки его на полноценный исходный продукт.

Метод этот состоит в сортировке трансформаторной жести с содержанием ок. 4% *Si*, которая изготовляется в сравнительно значительных количествах для электротехнической промышленности. Жесть эта является материалом очень неоднородным вследствие процесса её продукции. Особенно значительные разницы оказываются при измерении проницаемости при слабых полях. Из ряда измерений исполненных специально построенным прибором (рис 1), калиброванным при помощи малых образцов, следует, что проницаемость $\mu_{20}$ листа жести с потерями 1,3 в/кг при $\bar{B}=10$ кгс и толщиной 0,35 мм колеблется в диапазоне от 200 до 1000 гс/э. Измерения также указали, что жесть этого сорта содержит в среднем 5% листов класса A3 ($\mu_{20} \geqslant 700$ гс/э). Так как полная продукция жести этого сорта превышает запрос промышленности связи приблизительно в 100 раз, то является возможным отсортировать количество жести A3 значительно больше запроса. Следует заметить, что жесть с меньшими потерями содержит большее количество листов класса A3.

Трансформаторные штампы вырезанные из жести класса A3 и собранные в сердечник обнаруживают проницаемость $\mu_{20}$ разряда 550 гс/э (рис. 2). Напряжение вызываемое во время вырезки штампов — обыкновенно при помощи системы комбинированных штампов,

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1



в значительной степени уничтожают высокую проницаемость полученную при сортировке. Эти напряжения устраняются при помощи термической обработки шаблонов в муфальной печи обыкновенно при температуре $650 \pm 20^0$ C в продолжение четырех часов, после чего жесть выстуживается вместе с печью. Влияние температуры на проницаемость $\mu_{20}$ и её приращания показано на рис. 3. Штампы помещаются в стальных коробках, применяя крепко уплотненную окись алюминия для предохранения от окисления и заклеивая стыки крышки с коробкой каолином с растворимым стеклом.

Подобное предохранение не является вполне совершенным, но незначительные количества кислорода проникающие внутрь коробки имеют полезное влияние, с одной стороны нейтрализируя примеси выделяемые стенками коробки и выжигая в некоторой степени примеси (главным образом уголь) содержимые в штампах.

Как результат простой термической обработки получают трансформаторные штампы со свойствами класса A2 (1100 гс/э $\geqslant \mu_{20} \geqslant$ 700 гс/э и $\delta_{100} \leqslant 10$ 1/э), т. к. термическая обработка не только увеличивает проницаемость, но также снижает ее приращения.

Зазапрос промышленности связи заключает в себе кроме жести толщиной в 0,35 мм также и более тонкую жесть толщиной в 0,10 мм. Сердечники из такой тонкой жести должны обладать свойствами класса A1, т. е. 700 гс/э $\leqslant \mu_{20}$ 1000 гс/э, $\delta_{100} \leqslant 5$ 1/э и $\delta_5 \leqslant 20$ 1/э.

Этот род жести получается при помощи холодной прокатки полос вырезанных из жести класса A3 с одним отжигом при температуре 850—900$^0$ C в продолжение нескольких секунд (рис. 4), между отдельными процессами обработки.

Ряд опытов доказал, что после холодной прокатки жести класса A3 (без упомянутого отжига) на тольщину не менее 0,15 мм, после вырезки штампов и отжига в муфельной печи при температуре ок. 700$^0$ C в продолжение 4 часов — получаются также требуемые свойства класса A1.

Влияние температуры на проницаемость $\mu_{20}$ и на её приращения дает рис. 5. Сдедует заметить, что термическая обработка в водородной печи (вместо муфельной) дает возможность получить более гладкую поверхность. Такая обработка вероятно окажется необходимой при продукции сердечников из жести толщиной в 0,05 мм, которые ввиду трудности прокатки — не были до сих пор получены. Заметим еще, что описанный метод не позволяет получать сердечника класса A1 из жести толщиной в 0,35 мм, т. к. нет жести класса A3 толщиной в несколько мм, из которой путем холодной прокатки можно бы получить полоски толщиной в 0,35 мм. До сих пор однако не было запроса на такие сердечники.

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1



Недостатком описанного метода является большая твердость и хрупкость кремневой стали, что затрудняет процесс холодной прокатки и поэтому предусмотрены дальнейшие исследования, имеющие ввиду расширить описанный метод на жесть с меньшим содержанием *Si*.

Наконец следует заметить, что этот труд был исполнен в Промышленном Институте Связи в тесном содействии с заводами промышленности связи и специальной электротехнической промышленности. Некоторые стадии описанного метода были применены в продукции два года тому назад, концевой-же этап внедряется в продукцию.

A. SMOLIŃSKI

## THE METHOD OF OBTAINING SILICON STEEL TRANSFORMER CORES WITH SPECIAL PROPERTIES

Summary

A number of telecommunication and instrument transformer constructions require transformer steel sheet of high and specified within defined limits initial permeability. The permeability of cores made of this kind of steel sheet should be as little as possible dependent upon the exitation. The more important magnetic properties of the cores in use are given by the standard specifications DIN 41301 and ČSN ESČ 290[1] which quote the values of permeability moduli for the field intensity $\bar{H} = 20$ mOe and its increments from 5 to 20 and from 20 to 100 mOe. The permeability is measured on the standard shell cores (M42 — DIN 41302) interleaved in a transformerlike fashion, with 0,5 mm air gap.

