

dk J. 366



WIADOMOŚCI
INSTYTUTU METALURGJI I METALOZNAWSTWA



oraz

ZAKŁADU
METALURGJI I METALOZNAWSTWA
POLITECHNIKI WARSZAWSKIEJ
ul. Topolowa 18

Rok 2, Nr. 1



WIADOMOŚCI
INSTYTUTU METALURGJI I METALIZNAWSTWA

oraz

ZAKŁADU
METALURGJI I METALIZNAWSTWA
POLITECHNIKI WARSZAWSKIEJ

REDAKCJA I ADMINISTRACJA:
INSTYTUT METALURGJI I METALIZNAWSTWA
WARSZAWA, UL. TOPOŁOWA 18.

Przedruk dozwolony pod warunkiem podania źródła.
Autorzy artykułów są odpowiedzialni za wyrażone w nich poglądy.

Treść:

Sommaire:

Nr.	Str.	Page
7. J. Czochralski i T. Miazga: Wykres rekryształizacji kadmu	3	J. Czochralski et T. Miazga: Diagramme de la récrystallisation du cadmium 3
8. G. Welter i S. Danielecki: Udarność żelaza „armco”, stali węglowej i cynku w zależności od temperatury i wielkości kryształów	6	G. Welter et S. Danielecki: Résilience du fer „armco”, de l'acier doux ainsi que du zinc en fonction de la température et de la grandeur des cristaux 6
9. J. Czochralski i J. Milej: Wpływ zanieczyszczeń i obróbki termicznej na korozję stali używanej do wyrobu sprawdzianów	10	J. Czochralski et J. Milej: Influence des impuretés et du traitement thermique sur la corrosion de l'acier pour la fabrication des calibres 10
10. G. Welter i L. Oknowski: Wpływ szybkości rozciągania na własności wytrzymałościowe magnezu, cynku i żelaza „armco” o różnych wielkościach kryształów 16	16	G. Welter et L. Oknowski: Influence de la vitesse de traction sur les qualités de résistance du magnésium ainsi que du zinc et du fer „armco” en fonction de la grandeur des cristaux 16
11. J. Czochralski i T. Beriszwili: Szybkość rozpuszczania się żelaza, manganu i żelazomanganu w stopionej miedzi	24	J. Czochralski et T. Beriszwili: La vitesse de dissolution du fer ainsi que du manganèse et ferromanganèse dans le cuivre fondu 24
12. J. Czochralski i Z. Bukowski: Odtlenianie mosiądzów i bronzów.	27	J. Czochralski et Z. Bukowski: Sur la désoxydation des laitons et des bronzes 27
13. J. Czochralski i W. Gawlikowski: Przyczynek do badań nad elektrolityczną rafinacją aluminium w stopionych chlorkach	31	J. Czochralski et W. Gawlikowski: Etudes sur la raffination électrolytique de l'aluminium dans un mélange de chlorures fondus 31
14. J. Czochralski: Metoda ilościowego oznaczania wtrąceń niemetalicznych	34	J. Czochralski: Méthode concernant la définition quantitative des inclusions non-métalliques 34
15. G. Welter: O nierealnym pojęciu górnej i dolnej granicy płynności oraz o wytrzymałości na rozciąganie stali miękkiej i innych metali	38	G. Welter: Sur l'inexistence de la limite d'écoulement supérieure et inférieure et sur la résistance à la rupture de l'acier doux ainsi que d'autres métaux. 38

Errata:

str.: 5, kolumna: lewa, wiersz 1	od dołu wydrukowano:	Seite 2,	powinno być:	Seite 4.
„ 8, „ „ „ 26	od góry	„ Rys. 5,	„ „	Rys. 5, Pl. I.
„ 9, „ „ „ 16	„ „	„ Seite 5,	„ „	Seite 7.
„ 9, „ „ „ 12 i 8	„ „	„ „ 6,	„ „	„ 8.
„ 10, „ „ „ 8	„ „	„ Pl. I,	„ „	Pl. II.
„ 13, „ „ „ rys. 3	„ „	„ $\frac{Q_0 Q}{Q} \cdot 100$	„ „	$\frac{Q_1 - Q}{Q_0} \cdot 100$
„ 18, „ „ „ 3	od dołu	„ 0,0005	„ „	0,004
„ 19, „ „ „ 1	„ „	„ 2, 40(1935)	„ „	2, 38(1935)

PJ 163/60

Wykres rekrytalizacji kadmu

Diagramme de la récrystallisation du cadmium

TREŚĆ: Kadm techniczny, odlany w postaci wałców o średnicy 6 mm i długości 7 mm, poddano zgmiotowi, zmniejszając wysokość próbek o 2, 5, 10, 25, 50, 70 i 90%. Następnie próbki te wyżarzono w ciągu 30 minut w rozmaitych temperaturach: 20°, 50°, 100°, 150°, 200°, 250°, 300°, 310°, a po wypolerowaniu i wytrawieniu odpowiednim odczynnikiem zmierzono średnice kryształów. Otrzymano w ten sposób dane dla ustalenia wykresu rekrytalizacji kadmu (rys. 2).

Praca miała na celu ustalenie zależności wielkości ziaren kadmu od stopnia poprzedzającego zgmiot i temperatury wyżarzania, oraz przedstawienie tej zależności w postaci wykresu przestrzennego (wykresu rekrytalizacji¹). Kadm do chwili obecnej nie został wyczerpująco zbadany pod tym względem.

Jako materiał wyjściowy do niniejszych badań służył kadm techniczny, odlany w postaci prętów o średnicy 8 mm; wykazywał on budowę transkrytaliczną (rys. 1, Pl. I), wyraźnie widoczną zwłaszcza na przekroju poprzecznym (a).

Z prętów wytoczono próbki o średnicy 6 mm i wysokości 7 mm. Jednorodność wielkości ziaren w poszczególnych próbkach była zadowalająca. Średnie wymiary linjowe ziaren na przekroju podłużnym wynosiły 0,42 mm.

Wszystkie próbki wyżarzono, celem usunięcia naprężeń, w ciągu 2 godzin przy 250°, poczem poddano je odkształceniu na zimno. Zgmiot, wyrażony w procentowym zmniejszeniu wysokości, wynosił dla poszczególnych grup próbek: 2%, 5%, 10%, 25%, 50%, 70%

i 90%. Następnie wyżarzono próbki grupami w ciągu 30 minut w temperaturach: 20°, 50°, 100°, 150°, 200°, 250°, 300°, 310° i oziębiono je w powietrzu o temperaturze pokojowej.

W czasie odkształcania próbek kadmu stwierdzono „trzask bliźniaków”, który jednak przy zgmiocie ponad 2% stawał się coraz słabszy, a przy około 4% zgmiotu zanikał zupełnie.

Pomiary wielkości ziaren wykonywano na powierzchniach podłużnego przekroju próbek po ich wypolerowaniu i wytrawieniu. Okazało się przytem, że nawet lekki nacisk na próbkę w czasie polerowania powoduje daleko posunięty zgmiot powierzchniowy. Odkształconą warstwę metalu można jednak usunąć przez rozpuszczenie jej odczynnikiem o składzie:

- 10 cm³ stężonego kwasu azotowego,
- 50 „ wodnego roztworu dwutlenku wodoru (30%),
- 50 „ wody.

Działając tym roztworem na próbkę kadmu w ciągu 1/2 do 2 minut, otrzymywano gładką i lśniącą powierzchnię, niewykazującą już śladów powierzchniowego zgmiotu. Właściwe trawienie prowadzono zapomocą odczynnika:

- 10 cm³ stężonego kwasu azotowego,
- 10 „ „ „ solnego,
- 200 „ wody z drobnym dodatkiem chloranu potasowego.

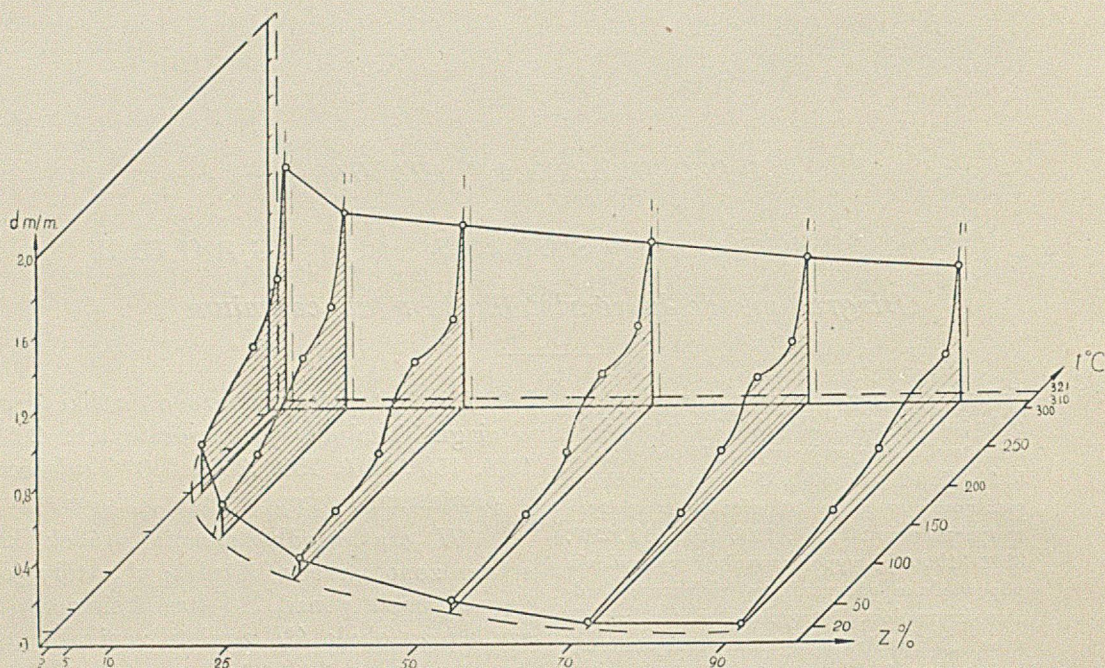
Celem uwidocznienia granic kryształów działano powyższym odczynnikiem w ciągu 1 do 2 sekund. Dłuższe trawienie (2 do 10 sekund) powodowało wystąpienie refleksji dyslo-

¹) J. Czochralski, *Moderne Metallkunde*, Berlin (1924), S. 125 — 138.

kowanej; im większe były ziarna, tem dłuższy musiał być czas działania odczynnika.

Wyniki pomiarów wielkości ziaren w zależności od stopnia zgniotu i od temperatury wyżarzania przedstawione są na rys. 2.

W miarę podnoszenia się temperatury kryształły wzrastają coraz bardziej, przyczem krzywe zależności $d=f(t)$ dla poszczególnych wartości Z przechodzą przez płaskie maksimum około 250° , poczem przybierają przebieg asym-



Rys. 2. Wykres rekrytalizacji kadmu. d — średnie wymiary ziaren w mm; t — temperatura w $^{\circ}\text{C}$; Z — zmniejszenie wysokości próbek (zgniot) w procentach.

Wartości temperatury początku rekrytalizacji kadmu przy różnych stopniach odkształcenia, uzyskane przez ekstrapolację graficzną, wskazane są na rys. 2 linią kreskowaną. Jak widać, temperatura początku rekrytalizacji kadmu, podobnie jak i innych do tej pory zbadanych metali, jest tem niższa, im większy jest stopień zgniotu. Przy odkształceniach powyżej 50% temperatura ta leży poniżej temperatury pokojowej¹⁾.

¹⁾ A. Botschwar, Z. anorg. allgem. Chem., 157, 319 (1926), podaje, że kadm zaczyna rekrytalizować już przy temperaturze 10° .

ptyczny do płaszczyzny pionowej, przechodzącej przez temperaturę topnienia kadmu.

Reasumując należy stwierdzić, że otrzymany wykres rekrytalizacji kadmu charakterem swym przypomina wykresy rekrytalizacji innych, dotychczas zbadanych, metali¹⁾.

Warszawa, 1935.

Zakład Metalurgji i Metaloznawstwa
Politechniki Warszawskiej.

¹⁾ J. Czochralski, l. c.; P. Oberhoffer u. W. Oertel, Stahl u. Eisen, 39, 1061 (1919); I. Feldman, Wiad. Inst. Met., 1, 21 (1934).

Rekristallisationsdiagramm des Cadmiums

von J. CZOCHRALSKI und T. MIAZGA

Zusammenfassung

Aus technischem, gegossenem Cadmium wurden kleine Druckproben von 6 mm Durchmesser und 7 mm Länge hergestellt. Alle Proben wurden

2 Stunden lang bei 250° ausgeglüht und dann verschieden stark zusammengedrückt. Die Höhenabnahmen betragen ungefähr: 2, 5, 10, 25, 50,

70 und 90%. Die Proben wurden dann gruppenweise 30 Min. lang bei Temperaturen von 20, 50, 100, 150, 200, 250, 300 und 310° rekrytalisiert und an der Luft abgekühlt. Auf Grund der Korngrössenmessungen wurde ein Rekrytalizationsdiagramm aufgestellt (rys. 2, Seite 2),

welches in seinem Typus mit den Rekrytalizationsdiagrammen anderer bisher erforschter Metalle übereinstimmt.

Warszawa, 1935.

Institut für Metallurgie und Metallkunde
der Technischen Hochschule.

Udarność żelaza „armco”, stali węglowej i cynku w zależności od temperatury i wielkości kryształów

Résilience du fer „armco”, de l’acier doux ainsi que du zinc en fonction de la température et de la grandeur des cristaux

TREŚĆ: Droga rekrytalizacji przygotowano z żelaza „armco”, ze stali węglowej o zawartości 0,22% węgla i z cynku po dwie serie próbek: 1) o możliwie najmniejszej i 2) o możliwie największej średnicy kryształów, poczem próbki te poddano badaniu udarności w temperaturach: -50° , -25° , 0° , 25° , 50° i 100° zapomocą młota Charpy’ego. Najsilniejszy wpływ temperatury i wielkości kryształów na udarność stwierdzono w przypadku żelaza „armco”; w miarę wzrostu wielkości kryształów do $d = 0,7$ mm i obniżania temperatury do 0° i niżej, udarność żelaza „armco” spadała do $U = 2,5$ kgm/cm². Maksymalną udarność $U = 28$ kgm/cm² wykazały drobnokrystaliczne próbki żelaza „armco” ($d = 0,06$ mm) w temperaturze 25° . Dla stali węglowej (0,22% C) udarność zmieniała się w zależności od temperatury i wielkości ziaren w węższym zakresie: od 8,5 kgm/cm² do 16 kgm/cm². Cynk wykazywał bardzo niską udarność (około 0,4 kgm/cm²), która wzrastała dopiero przy 100° ($U = \text{ok. } 2,5$ kgm/cm²).

1. Przygotowanie próbek.

Żelazo „armco”. Skład chemiczny badanego żelaza „armco” (pochodzenia niemieckiego) był następujący:

$$\begin{aligned} C &= 0,01 \% \\ Mn &= 0,03 \text{ „} \\ P &= 0,007 \text{ „} \\ S &= 0,02 \text{ „} \end{aligned}$$

Materiał ten został dostarczony w postaci prętów o przekroju 11×11 mm.

Drobnokrystaliczne próbki żelaza „armco” przygotowano, poddając materiał wyjściowy wyżarzeniu w ciągu 1 godziny przy 900° do 920° i ostudzeniu w piasku. Otrzymano w ten sposób tworzywo, którego ziarna posiadały przeciętne wymiary linjowe: $d = 0,06$ mm. Droga rozciągania (do 5% trwałego wydłużenia) znormalizowanych próbek żelaza „armco” i następnego wyżarzenia ich w ciągu 2 godzin przy temperaturze 800° , uzyskano materiał gruboziarnisty ($d = 0,7$ mm). Próbki te wykazały przy badaniu mikroskopowym budowę niejednorodną: znacznie większe kryształy w środkowej części przekroju poprzecznego aniżeli po brzegach (rys. 1, Pl. I). Próba Baumanna (rys. 2, Pl. I), oraz analiza chemiczna (tabl. I) dowiodły, że przyczyną tego anormalnego zjawiska jest zwiększona zawartość siarki w środku pręta. Zgadza się to ze spostrzeżeniem Oberhoffer’a i Jungbluth’a¹⁾.

TABLICA I.

Skład chemiczny żelaza „armco” w środku i na brzegach pręta.

Miejsce badania	C ^o / _o	Mn ^o / _o	P ^o / _o	S ^o / _o
Warstwa zewnętrzna (drobnokrystaliczna)	0,01	0,03	0,007	0,014
Warstwa wewnętrzna (grubokrystaliczna)	0,01	0,03	0,006	0,031

¹⁾ P. Oberhoffer u. H. Jungbluth, Stahl u. Eisen, 42, 1513 (1922).

Stal węglowa pochodziła z Huty Batorego (typ M 4) i miała kształt prętów o przekroju 13×13 mm. Skład chemiczny:

C	$= 0,22 \%$
Mn	$= 0,56 \%$
Si	$= 0,21 \%$
P	$= 0,021 \%$
S	$= 0,013 \%$

Próbki stali o małych kryształach ($d = 0,007$ mm) przygotowano, poddając materiał odkształceniu (drogą rozciągania) o $\sim 5\%$ i wyżarzeniu w temperaturze 600° . Celem otrzymania dużych kryształów ($d = 0,22$ mm¹) rozciągnano pręt o $\sim 10\%$ i wyżarzano przy temperaturze 900° .

Cynk posiadał skład chemiczny:

Pb	$= 0,009 \%$
Fe	$= 0,01 \%$
As, Cd, Cu, Sb	nie wykryto.

Materiał został dostarczony w postaci walcowanych prętów o średnicy 20 mm.

Celem uzyskania próbek drobnokryształicznych ($d = 0,1$ mm) wyżarzono cynk w ciągu 1 godziny przy 120° . Próbki grubokryształiczne ($d = 3$ mm) otrzymano drogą wyżarzania cynku w ciągu 20 minut przy temperaturze 400° .

2. Pomiary udarności.

Pomiary przeprowadzono przy użyciu młota Charpy'ego o mocy 30 kgm, stosując małe próbki typu Mesnager'a ($10 \times 10 \times 55$ mm) z karbem okrągłym.

Celem dokonania pomiaru udarności w temperaturze wyższej lub niższej od temperatury pokojowej, ogrzewano lub oziębiano próbkę w odpowiednim termostacie, poczem umieszczano ją na wspornikach maszyny Charpy'ego i po upływie określonego czasu wyzwalano młot. Wyznaczywszy uprzednio w identycznych warunkach krzywą stygnięcia (ogrzewania) próbki, można było w ten sposób z zadowalającą dokładnością określić temperaturę pomiaru.

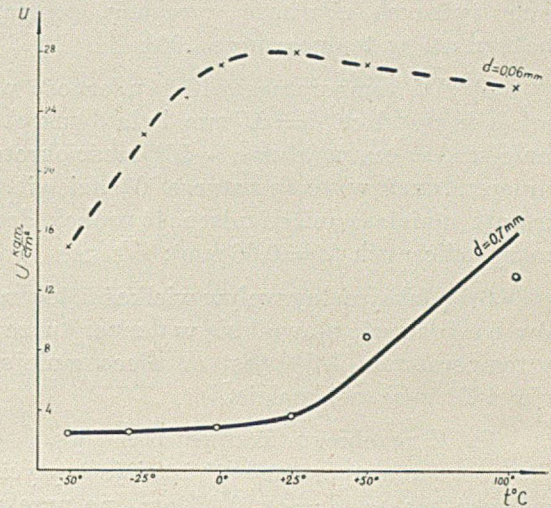
Większość prób wykonano dwu- lub trzykrotnie.

3. Wyniki.

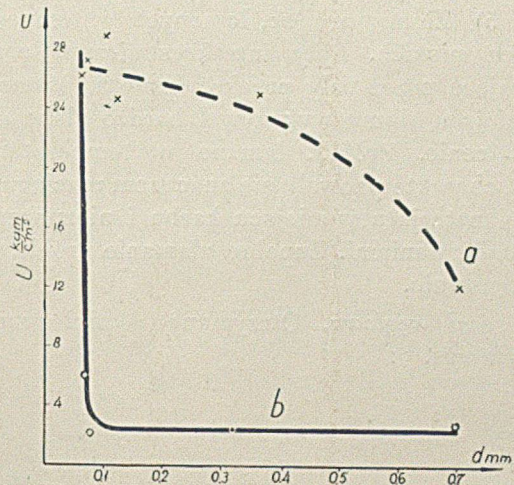
Żelazo „armco”. Wyniki badań udarności drobnokryształicznego i grubokryształicznego żelaza „armco”

¹) Otrzymanie większych kryształów stali okazało się niemożliwe. Podane wymiary odnoszą się do ziaren ferrytu.

w zależności od temperatury podane są na wykresie (rys. 3). Ponadto przeprowadzono pomiary udarności próbek żelaza „armco” o pośrednich wielkościach ziaren w temperaturze 0° i 100° (rys. 4). Jak z przytoczonych danych wynika:



Rys. 3. Wpływ temperatury na udarność drobnokryształicznych i grubokryształicznych próbek żelaza „armco”. U — udarność; t — temperatura; d — średnica kryształów.



Rys. 4. Wpływ wielkości kryształów na udarność żelaza „armco” w temperaturze 100° (krzywa a) i w temperaturze 0° (krzywa b). U — udarność; d — średnica kryształów.

1) Maksymalną udarność wykazało żelazo „armco” o kryształach $d = 0,06$ mm w temperaturze 25° : $U = 28$ kgm/cm²;

2) W miarę wzrostu temperatury do $t = 100^\circ$ udarność tego tworzywa malała prawie o 10% : $U = 26,25$ kgm/cm²;

3) Obniżenie temperatury do -50° powodowało spadek udarności prawie do 50% wartości maksymalnej: $U = 15 \text{ kgm/cm}^2$;

4) Próbki grubokrystaliczne ($d = 0,7 \text{ mm}$) w zakresie od -50° do 25° miały bardzo niską udarność: $U = \text{ok. } 2,5 \text{ kgm/cm}^2$; w temperaturach wyższych udarność wzrastała, osiągając maksimum w temperaturze 100° ;

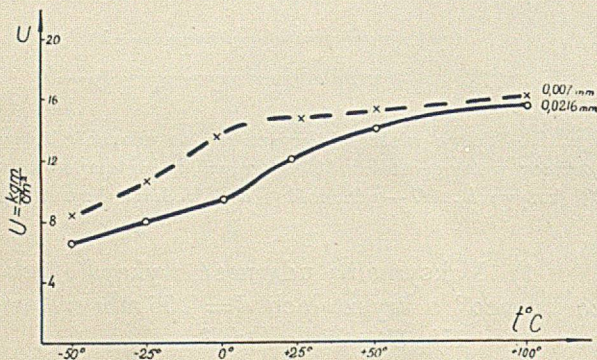
5) W temperaturze 100° udarność próbek o kryształach $d = 0,7 \text{ mm}$ była dwukrotnie mniejsza, w temperaturze -50° sześciokrotnie mniejsza, zaś w temperaturze 0° dziewięciokrotnie mniejsza aniżeli udarność próbek drobnokrystalicznych ($d = 0,06 \text{ mm}$);

6) Maksymalny wpływ wielkości kryształów na udarność ujawnił się w temperaturze 0° ; w temperaturze -50° jest on nieco mniejszy, a w 100° znacznie maleje.

7) Z przebiegu krzywej *b* na rys. 4 wynika, że dla temperatury 0° istnieje krytyczna wielkość ziaren $d = \text{ok. } 0,07 \text{ mm}$, po przekroczeniu której następuje gwałtowny spadek udarności.

Wraz ze zmianami udarności obserwowano charakterystyczne zmiany wyglądu złomu (rys. 5). Złomy próbek, łamanych w temperaturach niskich, były intrakrystaliczne, przebiegające przez cały przekrój próbki. Materiał w miejscu złomu wykazywał bardzo słabe odkształcenie. Próbki, łamane w temperaturze 100° , charakteryzowały się znacznym rozciągnięciem materiału w miejscu karbu i nieznacznymi naderwaniami. Zupełne złamanie próbki nie następowało.

Stal węglowa. Otrzymane wyniki przedstawia rys. 6:

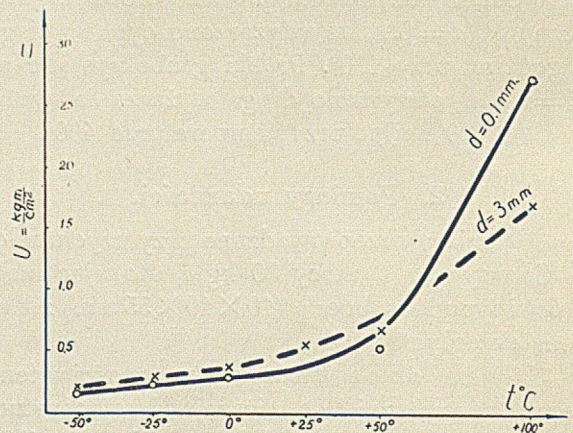


Rys. 6. Wpływ temperatury na udarność drobnokrystalicznych i grubokrystalicznych próbek stali węglowej ($0,22\%$ C). U — udarność; t — temperatura.

1) W miarę wzrostu temperatury udarność drobnokrystalicznych ($d = 0,007 \text{ mm}$) próbek stali węglowej o zawartości $0,22\%$ węgla wzrasta stale, osiągając wartość $U = 16 \text{ kgm/cm}^2$ w temperaturze 100° (w temperaturze -50° $U = 8,5 \text{ kgm/cm}^2$);

2) Udarność próbek grubokrystalicznych ($d = 0,22 \text{ mm}$) wzrasta w miarę podnoszenia się temperatury od wartości najniższej w -50° ($U = 6,5 \text{ kgm/cm}^2$) do $U = 15,5 \text{ kgm/cm}^2$ w temperaturze 100° ;

3) W zestawieniu z wynikami, otrzymanymi dla próbek stalowych drobnokrystalicznych, stwierdzamy dla próbek grubokrystalicznych nieznaczne obniżenie udarności. Maksymalny wpływ wielkości kryształów na udarność stali zaznacza się w temperaturze 0° . Ekstrapolując krzywe poza zakres badanych temperatur, można przypuścić, że w temperaturach nieco niższych od -50° i nieco wyższych od 100° wielkość kryształów nie wpływa na wyniki udarności.



Rys. 7. Wpływ temperatury na udarność drobnokrystalicznych i grubokrystalicznych próbek cynku. U — udarność; d — średnica kryształów; t — temperatura.

Złomy próbek stalowych miały wygląd typowy dla materiałów kruchych, złamanie było zupełne. W wyższych temperaturach otrzymywano złomy z charakterystycznymi wyrwami kształtu sierpowego po bokach próbki.

Z ogólnego zestawienia rezultatów badań udarności żelaza „armco” i stali węglowej, z uwzględnieniem różnej wielkości kryształów w poszczególnych serjach prób, wynika:

1) Charakter zależności udarności od temperatury i wielkości kryształów jest jakościowo dla obu rodzajów tworzyw jednakowy;

2) Krzywe, wyrażające przebieg udarności stali, są bardziej do siebie zbliżone i mniej strome aniżeli odpowiednie krzywe dla żelaza „armco“;

3) Maksymalny wpływ wielkości kryształów na wyniki pomiarów udarności zaznacza się, zarówno dla żelaza „armco“ jak i dla stali, w temperaturach pomiędzy 0° a 25°. Wpływ wielkości kryształów na udarność jest większy dla żelaza „armco“ aniżeli dla stali węglowej.

Cynk. Wyniki przedstawione są na rys. 7:

1) W zakresie temperatur od -50° do 50° cynk wykazał bardzo niską udarność, przy-

czem grubokrystaliczne ($d = 3$ mm) próbki cynku dały wartości znacznie wyższe aniżeli próbki drobnokrystaliczne ($d = 0,1$ mm).