The specifications divide the silicon steel cores into two clases A and C. This paper describes the method of production of class A cores.

The industrial method of producing class A cores consist in melting silicon steel in a vacuum furnace, rolling the ingots to the required thickness, making proper stampings and annealing them in a hydrogen atmosphere furnace (in the temperature of 650° C approx. [2]) in order to remove internal stresses. The shortage of vacuum furnaces of the required capacity prompted the metalurgists of our country to work out a subtitute method which consists in melting silicon steel in an arc-furnace and final refining treatment in a hydrogen atmosphere furnace (in the temperature above 1200° C [3]. Because of the necessity of making certain investments in the

[1] DIN = German specifications, ČSN ESČ Czechoslovakian spec.
[2] 650° C = 1202° F.
[3] 1200° C = 2192° F.

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1



steel industry, this method will bring results on an industrial scale only by the end of the Six-Year Plan.

The urgent need of the telecommunication industry for certain types of class A cores forced it to work out its own method of obtaining a suitable raw-material and converting it into a valuable final product.

This method is to sort out 4%-silicon transformer steel sheets made in fairly large quantities for the electrotechnical industry. Because of the technological process this steel sheet is a highly heterogeneous material. Particularly large differences are found during the measurements of weak field permeability. A number of measurements made with specially designed instrument (Fig. 1), calibrated by means of small specimens shows that the permeability $\mu_{20}$ of a steel sheeet, having the losses of 1.3 W/kg for $\overline{B} = 10$ kGs and of the thickness of 0.35 mm varies from 200 to 1000 Gs/Oe. It was also found that the steel sheets of this kind contain on the average 5% of class A3 sheets ($\mu_{20} \geqslant 700$ Gs/Oe). As the total production of this kind of steel sheets in more than a hundred times the amount required by the telecommunication industry, it is possible to select class A3 steel sheets in quantities considerably exceeding the requirement. It should be mentioned that among the steel sheets of lower losses there is a higher percentage of A3 class sheets.

The transformer stampings made of class A3 steel sheet and interleaved into a core have a permeability $\mu_{20}$ of the order of 550 Gs/Oe (Fig. 2). The high value of permeability obtained with the help of selection is to a great extent dostroyed by the stresses caused by the punching-die during the process of stamping. These stresses are removed by means of four hour long thermal treatment of the stampings in the muffle-furnaces usually in the temperature of 650 ± 20° C [1] and final cooling of the charge together with the furnace. The influence of the temperature on the permeability $\mu_{20}$ and its increments is shown in Fig. 3. The stampings are placed in steel boxes and protected against oxidization by well compressed aluminium oxide and then glueing together the cover and the box by means of kaoline mixed with water-glass. This kind of protection is not perfect, but the oxygen penetrating into the box in small amounts has a positive effect, because on the one hand it neutralizes the impurities emerging out of the walls of the box and on the other hand it burns out to a certain extent the impurities occluded in the stampings.

As a result of a simple thermal treatment one gets transformer stampings with the properties corresponding to the A2 class

$$(1100 \text{ Gs/Oe} \geqslant \mu_{20} \geqslant 700 \text{ Gs/Oe and } \delta_{100} \leqslant 10^{-} \text{ 1/Oe})$$

[1] 650 ± 20° C = 1202 ± 60° F.

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1



because the thermal treatment not only increases the permeability but also reduces its increments.

Apart from the steel sheets of the thickness 0.35 mm, the telecommunication industry also requires thinner sheets e. g. 0.10 mm. The cores made of this kind of sheets should have properties corresponding to A1 class (700 Gs/Oe $\leqslant \mu_{20} \leqslant$ 1000 Gs/Oe, $\delta_{100} \leqslant 5$ 1/Oe and $\delta_5 \leqslant 20$ 1/Oe). This kind of steel sheet is obtained by cold rolling of A3 class steel sheet strips including one interstage annealing treatment at a temperature 850 to 900° C [1] lasting a few seconds (Fig. 4). Its follows from a number of tests that the required properties of A1 class can be also obtained after cold rolling A3 class steel sheet without interstage annealing to a thickness of at least 0.15 mm, punching the stampings and annealing for four hours in a muffle furnace in the temperature of about 700° C [2]. The influence of temperature upon the permeability $\mu_{20}$ and its increments is shown in Fig. 5. It should be added that the thermal treatment in a hydrogen atmosphere furnace gives a better surface finish than in a muffle furnace. It seems that better finish will be necessary for 0,05 mm thick steel sheet cores, which have not yet been produced because of the rolling difficulties. One should also mention that the A1 class cores 0.35 mm thick cannot be obtained by this method because of the shortage of A3 class steel sheets several milimeters thick, which could be reduced by cold rolling to a 0.35 mm thick strip. But, so far, there has been no demand for such cores.

The disadvantage of the method described above is the great hardness and brittleness of steel, which makes the cold rolling process more difficult. For this reason further investigations are planned with the view of applying the above method to the steel sheets of smaller silicon content.

Finally one has to add that this study has been undertaken in the Industrial Institute of Telecommunication in close cooperation with the factories of the special electrotechnical and teletechnical industries. Some stages of the decribed method were introduced into production two years ago; the final stage is now in the course of realization.

---

[1] 850 ÷ 900° C = 1562 ÷ 1652° F.

[2] 700° C = 1292° F.

Approved For Release 2008/04/02 : CIA-RDP80T00246A003300030001-1