2) W temperaturze 100° udarność cynku wzrosła do wartości około 2,5 kgm/cm², przy czym w tej temperaturze udarność próbek drobnokrystalicznych była wyższa niż próbek grubokrystalicznych.

3) We wszystkich temperaturach próbki cynku wykazywały złom intrakrystaliczny.

Warszawa, 1935.

Zakład Metalurgii i Metaloznawstwa
Politechniki Warszawskiej.

Einfluss der Korngrösse und Temperatur auf die Kerbschlagfestigkeit von Armco-Eisen, Kohlenstoffstahl und Zink

von G. WELTER und S. DANIELECKI

Zusammenfassung

Durch Rekristallisation wurden Kerbschlagproben (kleine Probe nach Mesnager) von Armco-Eisen, Kohlenstoffstahl und Zink, einerseits mit tunlichst feinem und andererseits tunlichst grobem Korn hergestellt. Die Proben wurden bei Temperaturen von -50°, -25°, 0°, 25°, 50° und 100° auf dem Charpy-Pendelhammer geprüft. Hierbei zeigte es sich, dass Korngrösse und Temperatur von sehr grossem Einfluss auf die Kerbschlagfestigkeit von reinem Armco-Eisen sind. Grobkristalline Proben mit einer Korngrösse bis zu $d = 0,7$ mm, geprüft bei einer Temperatur von 0° und weniger, ergaben eine auffallende Erniedrigung der Kerbschlagfestigkeit; diese sinkt bis zu etwa $U = 2,5$ kgm/cm² ab. Demgegenüber zeigten die feinkristallinen Proben ($d = 0,06$ mm) bei einer Temperatur von etwa 10° bis 25° eine Kerbschlagfestigkeit von $U \cong 28$ kgm/cm², die bei Tempe-

raturen von -50° nur auf 15 kgm/cm² absinkt (s. rys. 3, Seite 5). Für Kohlenstoffstahl (0,22% C) liegt die Kerbschlagfestigkeit in Abhängigkeit von der Temperatur und der Korngrösse in engeren Grenzen (von 6,5 kgm/cm² bis 16 kgm/cm², s. rys. 6, Seite 6). Die Werte für Zink liegen sehr niedrig; sie betragen bei -50° nur etwa 0,16 kgm/cm²; bei höheren Temperaturen steigen diese Werte an, um bei 100° etwa 2,7 kgm/cm² zu erreichen (rys. 7, Seite 6). Entgegen den Ergebnissen für Armco-Eisen, wurde, im Hinblick auf die Kerbzähigkeit, ein grundsätzlicher Unterschied zwischen grob- und feinkristallinem Zink nicht festgestellt.

Warszawa, 1935.

Institut für Metallurgie und Metallkunde
der Technischen Hochschule.

J. CZOCHRALSKI i J. MILEJ

Wpływ zanieczyszczeń i obróbki termicznej na korozję stali, używanej do wyrobu sprawdzianów

*Influence des impuretés et du traitement thermique sur la corrosion de l'acier
pour la fabrication des calibres*

T R E Ś Ć: Próbkę, wyciętą ze środka i z obwodu pręta stalowego o średnicy 160 mm (stal z zawartością ok. 0.8% węgla i ok. 2% manganu), poddano okresowemu zanurzeniu i wynurzeniu z pół-normalnego roztworu chlorku sodowego w ciągu 5, 15, 23, 31 i 39 dni. Szybkość korozji tworzywa wyżarzonego oznaczano przez badanie zmian wytrzymałości na rozciąganie, hartowanego zaś przez określanie zmian przewodności elektrycznej. Otrzymano następujące wyniki: 1) Próbkę, pobraną ze środka pręta (o nieco większym stopniu zanieczyszczenia), wykazały większą szybkość korozji aniżeli próbki z obwodu. 2) Stal, wyżarzona na perlit pasemkowy, korodowała szybciej niż wyżarzona na perlit kulkowy. 3) Między próbkami, hartowanymi ze struktury perlitu kulkowego i pasemkowego, nie zauważono różnicy w szybkości korozji.

Badany materiał.

Do badań wybrano pręt stalowy o średnicy 160 mm. Analiza chemiczna (Tabl. I) nie wykazała wybitniejszych różnic w składzie tworzywa ze środka i z obwodu pręta, natomiast badania makroskopowe (rys. 1, Pl. I) i mikroskopowe ujawniły fakt silniejszego zanieczyszczenia środkowych warstw tworzywa w stosunku do zewnętrznych.

Próbki.

Próbki wycięto z pręta w kierunku podłużnym: a) z warstw środkowych, leżących w obrębie walca o średnicy 50 mm; b) z warstw

TABLICA I.

Wyniki analizy chemicznej badanej stali.

Skład	Środek pręta	Obwód pręta
C	0,810	0,810
Mn	2,183	2,210
Si	0,212	0,219
S	0,008	0,006
P	0,018	0,020
Cu	0,191	0,198

zewnętrznych, leżących w obrębie pierścienia o średnicach 110 i 160 mm. Próbkę, przeznaczone do badań wytrzymałościowych, miały 0,5 mm grubości, 140 mm długości i 9,8 mm szerokości w części środkowej, a 15 mm na końcach. Długość pomiarowa wynosiła 50 mm. Wymiary próbek do badań oporności elektrycznej były następujące: grubość 0,5 mm, długość 140 mm, szerokość 9,8 mm. Wszystkie próbki posiadały mały otwór na jednym końcu. Wykończenie próbek i ich powierzchni było dokładne, z tolerancją czynnych wymiarów $\pm 0,01$ mm.

Obróbka termiczna.

Dostarczona stal posiadała strukturę perlitu kulkowego. Po wyżarzeniu pewnej ilości próbek przez dłuższy czas przy temperaturze 880° i wolnym ostudzeniu wraz z piecem, otrzymano budowę perlitu pasemkowego. Część

próbek zahartowano w oleju od temperatury 760° do 770°, inne zaś od temperatury 880°. W pierwszym przypadku otrzymano martenzyt z ziarnami nierozpuszczonego cementytu, w drugim zaś czysty martenzyt.

Czynnik korodujący.

Sprawdziany w czasie przechowywania podlegają działaniu wazeliny, zawierającej niekiedy pewną ilość kwasów, wilgoci i tlenu, w czasie pracy zaś wpływają na nie ponadto składniki potu z rąk pracowników. Czynniki te działają oczywiście zbyt wolno i nierównomiernie, aby mogły służyć do ilościowego określenia różnic w zachowaniu się stali o niejednakowym stanie obróbki termicznej i różnym stopniu zanieczyszczenia. W niniejszej pracy użyto więc znacznie energiczniejszego środka, mianowicie półnormalnego roztworu chlorku sodowego. Kwasowość tego odczynnika, badana potencjometrycznie, wahała się w granicach $7,3 < P_H < 7,6$.

Po licznych próbach i niepowodzeniach zdecydowano się na zastosowanie metody okresowego zanurzania i wynurzania próbek z roztworu, jako dającej dość równomierne wyniki w ciągu stosunkowo krótkiego czasu.

Prowadzenie doświadczeń.

Próbki, po odtłuszczeniu mieszaniną alkoholu z eterem i zważeniu, zawieszano na haczykach szklanych. W ciągu dnia co pół godziny zanurzano je, a następnie wynurzano (rys. 2, Pl. II) z roztworu. W ciągu nocy od godz. 22-ej do 8-ej próbki były całkowicie zanurzone. Temperatura powietrza wahała się pomiędzy 17° a 23°, temperatura roztworu pomiędzy 18° a 21°. Roztwór zmieniano co 24 godz. Atmosfera pokoju, w którym przeprowadzano korozję, była wybitnie kwaśna (pracownia chemiczno-analityczna).

Po 5, 15, 23, 31 i 39 dniach wyjmowano po 3 próbki z każdej grupy celem przeprowadzenia pomiarów.

Pomiary szybkości korozji.

Wzorując się na pracy *Czochralskiego* i *Schmid'a*¹⁾, zastosowano jako metodę mierze-

nia szybkości korozji porównawcze badania wytrzymałości na rozciąganie próbek skorodowanych i nieskorodowanych. Metoda ta, jakkolwiek niemożliwiająca ścisłego określenia zużycia tworzywa przez korozję w jednostkach bezwzględnych, daje jednak wartościowe wyniki porównawcze. Dla próbek hartowanych, ze względu na trudność ich obrabiania i zrywania, pomiary wytrzymałości na rozciąganie zastąpiono pomiarami przewodności elektrycznej¹⁾.

Próby wytrzymałości na rozciąganie wykonano zapomocą maszyny Amslera, pomiary przewodności elektrycznej—zpomocą podwójnego mostka Thomsona. Specjalny uchwyt zapewniał przy pomiarze przewodności zachowanie stale jednakowej długości pomiarowej = 100 mm. Uchwyt ten, wraz z próbką, utrzymywano w kąpeli naftowej o stałej temperaturze 30°.

Dla orientacji oznaczano również straty ciężaru próbek, wywołane korozją. W tym celu próbki, po oznaczeniu wytrzymałości na rozciąganie lub przewodności, oczyszczano z rdzy zapomocą roztworu chlorku żelazowego w kwasie solnym²⁾ następnie suszono je i wazono.

Wyniki.

Tablice II do V podają wyniki średnie, uzyskane na podstawie 3 pomiarów. Porównanie szybkości korozji stali o różnym stopniu zanieczyszczenia ułatwia rys. 3; wpływ obróbki termicznej uwidoczniają rys. 4 i 5. Na rys. 6 zestawione są wyniki, uzyskane trzema, stosowanymi w niniejszej pracy, metodami mierzenia szybkości korozji.

W tablicach i na wykresach stosowane są następujące oznaczenia:

- t , czas od chwili pierwszego zanurzenia próbki;
- Δt , czas od poprzedniego pomiaru;
- Q , całkowita siła rozrywająca po korozji;
- Q_0 , „ „ „ przed korozją;
- ΔQ , zmiana procentowego spadku siły rozrywającej od poprzedniego pomiaru;
- $\Delta Q/\Delta t$, szybkość korozji, wyrażona procentowym spadkiem siły rozrywającej;
- g , ciężar próbki po korozji w gramach;
- g_0 , „ „ przed korozją w gramach;

¹⁾ *J. Czochralski* u. *E. Schmid*, Z. Metallkunde, 20, 1 (1928).

¹⁾ *J. C. Hudson*, Trans. Faraday Soc., 25, 177 (1929).

²⁾ *A. Portevin*, Rev. métall., 30, 275 (1933).

T A B L I C A II.

Wyniki pomiarów szybkości korozji stali ze środka pręta, wyżarzanej na perlit kulkowy.

Czas		Zmiany wytrzymałości na rozciąganie				Zmiany ciężaru		
t dni	Δt dni	Q kg	$\frac{Q_0 - Q}{Q_0} \cdot 100$ %	ΔQ %	$\frac{\Delta Q}{\Delta t}$ %/dzień	$\frac{g_0 - g}{g_0} \cdot 100$ %	Δg %	$\frac{\Delta g}{\Delta t} \cdot 100$ %/dzień
0	5	334	—	3,58	0,72	—	3,20	0,64
5	10	322	3,58	15,28	1,53	3,20	8,45	0,84
15	8	271	18,86	11,08	1,38	11,65	4,44	0,56
23	8	234	29,94	5,09	0,64	16,09	4,33	0,54
31	8	217	35,03	4,27	0,53	20,42	5,08	0,64
39	8	206	39,30			25,50		

T A B L I C A III.

Wyniki pomiarów szybkości korozji stali z obwodu pręta, wyżarzanej na perlit kulkowy.

Czas		Zmiany wytrzymałości na rozciąg.				Zmiany ciężaru			Zmiany przewodności		
t dni	Δt dni	Q kg	$\frac{Q_0 - Q}{Q_0} \cdot 100$ %	ΔQ %	$\frac{\Delta Q}{\Delta t}$ %/dzień	$\frac{g_0 - g}{g_0} \cdot 100$ %	Δg %	$\frac{\Delta g}{\Delta t}$ %/dzień	$\frac{\gamma_0 - \gamma}{\gamma_0} \cdot 100$ %	$\Delta \gamma$ %	$\frac{\Delta \gamma}{\Delta t}$ %/dzień
0	5	325	—	3,30	0,66	—	3,33	0,67	—	3,5	0,70
5	10	314	3,30	14,23	1,42	3,33	8,04	0,80	3,5	11,8	1,18
15	8	268	17,53	6,16	0,77	11,37	4,89	0,61	15,4	7,3	0,91
23	8	248	23,70	4,60	0,58	16,26	3,91	0,49	22,6	5,0	0,62
31	8	233	28,30	4,90	0,61	20,17	5,03	0,63	27,6	6,7	0,84
39	8	217	33,20			25,20			34,3		

T A B L I C A IV.

Wyniki pomiarów szybkości korozji stali z obwodu pręta, wyżarzanej na perlit pasemkowy.

Czas		Zmiany wytrzymałości na rozciąganie				Zmiany ciężaru		
t dni	Δt dni	Q kg	$\frac{Q_0 - Q}{Q_0} \cdot 100$ %	ΔQ %	$\frac{\Delta Q}{\Delta t}$ %/dzień	$\frac{g_0 - g}{g_0} \cdot 100$ %	Δg %	$\frac{\Delta g}{\Delta t}$ %/dzień
0	5	475	—	5,24	1,05	—	3,20	0,64
5	10	449	5,24	16,99	1,71	3,20	8,12	0,81
15	8	367	22,33	7,79	0,85	11,32	3,85	0,48
23	8	336	29,12	6,12	0,76	15,17	4,69	0,71
31	8	307	35,24	6,96	0,87	20,86	4,62	0,58
39	8	274	42,20			25,48		

T A B L I C A V.

Wyniki pomiarów szybkości korozji stali hartowanej (zmiany przewodności elektr.)

C z a s		Martenzyt z cementytem (temp. hart. 765°)			Martenzyt bez cementytu (temp. hart. 880°)		
<i>t</i> dni	Δt dni	$\frac{\gamma_0 - \gamma}{\gamma_0} \cdot 100$ %	$\Delta \gamma$ %	$\frac{\Delta \gamma}{\Delta t}$ %/dzień	$\frac{\gamma_0 - \gamma}{\gamma_0} \cdot 100$ %	$\Delta \gamma$ %	$\frac{\Delta \gamma}{\Delta t}$ %/dzień
0		—			—		
	5		4,3	0,86		4,7	0,94
5		4,3			4,7		
	10		13,9	1,39		13,2	1,32
15		18,2			17,9		
	8		9,0	1,12		8,4	1,05
23		27,2			26,3		
	8		5,2	0,65		6,3	0,79
31		32,4			32,6		
	8		6,0	0,75		6,5	0,81
39		38,4			39,1		

Δg , zmiana procentowego spadku ciężaru próbki od poprzedniego pomiaru;

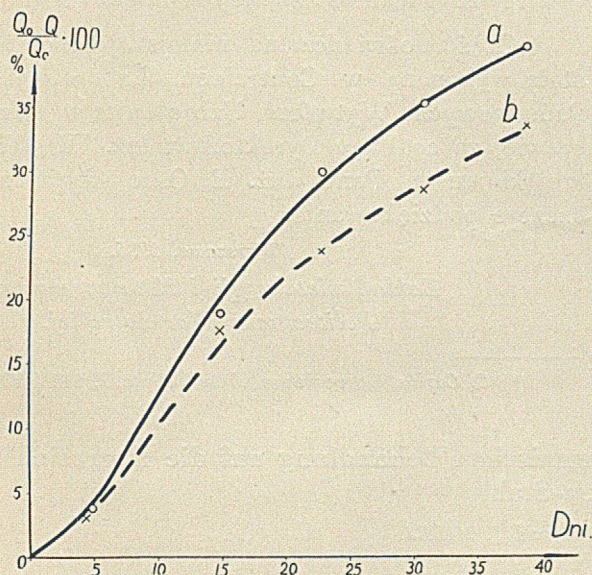
$\Delta g/\Delta t$, szybkość korozji wyrażona procentowym spadkiem masy próbki;

γ_0 , przewodność elektryczna przed korozją w odwrotności oma;

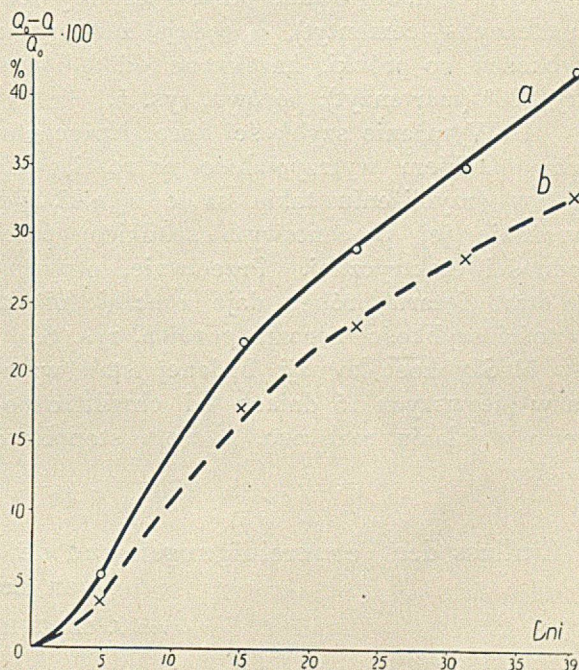
γ , przewodność elektryczna po korozji w odwrotnościach oma;

$\Delta \gamma$, zmiana procentowego spadku przewodności od poprzedniego pomiaru;

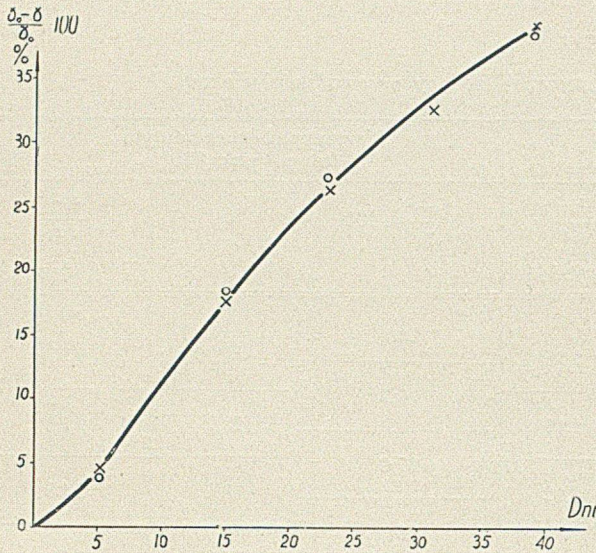
$\Delta \gamma/\Delta t$, szybkość korozji, wyrażona procentowym spadkiem przewodności elektrycznej.



Rys. 3. Przebieg korozji próbek stali, pobranych ze środka (a) i z obwodu (b) pręta, wyżarzonych na perlit kulkowy. Korozja, wyrażona procentowym spadkiem siły rozrywającej (Q).



Rys. 4. Przebieg korozji próbek stali, pobranych z obwodu pręta, wyżarzonych na perlit pasemkowy (a), względnie kulkowy (b). Korozja, wyrażona procentowym spadkiem siły rozrywającej (Q).



Rys. 5. Przebieg korozji próbek stali, hartowanych od temperatury 765° (O), względnie 880° (X). Korozja wyrażona procentowym spadkiem przewodności elektrycznej (γ).

Wnioski.

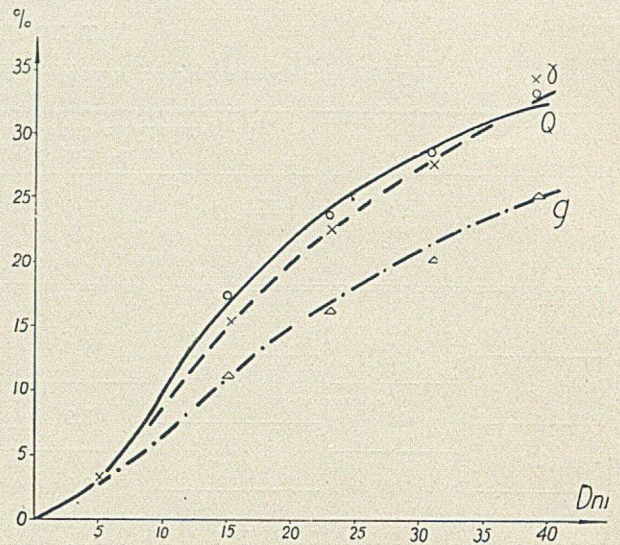
1) Próbki, pobrane ze środka pręta, korodują szybciej niż próbki z obwodu; porówn. rys. 3.

2) Próbki, wyżarzone na perlit pasemkowy, korodują szybciej niż próbki, wyżarzone na perlit kulkowy; porówn. rys. 4.

3) Próbki, hartowane od temperatury 765° (martenzyt + cementyt), korodują z tą samą szybkością co próbki, hartowane od temperatury 880° (martenzyt); porówn. rys. 5.

4) Wyrażanie szybkości korozji procentowym spadkiem wytrzymałości na rozciąganie daje w przybliżeniu takie same wyniki, jak wyrażanie jej procentowym spadkiem przewodności elektrycznej. Przeciwnie, oznaczanie strat ciężaru próbek daje znacznie niższe wartości szybkości korozji; porówn. rys. 6.

5) Szybkość korozji badanej stali wzrasta w pierwszych 15 dniach od chwili rozpoczęcia działania roztworu, potem stopniowo maleje.



Rys. 6. Przebieg korozji próbek stali z obwodu pręta, wyżarzonych na perlit kulkowy. Korozja wyrażona procentowym spadkiem siły rozrywającej (Q), przewodności (γ) i masy (g).

Przyczyną zjawiska, wymienionego w punkcie pierwszym, jest niewątpliwie większy stopień czystości stali przy obwodzie pręta, aniżeli w pobliżu jego środka (porówn. rys. 1). Szybszą korozję perlitu pasemkowego niż kulkowego należy tłumaczyć większym rozwinięciem powierzchni cementytu. Fakt zmniejszania się szybkości korozji po 15 dniach działania roztworu może pozostawać w związku z osadzaniem się warstwy rdzy na powierzchni próbek i wzbogacaniem się jej w miedź¹⁾.

Część doświadczalna niniejszej pracy została wykonana w Centralnym Laboratorium Państwowych Wytwórni Uzbrojenia w Warszawie, za co Panu Dyrektorowi Inż. W. Wierzejskiemu i Panu Inż. E. Osce wyrażamy szczerze podziękowanie.

Warszawa, 1935.

Zakład Metalurgji i Metaloznawstwa
Politechniki Warszawskiej.

¹⁾ C. Carius, Korrosion u. Metallschutz, 7, 181 (1931)

Einfluss der Verunreinigungen und der thermischen Behandlung auf die Korrosion von Lehren-Stahl

von J. CZOCHRALSKI und J. MILEJ

Zusammenfassung

Die aus dem Zentrum und aus der Peripherie eines Stahlstabes (0,8% C, 2% Mn) von 160 mm Durchmesser entnommenen Proben wur-

den während 39 Tagen in $\frac{1}{2}$ -stündigen Zeitabständen in eine N/2 wässrige Natriumchloridlösung eingetaucht, um darauf in gleichen Zeitab-

ständen an der Luft zu verbleiben. In den Nachtzeiten ab 10 bis 8 Uhr tauchten die Proben in der Lösung. Als Mass der Korrosionsgeschwindigkeit diente die Querschnittsabnahme, welche für das ausgeglühte Material aus seiner Zugfestigkeitsverminderung, für das gehärtete dagegen aus der Erhöhung des elektrischen Widerstandes ermittelt wurde. Es wurden folgende Versuchsergebnisse erhalten: 1) das Material aus dem Zentrum, das mehr verunreinigt war, erwies sich weniger beständig, als das Material aus der

äusseren Zone; 2) von den ausgeglühten Proben waren die mit lammellarem Perlit weniger beständig als die mit körnigem Zementit; 3) Bei den gehärteten Proben konnte man keinen merklichen Unterschied in der Korrosionsgeschwindigkeit feststellen, gleichgültig ob als Ausgangsmaterial lammellarer Perlit oder körniger Zementit verwendet wurde.

Warszawa, 1935.

Institut für Metallurgie und Metallkunde
der Technischen Hochschule.

Wpływ szybkości rozciągania na własności wytrzymałościowe magnezu, cynku i żelaza „armco“ o różnych wielkościach kryształów

Influence de la vitesse de traction sur les qualités de résistance du magnésium ainsi que du zinc et du fer „armco“ en fonction de la grandeur des cristaux

TREŚĆ: Przeprowadzono badania wpływu szybkości rozciągania na wyniki, uzyskiwane przy pomiarach własności wytrzymałościowych magnezu, cynku i żelaza „armco“. Badania wykonano przy użyciu próbek o różnych wielkościach ziarna, uzyskanych drogą wyżarzania lub rekrytalizacji. Stwierdzono, że zwiększenie szybkości rozciągania wywołuje w przypadku magnezu i cynku wzrost wytrzymałości na rozciąganie, oraz wydatny spadek wydłużenia; żelazo „armco“ wykazuje w tych warunkach większą wytrzymałość na rozciąganie i granicę płynności, jak również większe wydłużenie, podczas gdy wartość przewężenia nie ulega zmianie. Różnic w wyglądzie złomów szybko i wolno zrywanych próbek nie stwierdzono dla żadnego z badanych metali.

Wstęp.

Ogólnie panowało niegdyś przekonanie, że ze wzrastającą szybkością rozciągania rosną: granica płynności i wytrzymałość na rozciąganie, podczas gdy wydłużenie i przewężenie maleją. Późniejsze badania w tej dziedzinie wykazały rozbieżności w wynikach, i to nie tylko co do ilościowego lecz również jakościowego charakteru zależności.

Z pośród licznych prac nad wpływem szybkości rozciągania należy wymienić badania *Le Chatelier'a*¹⁾, *Fettweis'a*²⁾, *Schulz'a*

i *Buchholz'a*¹⁾ oraz *Meyer'a*²⁾, dotyczące różnych rodzajów stali, dalej prace *Sachs'a*³⁾ nad cynkiem oraz *Ludwik'a*⁴⁾ nad cyną; ten ostatni autor zajął się również teoretycznym wyjaśnieniem zagadnienia.

Wpływ bardzo dużych szybkości zrywania w próbach dynamicznych badali: *Fuchs*⁵⁾, *Gessner*⁶⁾ i *Körber*⁷⁾.

*Stribeck*⁸⁾ stwierdził, że w wyższych temperaturach omawiane efekty znacznie przybierają na sile.

Przygotowanie próbek i pomiary.

Pomiary wytrzymałości na rozciąganie przeprowadzono na próbkach magnezu i cynku o dwóch różnych wielkościach ziarna, uzyskanych drogą wyżarzania. Dla żelaza „armco“ otrzymano odpowiednie ziarnistości przez re-

¹⁾ *E. H. Schulz* u. *H. Buchholz*, Mitt. Vers.-Anst. Ver. Stahlwerke, Dortmunder Union-Hoerder Ver., 2, 1 (1926 — 28).

²⁾ *E. Meyer*, Forsch.-Arb. Ing.-Wes., H. 295, 62 (1927).

³⁾ *G. Sachs* u. *G. Fick*, Der Zugversuch, Leipzig, 1926, S. 145.

⁴⁾ *P. Ludwik*, Physik. Z., 10, 411 (1909).

⁵⁾ *O. Fuchs*, Z. Ver. deut. Ing., 64, 273 (1920).

⁶⁾ *A. Gessner*, Stahl u. Eisen, 40, 781 (1920).

⁷⁾ *F. Körber*, Mitt. Kais.-Wilh. Inst. Eisenforschung, 4, 11 (1922).

⁸⁾ *R. Stribeck*, Z. Ver. deut. Ing., 47, 559 (1903).

¹⁾ *A. Le Chatelier*, Baumaterialienkunde, 1902, S. 13.

²⁾ *F. Fettweis*, Archi. Eisenhüttenwes., 6, 149 (1932).

krystalizację materiału wydłużonego o 5%. Ponadto przeprowadzono badania wpływu szybkości rozciągania przy użyciu próbek żelaza „armco”, wzmocnionych przez wydłużenie o 10% do 20%.

Jako miarę szybkości rozciągania przyjęto dla magnezu i cynku przyrost wydłużenia próbki na sekundę, dla żelaza „armco” zaś ogólny czas działania siły w minutach. Próby wykonano na maszynie hydraulicznej z napędem ręcznym, firmy Amsler (4 t). Szybkość rozciągania ustalono i regulowano przy pomo-

cy dobranej szybkości obrotu korby. Kilka próbek żelaza „armco” zerwano na maszynie 50 t. firmy Mohr i Federhaff dla uzyskania większych szybkości zrywania.

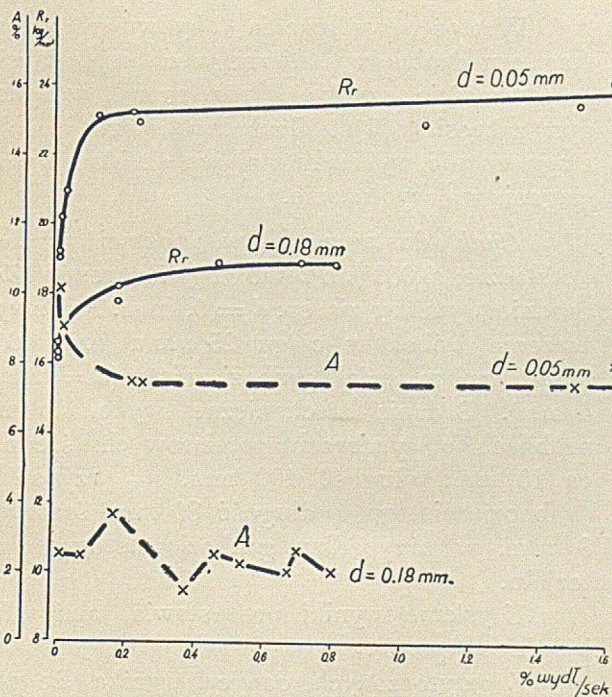
Wyniki pomiarów.

Magnez. Badania wykonano przy użyciu 2-ch rodzajów próbek magnezu (tabl. I), nadając każdemu z tych rodzajów dwójaką wielkość ziarna. Wyniki przedstawione są w tablicach II i III, oraz na wykresach (rys. 1 i 2).

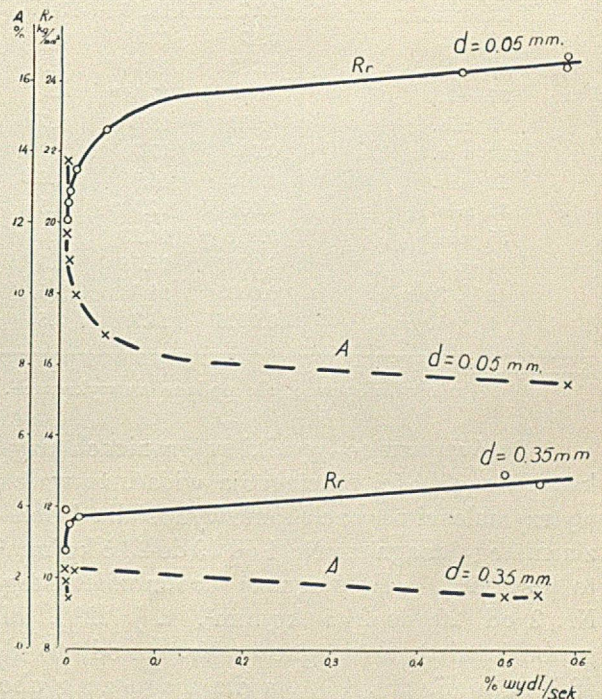
T A B L I C A I.

Skład chemiczny, wielkość ziaren i wymiary badanych próbek magnezu.

Magnez Nr.	Skład chemiczny %	Wyżarzanie		Średnie wymiary ziaren d , mm	Wymiary pomiarowe próbek, mm	
		temp. °C	czas godz.		Długość	Średnica
1	Fe 0,062	500	2	0,05	40	4
	Si 0,044					
	Na 0,070					
	Mn, Cl, K ślady					
2	Fe 0,041	325	1,3	0,05	80	8
	Si 0,022					
	Na 0,054	500	2	0,35	80	8
	Mn, Cl ślady					



Rys. 1. Wpływ szybkości rozciągania na wytrzymałość na rozciąganie i wydłużenie magnezu Nr. 1, drobnodziarnistego i grubodziarnistego. (Oznaczenia jak w tablicy II).



Rys. 2. Wpływ szybkości rozciągania na wytrzymałość na rozciąganie i wydłużenie magnezu Nr. 2, drobnodziarnistego i grubodziarnistego. (Oznaczenia jak w tablicy III).



TABLICA II.

Zależność własności wytrzymałościowych magnezu Nr. 1 od szybkości rozciągania.

R_r , wytrzymałość na rozciąganie; A , wydłużenie.

Średnica ziaren d , mm	C z a s	% wydł. sek.	R_r , $\frac{\text{kg}}{\text{mm}^2}$	A %
0,05	4 sek.	1.81	24.60	7.2
	4 sek.	—	22.93	—
	5 sek.	1.05	22.95	5.25*
	5 sek.	1.5	23.53	7.5
	5 sek.	1.6	24.22*	8.0*
	32 sek.	0.23	23.06	7.5
	35 sek.	0.21	23.22	7.5
	40 sek.	0.108	23.12	4.2*
	50 sek.	0.12	24.26	6.0*
	6 min.	0.026	20.91	7.8
	19 m. 41 sek.	0.007	20.20	9.0
	41 min.	0.004	20.18	8.75
	1 g. 55 min.	—	19.00	—
2 g. 28 min.	0.001	19.19	10.0	
0,18	2,5 sek.	0.8	18.85	2.0
	3 sek.	0.666	16.6	2.0
	3,5 sek.	0.7	18.94	2.5
	4,2 sek.	0.54	17.05*	2.2
	4 sek.	0.37	17.67*	1.5
	5,5 sek.	0.46	18.92	2.5
	21 sek.	0.17	18.16	3.5
	22 sek.	0.17	17.80	3.7
	30 sek.	0.083	19.31	2.5
	37 sek.	—	17.41*	—
	5 min.	0.009	18.3	2.7
	11 min.	0.004	17.30	2.7
	28 min.	0.002	16.94	2.5
	35 min.	0.001	17.58*	2.5
	55 min.	0.001	16.23	2.5
1 g. 12 min.	0.0006	16.56	2.5	
1 g. 30 min.	0.0005	16.08	2.5	
1 g. 40 min.	0.0006	16.7	3.5	

*) Wartości niepewne, nie podane na wykresach.

Porównyując wyniki w granicach uzyskanych szybkości rozciągania widać, że wzrost wytrzymałości na rozciąganie wynosi dla drobnoziarnistego magnezu Nr. 1 od 19 do 23,5 kg/mm², to jest 25%, dla magnezu drobnoziarnistego Nr. 2 od 20 do 24,5 kg/mm², t. j. 22%, dla gruboziarnistego magnezu Nr. 1 od 16 do 18,5 kg/mm², t. j. 16%, a dla magnezu gruboziarnistego Nr. 2 od 11 do 13 kg/mm², t. j. 18%. Największe przyrosty wytrzymałości na rozciąganie występują przy szybkościach poniżej 0,1% wydłużenia na sekundę.

TABLICA III.

Zależność własności wytrzymałościowych magnezu Nr. 2 od szybkości rozciągania.

R_r , wytrzymałość na rozciąganie; A , wydłużenie.

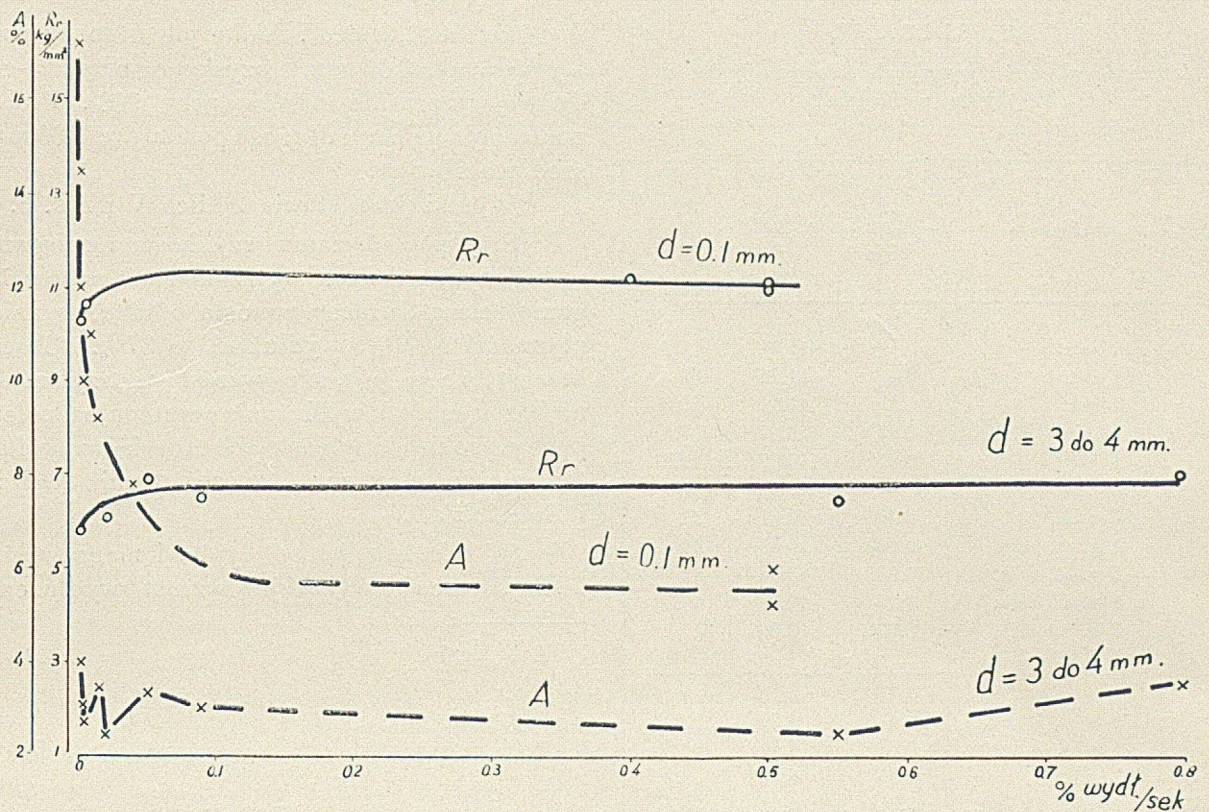
Średnica ziaren d , mm	C z a s	% wydł. sek.	R_r , $\frac{\text{kg}}{\text{mm}^2}$	A %
0,05	9,5 sek.	0.45	24.20	4.25
	13 sek.	0.57	24.61	7.5
	13 sek.	0.57	24.40	7.5
	3 min. 21 sek.	0.044	22.63	8.9
	12 min. 30 sek.	—	21.39	—
	15 min. 50 sek.	0.01	21.45	10.0
	51 min.	0.004	20.54	11.0
	56 min.	0.003	20.84	11.7
	2 g. 28 min.	0.001	20.05	13.7
	0,35	3 sek.	—	13.29
3 sek.		0.5	12.90	1.5
3 sek.		0.54	12.68	1.6
4 min. 10 sek.		0.009	11.66	2.2
7 min. 30 sek.		0.003	11.52	1.5
23 min.		—	11.23	—
58 min.		0.0006	10.82	2.0
1 g. 12 min.		0.0005	11.93	—
1 g. 15 min.		0.0005	11.57	2.2

Wartości wydłużenia obydwu rodzajów magnezu drobnokrystalicznego zmniejszają się przy wzroście szybkości rozciągania w badanym zakresie o 7%. Grubokrystaliczne próbki magnezu nie wykazały wpływu szybkości rozciągania na wydłużenie.

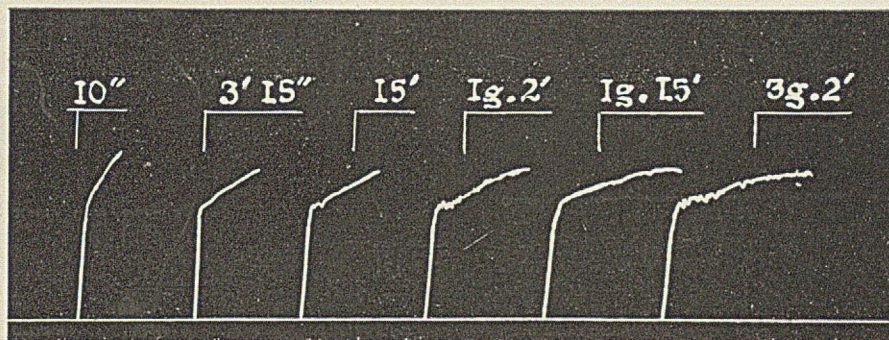
Cynk dostarczono w postaci prętów o składzie: 0,009% *Pb* i 0,01% *Fe*, reszta *Zn*. Średnie wymiary ziaren: $d = 0,1$ mm. Przez wyżarczenie próbek w ciągu 25 minut przy 360° otrzymano materiał gruboziarnisty ($d = 3$ do 4 mm). Badania mechaniczne wykonano na próbkach o wymiarach pomiarowych: średnica 10 mm, długość 100 mm, w przypadku drobnoziarnistego, a długość 80 mm, średnica 8 mm, w przypadku gruboziarnistego materiału.

Uzyskane wyniki przedstawia tablica IV i wykres (rys. 3).

Z przytoczonych danych wynika, że powiększenie szybkości rozciągania z 0,001 względnie 0,0005% wydłuż./sek. na 0,4 względnie 0,8% wydłuż./sek., powoduje wzrost wytrzymałości na rozciąganie cynku drobnoziarnistego.



Rys. 3. Wpływ szybkości rozciągania na wytrzymałość na rozciąganie i wydłużenie gruboziarnistych i drobnoziarnistych próbek cynku. (Oznaczenia jak w tablicy IV).



Rys. 4. Wykresy wydłużenie-obciążenie, uzyskane przy rozciąganiu drobnokrystalicznych próbek cynku. Liczby oznaczają czas od rozpoczęcia działania siły do zerwania się próbki.

nistego o 10%, a cynku gruboziarnistego o 22%. Wydłużenie spada w tych warunkach o 77%.

Charakter wykresów, zarejestrowanych przez maszynę do rozciągania, przedstawia rys. 4. Widoczne na krzywych ząbki powstają wskutek przesunięć wzdłuż płaszczyzn pośliz-

gu poszczególnych krystalitów przy obciążeniu, przewyższającym opór na tych płaszczyznach. Zjawisko to powoduje odprężenie¹⁾ (cofanie się wskazówki dynamometru).

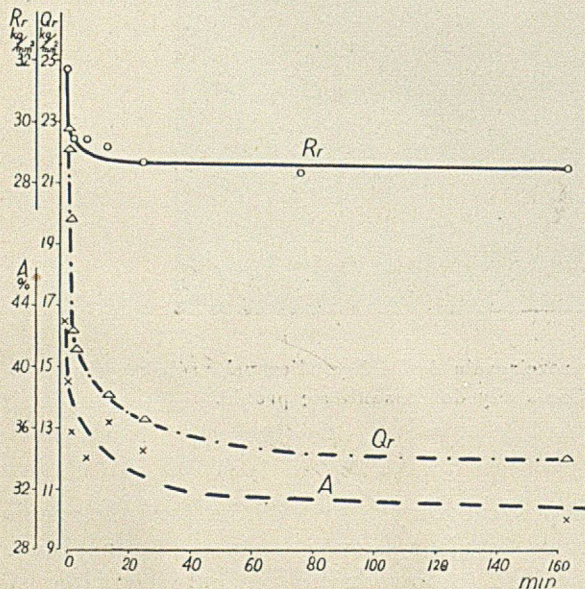
¹⁾ Porówn. G. Welter, Wiad. Inst. Met., 2, 40 (1935).

TABLICA IV.

Zależność własności wytrzymałościowych cynku od szybkości rozciągania.

R_r , wytrzymałość na rozciąganie, A , wydłużenie.

Srednica ziaren mm	C z a s	o/0 wydł. sek.	R_r , kg. mm ²	A o/0
0,1	10 sek.	0,4	11,34	4,2
	11 sek.	0,5	11,27	5,2
	12 sek.	0,5	11,42	6,0
	3 min. 15 sek.	0,039	10,37	7,8
	11 min.	0,014	10,67	9,2
	15 min.	—	10,36	—
	28 min.	0,006	10,61	11
	1 g. 1 min.	0,003	10,55	10
	1 g. 2 min.	0,003	10,45	12
	1 g. 15 min.	0,003	10,30	14,5
3 g. 2 min.	0,001	10,36	17,2	
3 do 4	4 min. 4 sek.	0,8	6,99	3,5
	4 min. 5 sek.	0,55	6,46	2,5
	33 sek.	0,09	6,56	3,0
	1 min. 11 sek.	0,048	6,93	3,4
	2 min.	0,021	6,04	2,5
	4 min. 30 sek.	0,013	6,10	3,4
	14 min. 30 sek.	0,004	6,10	3,1
	14 min. 30 sek.	0,003	5,40	2,5
	23 min. 35 sek.	0,002	5,91	2,7
	42 min.	0,002	5,90	4,0
1 g. 55 min.	0,004	5,75	3,0	



Rys. 5. Wpływ szybkości rozciągania na własności wytrzymałościowe żelaza „armco”. R_r —wytrzymałość na rozciąganie, Q_r —granica płynności, A —wydłużenie, min.—czas działania siły w minutach.

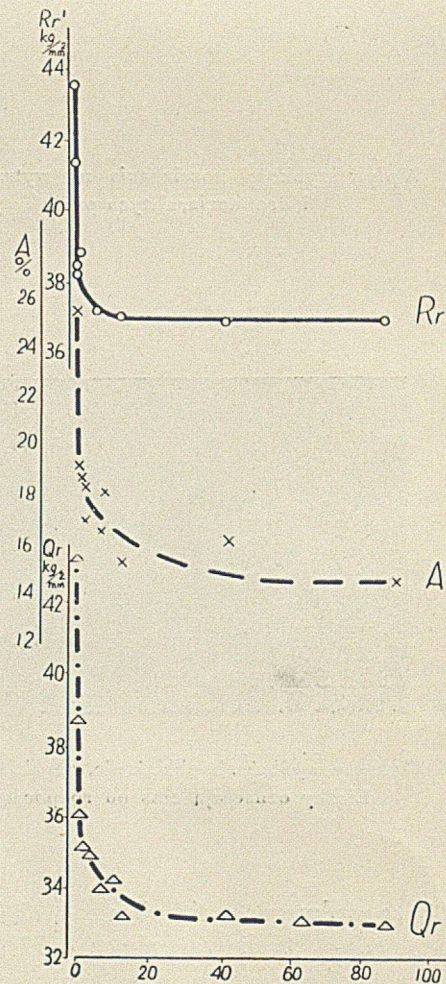
Żelazo „armco”. Materiał drobnoziarnisty ($d \approx 0,05$ mm) uzyskano przez 3-godzinnne wyżarzanie prętów przy 900° . Próbki posiadały wymiary: długość pomiarowa 100 mm, średnica 10 mm.

Wyniki przedstawia tablica V i rys. 5.

Przy powiększaniu szybkości rozciągania w badanym zakresie wytrzymałość na rozciąganie żelaza „armco” wzrosła o 11%, granica płynności o 90%, wydłużenie o 37%. Charakterystycznym jest, że wzrost wytrzymałości na rozciąganie i wydłużenia występuje dopiero przy wysokich szybkościach rozciągania; fakt ten zgadza się ze spostrzeżeniami Schulz'a i Buchholz'a¹⁾.

W odróżnieniu od cynku i magnezu żelazo „armco” wykazuje wzrost wydłużenia

¹⁾ L. c.



Rys. 6. Wpływ szybkości rozciągania na własności wytrzymałościowe próbek żelaza „armco”, rozciąganych o 10%.

(Oznaczenia jak na rys. 5).

T A B L I C A V.

Zależność własności wytrzymałościowych żelaza „armco“ od szybkości rozciągania.
 R_r , wytrzymałość na rozciąganie; Q_r , granica płynności; A , wydłużenie; C , przewężenie.

C z a s	$\frac{\%}{\text{sek.}}$ wydł.	$R_r, \frac{\text{kg.}}{\text{mm}^2}$	$Q_r, \frac{\text{kg.}}{\text{mm}^2}$	$A \%$	$C \%$
* 7 sek.	5.57	31.48	22.85	39.0	69.8
* 8,3 sek.	5.08	31.45	22.06	43.2	73.4
* 29,5 sek.	1.33	29.28	19.78	39.3	72.2
1 min. 4 sek.	0.56	29.35	15.81	35.7	69.2
1 min. 9 sek.	0.57	29.45	16.12	39.2	69.0
6 min. 13 sek.	0.095	29.47	15.60	34.0	69.1
13 min.	0.047	29.21	13.97	36.3	72.9
25 min.	0.023	28.70	13.18	34.5	72.1
1 g. 16 min.	0.008	28.42	12.87	36.0	73.8
2 g. 42 min.	0.003	28.57	12.01	30.2	73.6

*) Zerwane na maszynie 50 t.

T A B L I C A VI.

Zależność własności wytrzymałościowych wzmocnionego żelaza „armco“ od szybkości rozciągania.
 R_r , wytrzymałość na rozciąganie; Q_r , granica płynności; A , wydłużenie; C , przewężenie.

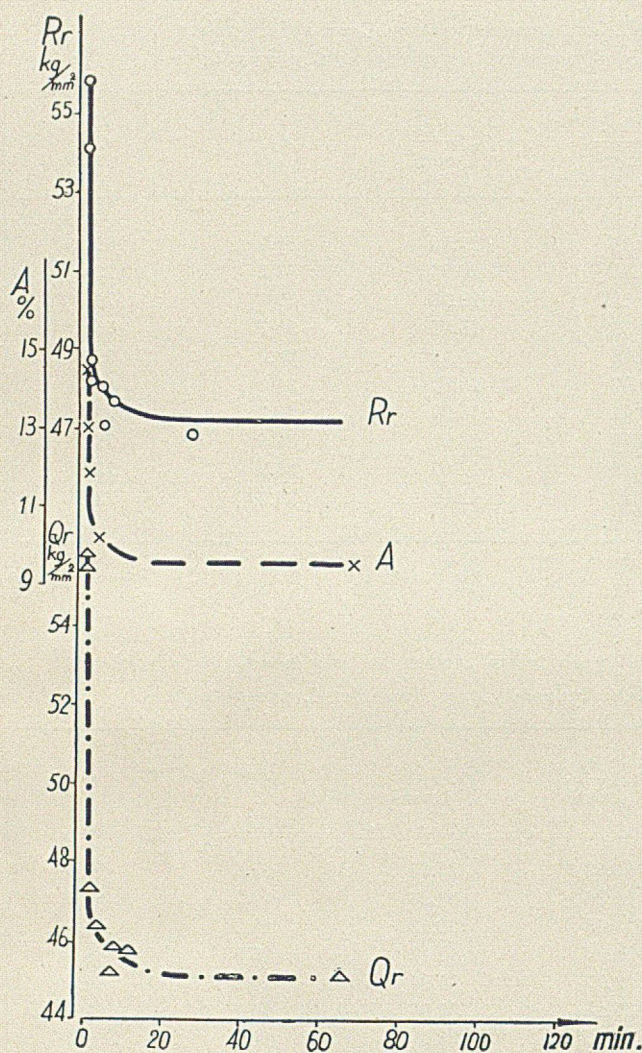
Stopień zgniotu $Z \%$	C z a s	$\frac{\%}{\text{sek.}}$ wydł.	$R_r, \frac{\text{kg}}{\text{mm}^2}$	$Q_r, \frac{\text{kg}}{\text{mm}^2}$	$A \%$	$C \%$
10	* 5 sek.	5.12	43.63	43.68	25.6	67.5
	* 7,4 sek.	2.53	41.36	38.93	18.7	66.6
	35 sek.	0.523	38.43	36.13	18.3	66.5
	* 44 sek.	0.432	38.50	35.17	19.0	65.5
	2 min.	0.141	38.77	34.93	16.9	61.0
	6 min. 30 sek.	0.043	37.15	33.97	16.7	67.8
	7 min. 25 sek.	0.043	38.10	34.0	18.1	59.2
	12 min. 34 sek.	0.020	37.06	33.13	15.2	59.0
	42 min.	0.006	36.86	33.26	16.2	67.0
	1 g. 3 min.	0.003	35.74	33.07	12.7	65.5
1 g. 27 min.	0.002	36.81	32.85	14.4	66.0	
20	* 6.1 sek.	2.36	54.22	55.7	14.4	60.9
	* 6.5 sek.	1.85	55.92	55.9	12.0	59.0
	23 sek.	0.41	48.32	46.24	9.4	59.7
	23 sek.	0.57	48.86	47.26	13.1	60.2
	* 30 sek.	0.33	47.33	45.28	9.8	60.8
	2 min. 45 sek.	0.081	48.17	45.73	13.3	61.0
	4 min. 45 sek.	0.036	47.04	45.34	10.2	62.6
	* 6 min. 38 sek.	—	47.60	45.55	—	58.9
	26 min.	—	46.90	45.9	—	59.8
	1 g. 5 min.	0.002	47.61	45.17	9.8	59.2

* Zerwane na maszynie 50 t.

przy zwiększaniu szybkości rozciągania. Cecha ta, zauważona już przez *Fuchs'a* i *Gessner'a*¹⁾,

wystąpiła również przy dalszych badaniach, przeprowadzonych na żelazie „armco“, wzmocnionem przez rozciągnięcie próbek na zimno o 10% i 20%.

¹⁾ L. c.



Rys. 7. Wpływ szybkości rozciągania na własności wytrzymałościowe próbek żelaza „armco”, rozciągniętych o 20%.

(Oznaczenia jak na rys. 5).

Wyniki tych badań przedstawia tablica VI i rys. 6 do 7.

Wnioski.

Reasumując uzyskane wyniki należy stwierdzić, że ze wzrastającą szybkością rozciągania następuje:

a) wzrost wytrzymałości na rozciąganie i granicy płynności; w przypadku magnezu i cynku największy wzrost powyższych parametrów występuje poniżej 0,1% do 0,2% wydłuż./sek., podczas gdy dla żelaza „armco”

wytrzymałość na rozciąganie i granica płynności wzrastają stale;

b) spadek wydłużenia magnezu i cynku, oraz wzrost wydłużenia żelaza „armco”;

c) niesystematyczne wahania wartości przewężenia;

d) brak charakterystycznych różnic w wyglądzie złomów próbek szybko i powoli zrywanych.

Jako przyczynę zauważonych zjawisk można wymienić kilka czynników. Według Ludwik'a¹⁾ istnieje analogia pomiędzy poślizgiem krystalitów w zrywanej próbce, a płynącą cieczą. Ze wzrostem szybkości rosną opory na granicach poślizgów, podobnie jak opory wewnętrzne cieczy; wskutek tego wytrzymałość na rozciąganie powiększa się, a zdolność do odkształcenia (wydłużenia) maleje. Wyróżniające się zachowanie żelaza „armco” tłumaczyć można odmienną budową krystalograficzną. Dalszymi czynnikami, mogącymi wywierać wpływ na własności wytrzymałościowe, są: rekrytalizacja (która w przypadku cynku zachodzi w pokojowej temperaturze), oraz wzrost temperatury szybko zrywanych próbek. Ten ostatni czynnik może odgrywać zasadniczą rolę we wzroście wydłużenia żelaza „armco”. W pewnym stopniu wyniki zależą prawdopodobnie również od wpływów maszyny.

Badania wpływu szybkości rozciągania metali mają dwojakie znaczenie praktyczne, gdyż z jednej strony pozwalają określić maksymalną szybkość obciążania, jaka może być zastosowana przy masowych pomiarach wytrzymałości statycznej bez obawy wywołania błędu w oznaczeniu, z drugiej zaś wskazują, że np. dla żelaza „armco” własności wytrzymałościowe, zmierzone zapomocą prób statycznych, dają gwarancję bezpieczeństwa przy pracy tworzywa w specjalnych warunkach, połączonych z dużymi szybkościami rozciągania, gdyż wszystkie charakterystyki tworzywa przybierają wówczas wyższe wartości.

Warszawa, 1935.

Zakład Metalurgji i Metaloznawstwa
Politechniki Warszawskiej.

¹⁾ L. c.

Einfluss der Zuggeschwindigkeit auf die Festigkeitseigenschaften von Magnesium, Zink und Armco-Eisen bei verschiedener Korngrösse

von G. WELTER und L. OKNOWSKI

Zusammenfassung

Es wurde eine Reihe von Zugversuchen an fein- und grobkristallinen Magnesium- Zink- und Armco-Eisen-Proben ausgeführt und der Einfluss der Zuggeschwindigkeit auf die Festigkeitseigenschaften dieser Metalle untersucht. Hierbei wurden folgende Ergebnisse erzielt:

1) Bei Magnesium und Zink wurde eine bemerkenswerte Festigkeitszunahme bei steigender Zuggeschwindigkeit beobachtet und dies besonders bei Geschwindigkeiten von etwa 0,001 bis 0,1% Dehnung/Sek. (rys. 1 u. 2, Seite 17, rys. 3, Seite 19).

2) Für Armco-Eisen ist im untersuchten Intervall die Zugfestigkeit R_r und die Streckgrenze Q_r in hohem Masse von der Zerreißgeschwindigkeit abhängig. Bei einer Zunahme der Zerreiß-Geschwindigkeit, d.h. einer Abnahme der Zerreiß-Dauer von etwa 20 Min. bis zu we-

niger als 1 Min. wird besonders bei vorgerecktem Material eine Zunahme der Zerreiß-Festigkeit bis zu etwa 20% und der Streckgrenze bis zu etwa 24% beobachtet.

3) Magnesium und Zink zeigen eine Verminderung der Dehnung, Armco-Eisen dagegen eine Zunahme der Dehnung (bis zu 90%) in Funktion der Zuggeschwindigkeit.

4) Ein systematischer Einfluss der Zuggeschwindigkeit auf die Einschnürung der Werkstoffe wurde nicht festgestellt.

5) Die Bruchstellen der langsam und schnell zerrissenen Proben weisen keine charakteristischen Unterschiede auf.

Warszawa, 1935

Institut für Metallurgie und Metallkunde
der Technischen Hochschule

J. CZOCHRALSKI i T. BERISZWILI

Szybkość rozpuszczania się żelaza, manganu i żelazomanganu w stopionej miedzi

La vitesse de dissolution du fer ainsi que du manganèse et du ferromanganèse dans le cuivre fondu

TREŚĆ: Badano szybkość rozpuszczania się stałego manganu, żelaza oraz żelazomanganu w stopionej miedzi w temperaturze 1150 i 1200°. Stwierdzono, że czysty mangan rozpuszcza się w tych warunkach bardzo szybko, podczas gdy żelazo dość powoli. Mangan z żelazomanganu rozpuszcza się około 3 razy szybciej niż żelazo (rys. 1). Żelazo z żelazomanganu rozpuszcza się znacznie wolniej niż czyste żelazo (rys. 2).

Wstęp.

Do wyrobu bronzów manganowych i innych stopów manganu z miedzią stosuje się obecnie głównie mangan Goldschmidta, zawierający około 96% *Mn*. Niniejsza praca miała na celu wykazanie, czy manganu nie można byłoby zastąpić znacznie tańszym żelazomanganem. Ponieważ mangan tworzy z miedzią roztwór stały¹⁾, żelazo zaś rozpuszcza się w stanie stałym i ciekłym w miedzi tylko w ograniczonym zakresie²⁾ przeto można przewidywać, że szybkość rozpuszczania się stałego żelaza w stopionej miedzi będzie znacznie mniejsza aniżeli szybkość rozpuszczania się manganu.

Warunki doświadczeń.

Jako materiały wyjściowe służyły: a) miedź elektrolityczna, b) żelazomangan z huty „Po-

kój“ o składzie: 82% *Mn*, 12% *Fe*, 6% *C*, 0,1% *Si*, c) mangan Goldschmidta, d) żelazo „armco“. Do otrzymywania wysokich temperatur użyto pieca elektrycznego o uzwojeniu platynowym; temperaturę mierzono zapomocą termopary *Pt*, *Pt—Rh*, regulowano ją zaś opornikami i termoregulatorem. Wahania temperatury nie przekraczały 10°.

Miedź w ilości około 60 gramów topiono w tyglu grafitowym pod warstwą boraksu, poczem wrzucano do niej około 20 gramów manganu, żelaza, względnie żelazomanganu w postaci próbki prostopadłościennej o zawsze jednakowej powierzchni $s=14\text{ cm}^2$. Po upływie określonego czasu wyjmowano próbkę stałego metalu, resztę zaś odlewano do formy i analizowano.

Wyniki.

Tablice I do III oraz rys. 1 i 2 podają wyniki badania przebiegu rozpuszczania się manganu, żelaza i żelazomanganu w miedzi przy temperaturze 1150° i 1200°. Jak widać, czysty mangan rozpuszcza się w stopionej miedzi tak szybko, że już w czasie krótszym od 15 minut następuje utworzenie jednorodnej fazy płynnej o zawartości 75% *Mn*. Czyste żelazo w tych samych warunkach rozpuszcza się znacznie wolniej (rys. 2, krzywa *Fe*). Mangan z żelazomanganu rozpuszcza się około 3 razy szybciej niż żelazo z feromanganu (rys. 1). Czyste żelazo rozpuszcza się prędzej niż żelazo z feromanganu (rys. 2).

¹⁾ R. Sahmen, Z. anorg. allgem. Chem., 57, 23 (1908); T. Ishihara, Sci. Rep. Tohoku Imp. Univ., 19, 505 (1930).

²⁾ R. Ruer u. P. Goerens, Ferrum, 14, 19, (1917), D. Hanson u. G. W. Ford, J. Inst. Metals 27, 335 (1924).

T A B L I C A I.

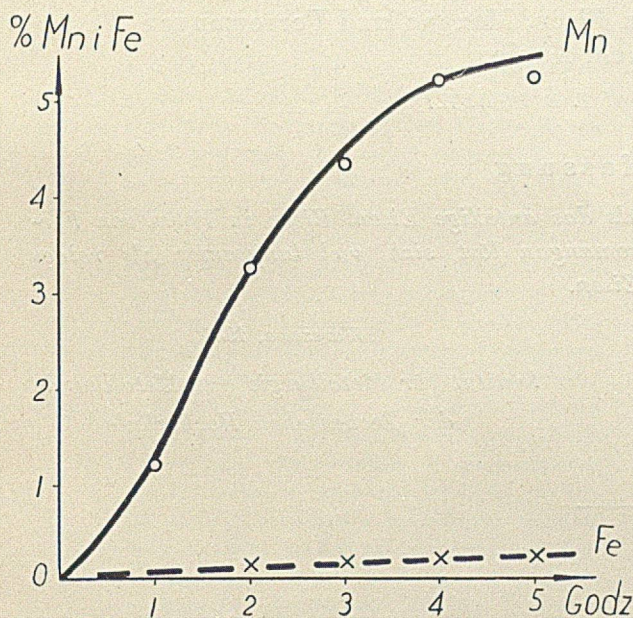
Wyniki pomiarów szybkości rozpuszczania się manganu w stopionej miedzi.

Wytop Nr.	Czas godzin	Temperatura (średnia) °C	Ilość Cu g	Ilość Mn g	Końcowa zawart. Mn w stopie ‰
1	1	1206	75,0	25,0	25
2	1/2	1200	60,0	20,0	25
3	1/4	1200	60,0	20,0	25

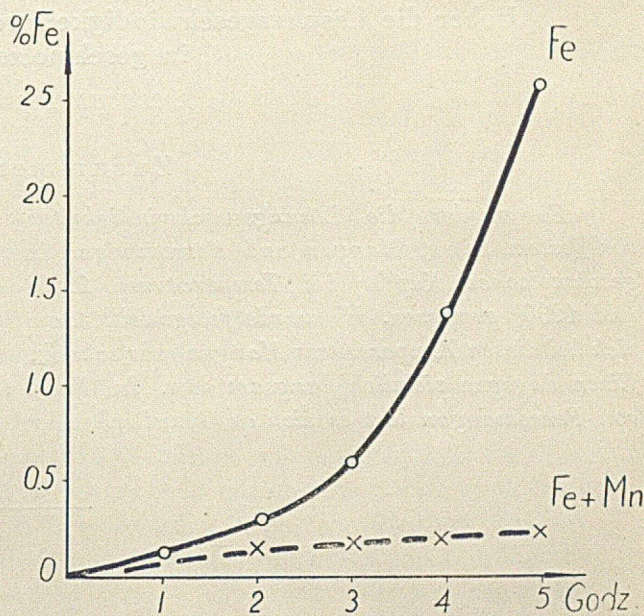
T A B L I C A II.

Wyniki pomiarów szybkości rozpuszczania się żelaza w stopionej miedzi.

Wytop Nr.	Czas godzin	Temperatura (średnia) °C	Ilość Cu g	Ilość Fe g	Końcowa zawart. Fe w stopie ‰
4	1	1205	61,5	20,5	0,12
5	2	1201	63,0	21,0	0,33
6	3	1198	66,0	22,0	0,60
7	4	1203	65,0	21,7	1,38
8	5	1205	66,0	22,0	2,58



Rys. 1. Przebieg rozpuszczania się żelazomanganu w miedzi przy temp. 1200°. Mn, krzywa wzrostu zawartości manganu; Fe, krzywa wzrostu zawartości żelaza w fazie plynnej.



Rys. 2. Przebieg rozpuszczania się żelaza „armco” (Fe) i żelaza z feromanganu (Fe + Mn) w miedzi przy temp. 1200°.

Celem stwierdzenia czy w czasie ogrzewania próbki metalu w stopionej miedzi nie następuje dyfuzja jej w głąb ciała stałego, przecinano po ukończeniu właściwego doświadczenia próbkę i badano ją mikrograficznie. Zauważono, że miedź wkracza w dość głąbo-

kie pory, powstałe w próbce żelazomanganu prawdopodobnie na skutek rozpuszczenia się manganu z zewnętrznych warstw, natomiast dyfuzji w stanie stałym nie stwierdzono mikrograficznie ani w przypadku feromanganu ani w przypadku żelaza „armco“.

T A B L I C A III.

Wyniki pomiarów szybkości rozpuszczania się żelazomanganu w stopionej miedzi.

Wytop Nr.	Czas godz.	Temperatura (średnia) °C	Ilość Cu g	Ilość żelazoman- ganu g	Końcowy skład stopu %			Stosunek zawartości manganu do żelaza	
					Cu	Mn	Fe	w żelazo- manganie	w otrzym. stopie
9	1	1147	61,2	20,4	99,12	0,74	śl.	6,8	—
10	2	1153	60,0	20,0	97,30	2,30	0,12	6,8	19,2
11	1	1199	65,0	21,7	98,76	1,20	śl.	6,8	—
12	2	1204	57,0	19,0	96,70	3,27	0,15	6,8	21,8
13	3	1201	60,0	20,0	95,75	4,35	0,18	6,8	24,2
14	4	1204	55,0	18,0	94,48	5,23	0,24	6,8	21,8
15	5	1205	60,6	20,2	94,61	5,25	0,25	6,8	21,0

Z powyższych badań wyciągnąć można wniosek praktyczny, że wprowadzenie manganu do miedzi w omawiany sposób jest w zasadzie możliwe, przynajmniej o ile chodzi o produkcję tych stopów miedzi z manganem, dla

których zawartość około 0,25% żelaza nie jest szkodliwa.

Warszawa, 1935.

Zakład Metalurgji i Metaloznawstwa
Politechniki Warszawskiej.

Ueber die Lösungsgeschwindigkeit von Eisen, Mangan und Ferromangan in geschmolzenem Kupfer

von J. CZOCHRALSKI und T. BERISZWILI

Zusammenfassung

Es wurden die Lösungsgeschwindigkeiten von festem Eisen, Mangan und Ferromangan in geschmolzenem Kupfer bei Temperaturen 1150° und 1200° gemessen. Es wurde festgestellt, dass sich bei diesen Temperaturen Mangan sehr schnell, Eisen dagegen ziemlich langsam löst. In Form von Ferromangan löst es sich ca 3-mal schneller

als das anteilige Eisen. Eisen in Form von Ferromangan löst sich viel langsamer als reines Eisen.

Warszawa, 1935

Institut für Metallurgie und Metallkunde
der Technischen Hochschule

Odtlenianie mosiądzów i bronzów

Sur la désoxydation des laitons et des bronzes

TREŚĆ: Celem stwierdzenia wpływu środków odtleniających przeprowadzono próby wstępne, w których poddano tlenki niektórych metali (Al_2O_3 , MgO , ZnO , CuO) działaniu środków redukujących, chlorujących i redukująco-chlorujących. Najlepsze wyniki otrzymano przy zastosowaniu pięciochlorku fosforu. Następnie przystąpiono do właściwych badań, odtleniając mosiądz (10% Zn + 90% Cu) i bronz (8% Sn + 92% Cu) pięciochlorkiem fosforu i fosforomiedzią. Wykonano ogółem 6 doświadczeń porównawczych: dwa nad działaniem pięciochlorku fosforu na mosiądz, dwa na bronz, jedno nad wpływem fosforomiedzi na mosiądz i jedno — na bronz. Każde doświadczenie obejmowało dwa wytopy, wykonane w identycznych warunkach, lecz jeden przy działaniu środka odtleniającego, a drugi bez odtleniacza. Z poszczególnych wytopów otrzymano po 5 próbek, które poddano, w stanie nieobrobionych odlewów piaskowych, badaniu wytrzymałości na rozciąganie, wydłużenia i twardości. Stwierdzono, że pięciochlorek fosforu, użyty w odpowiedniej ilości, wywiera na mosiądz i bronz o badanym składzie korzystniejszy wpływ niż fosforomiedź, powodując wzrost wytrzymałości na rozciąganie, wydłużenia i twardości (tablica I) i nadając odlewom jednorodną drobnoziarnistą budowę.

1. Uwagi ogólne.

*Claus*¹⁾ poddał proces odtleniania stopów miedzi szczegółowym rozważaniom, zarówno z teoretycznego, jak i praktycznego punktu widzenia, przyczem stwierdził, że korzystne wyniki może przy odtlenianiu dać jedynie taki środek redukujący, który:

- 1) wiąże znaczną ilość tlenu,
- 2) ma wysokie ciepło spalania,
- 3) ma wysoką prężność pary w temperaturze odlewania stopu,
- 4) wytwarza tlenki, nierozpuszczalne w ciekłym stopie,
- 5) wytwarza tlenki, posiadające niski ciężar właściwy.

Ze względu na to, że pewne stopy zawierają w swoim składzie takie metale, które same już mogą spełniać rolę odtleniaczy (np. cynk w mosiądzu), *Claus* dzieli stopy miedzi na dwie grupy: a) stopów „autodezoksydatywnych” (np. mosiądz, czerwone stopy z cynkiem i t. p.), b) stopów nie-autodezoksydatywnych, wymagających wprowadzenia dodatkowego składnika odtleniającego (np. bronz, czerwone stopy z ołowiem i t. p.). W praktyce, celem skutecznego przeprowadzenia odtlenienia, można jeszcze według *Claus*'a stosować dla stopów grupy a) dodatek 0,01% fosforu (np. w postaci 10%-owej fosforomiedzi), podczas gdy stopy b) wymagają dodatku 0,2 do 0,5% *P*. Autor przytacza ponadto wykaz innych środków, mogących służyć do odtleniania stopów miedzi.

*Reitmeister*¹⁾ stosował węgiel dla dezoksydacji czerwonych stopów, przyczem zwrócił uwagę na konieczność używania ściśle określonej ilości odtleniacza.

*Fraenkel*²⁾ odtleniał miedź fosforem; przy stosowaniu dodatku 0,01% *P* ulegały polepszeniu: wytrzymałość na rozciąganie, wydłużenie, przewodność elektryczna i gęstość.

¹⁾ *W. Claus*, *Giesserei - Z.*, 22, 557 (1925).

¹⁾ *W. Reitmeister*, *Die Giesserei*, 16, 945 (1929).

²⁾ *W. Fraenkel*, *Z. Metallkunde*, 23, 224 (1931).

Rosenhain, Grogan i Shofield¹⁾ otrzymali dodatnie wyniki, działając na stopy glinu lotnymi chlorkami: czterochlorkiem węgla, - krzemu, - cyny lub - tytanu, czterochloroetanem i chlorkiem żelazowym. Stopy ulegały rafinacji i przybierały budowę drobnokrystaliczną.

Zarówno w pracach badawczych jak i w technice przeprowadzono pozatem próby dezoksydacji przy użyciu najrozmaitszych innych pierwiastków, stopów i związków, jak: *Li, Be, Al, Si, K, Cd, As + Cu, Si + Cu, Si + Al, Mn + C, Al + Ni, Mg + Zn, P + Sn, P + Pb, P + Cd, ZnCl₂, NaF*.

2. Fosfor i chlor jako czynniki rafinujące.

Z pośród pierwiastków najkorzystniejsze własności odtlaniające zdaje się posiadać fosfor. Jego niski punkt wrzenia, a zatem wysoka prężność pary w temperaturze odlewania stopów miedzi, duże ciepło spalania, a więc wysoka zdolność redukcyjna, wielka ilość związanego tlenu, lotność tlenków i ich nierozpuszczalność w stopach miedzi powodują, że pierwiastek ten ma wszelkie dane do skutecznego przeprowadzania dezoksydacji.

Działając chlorem na tlenki metali w obecności środków redukujących, można spowodować przejście ich w chlorki, zazwyczaj lotne w wysokich temperaturach. Chlor może więc być uważany również za środek dezoksydacyjny. Należy oczekiwać, że równoczesne użycie fosforu i chloru, czy to w postaci pierwiastków, czy też związków, będzie powodować skuteczną rafinację stopów.

Niniejsza praca miała na celu sprawdzenie działania pięciochlorku fosforu, najpierw na kilka tlenków metali (*ZnO, CuO, Al₂O₃, MgO*), a następnie na stopy miedzi.

3. Próby wstępne.

Szereg tlenków, zarówno bardzo trwałych, t. j. o wysokim cieple tworzenia (*MgO, Al₂O₃*), jak i mniej trwałych (*ZnO, CuO*), poddawano w temperaturze 900° działaniu rozmaitych środków redukujących, oraz chloru lub jego związków. Największe straty pierwotnej masy tlenków stwierdzono przy użyciu pięciochlorku fosforu. Tak np. tlenek cynko-

wy tracił na ciężarze przy ogrzewaniu z *PCL₅* około 50%, tlenek miedziowy 40%, tlenek manganowy 2%, tlenek glinowy 0%.

Wyniki powyższych doświadczeń potwierdziły naogół pierwotne założenia teoretyczne co do korzystnego działania pięciochlorku fosforu jako odtleniaacza.

4. Metodyka badań.

Sprawdzianem skutecznego działania środka odtleniającego były badania własności wytrzymałościowych surowych odlewów. Równoległe i w identycznych warunkach wykonywano dwie próby, które różniły się pomiędzy sobą tylko tem, że w jednej z nich poddawano stop działaniu odtleniaacza.

Wytopy prowadzono w oporowo-węglowym piecu Tammanna, a zatem w atmosferze redukującej. Wsad wynosił 2 kg i składał się z miedzi elektrolitycznej i z technicznie czystego cynku lub cyny. Najpierw topiono miedź, poczem wrzucano do niej cynk lub cynę i, po wymieszaniu stopu, rozpoczynano dezoksydację. Pięciochlorek fosforu wprowadzano do stopu zapomocą urządzenia dzwonowego, wykonanego z elektrody grafitowej z odpowiednim otworem, zamkniętym od dołu cienką blaszką cynkową lub miedzianą. Przy wprowadzaniu dzwona do dna tygla blaszka ulegała stopieniu, a wytworzona para *PCL₅* rozkładała się, przenikając stop w całej objętości.

Dla dezoksydacji samym fosforem stosowano 10%-wą fosfomiedź.

Odlewanie odbywało się po 8 minutach od chwili włożenia cynku, względnie cyny. Temperatura, mierzona termoparą *Pt/Pt—Rh*, wynosiła zazwyczaj 1200°, jedynie w doświadczeniu Nr. 5 była o 50° niższa. Stopy odlewano do piasku, uformowanego w kształt 5 próbek do badania wytrzymałości na rozciąganie, ułożonych promienisto (rys. 1 Pl. III).

Po wyjęciu odlewu z formy odcinano nadlewki, poczem, nie stosując już obróbki plastycznej, termicznej ani mechanicznej, poddawano próbki pomiarom wytrzymałości na rozciąganie i twardości. Postępowanie to miało na celu uniknięcie wprowadzenia dodatkowych czynników, które mogłyby zaciemnić obraz wpływu dezoksydacji na własności badanych stopów.

Ogółem wykonano 6 par doświadczeń, trzy na mosiądzu o składzie: 10% *Zn* i 90% *Cu*,

¹⁾ W. Rosenhain, J. D. Grogan a. T. H. Shofield, J. Inst. Metals, 44, 305 (1930).

T A B L I C A I.

Wytrzymałość na rozciąganie (R_r), wydłużenie (A) i twardość (H_B) odtlenianych i nieodtlenianych próbek mosiądzu i bronzu. Liczby w nawiasach oznaczają rozsiew otrzymanych wartości R_r i A . Procentowy wzrost R , A i H , odniesiony do własności próbek stopu nieodtlenianego, oznacza stopień polepszenia tworzywa przez dezoksydację.

Stop	Nr. doświadczenia	Temp. °C	Odtleniacz	Ilość P w %		R_r kg/mm ²	A %	H_B kg/mm ²	Wzrost procentowy		
				użyta	stwierdzona analitycznie				R_r	A	H_B
Mosiądz 10/90	1	1200	PCL_5	0,011	0,011	20,6 (20,1 — 21,4)	33,8 (29,8 — 42,2)	70,5	13,2%	82,7%	13,7%
			—	—	—	18,2 (17,0 — 19,1)	18,5 (17,1 — 20,4)	62,0			
	2	1200	PCL_5	0,015	0,014	20,4 (20,1 — 20,8)	28,1 (25,7 — 32,6)	80,0	13,3%	44,1%	31,5%
			—	—	—	18,0 (16,1 — 19,9)	19,5 (15,7 — 24,3)	61,0			
	3	1200	$P + Cu$	0,012	0,011	20,3 (18,6 — 21,4)	28,7 (20,5 — 33,7)	73,0	8,5%	22,1%	23,7%
			—	—	—	18,7 (17,8 — 19,5)	23,5 (19,5 — 28,5)	59,0			
Bronz 8/92	4	1150	PCL_5	0,022	0,014	28,2 (26,4 — 29,4)	15,7 (12,8 — 17,7)	81,5	13,7%	12,1%	4,5%
			—	—	—	24,8 (23,8 — 26,4)	14,0 (13,3 — 18,4)	78,0			
	5 i 6	1200	PCL_5	0,011	0,09	30,5 (29,8 — 31,4)	21,3 (17,7 — 24,6)	79,6	1,0%	-9,4%	1,9%
			—	—	—	30,2 (28,7 — 32,1)	23,3 (20,6 — 27,6)	78,1			
			$P + Cu$	0,12	0,11	30,2 (27,0 — 31,8)	12,9 (7,9 — 17,4)	87,0	0%	-45,2%	11,4%

trzy zaś na bronzie o zawartości 8% Sn i 92% Cu. Wybrano do badań mosiądz o niskiej zawartości cynku w tym celu, aby osłabić jego zdolność autodezoksydatywną.

Wszystkie odlewy poddano analizie chemicznej, oznaczając zawartość fosforu, miedzi i cynku, względnie cyny.

5. Wyniki.

Tablica I podaje rezultaty badań wytrzymałości na rozciąganie (R_r), wydłużenia całkowitego przy rozciąganiu (A) i twardości Brinell'a (H_B), (wyniki średnie z 5 pomiarów). W nawiasach podany jest rozsiew uzyskanych wartości R_r i A . Twardość badano na 2 próbkach, notując wynik średni. Polepszenie tworzywa dezoksydowanego wyrażono w procentach w od-

niesieniu do własności próbek stopu niedezoksydowanego.

Rysunki 2 do 4 (Pl. III i IV) przedstawiają fotografie złomów próbek zginanych i rozciąganych, na których wpływ odtlenienia jest wyraźnie widoczny. Zginane (rys. 2) i rozciągane (rys. 3) próbki bronzu dezoksydowanego (D) wykazały drobniejszą i bardziej jednorodną budowę niż próbki niedezoksydowane (N). W przypadku mosiądzu wybitniejsze różnice w wyglądzie złomów wystąpiły jedynie na próbkach rozciąganych (rys. 4). Rys. 5 (Pl. IV) przedstawia dwie zerwane próbki mosiądzu, jedną dezoksydowaną pięcioklorkiem fosforu (D), drugą nieodtlenianą (N).

6. Wnioski.

Przytoczone powyżej wyniki wskazują na korzystne działanie pięcioklorku fosforu

jako odtleniacza. Związek ten, użyty w odpowiednim stosunku do masy stopu, wywiera na własności mosiądzu i bronzu o danym składzie lepszy wpływ aniżeli fosforomiedź. Zarówno zbyt mała, jak i zbyt wielka ilość fosforu, wprowadzonego do stopu, nie wywołuje pożądanego skutku.

Pogląd niektórych autorów, jakoby topienie stopów miedzi w atmosferze redukującej usuwało konieczność stosowania dezoksydatorów, nie znalazł uzasadnienia w niniejszej pracy.

Warszawa, 1935.

Zakład Metalurgji i Metaloznawstwa
Politechniki Warszawskiej.

Beitrag zur Desoxydation von Messing und Bronze

von J. CZOCHRALSKI und Z. BUKOWSKI

Zusammenfassung

Zwecks Bestimmung des Einflusses von desoxydierenden Mitteln sind Voruntersuchungen durchgeführt worden, bei welchem die Oxyde einiger Metalle (Al_2O_3 , MgO , ZnO , CuO) der Einwirkung von reduzierenden Mitteln unterzogen wurden. Die besten Ergebnisse sind bei Verwendung von Phosphorpentachlorid erzielt worden.

Die Desoxydationswirkung von Phosphorpentachlorid und Phosphorkupfer auf Messing ($10\% Zn + 90\% Cu$) und Bronze ($8\% Sn + 92\% Cu$) ist näher untersucht worden. Es wurden 6 Vergleichsversuche durchgeführt.

Jeder Versuch umfasste zwei unter gleichen Bedingungen durchgeführte Schmelzen mit und ohne Verwendung von desoxydierenden Mitteln. Die auf diese Weise erhaltenen Proben wurden im unbearbeiteten Zustand auf Zugfestigkeit, Dehnung und Härte geprüft. Es wurde festgestellt, dass der Einfluss von Phosphorpentachlorid auf Messing und Bronze günstiger ist, als der des Phosphorkupfers. Bei Verwendung von Phosphorpentachlorid ist eine Erhöhung der Zugfestigkeit, Dehnung und Härte (Tabelle I) sowie ein homogeneres, feinkörnigeres Gussgefüge festgestellt worden.

J. CZOCHRALSKI i W. GAWLIKOWSKI

Przyczynek do badań nad elektrolityczną rafinacją aluminjum w stopionych chlorkach

*Etudes sur la raffination électrolytique de l'aluminium
dans un mélange de chlorures fondus*

TREŚĆ: Niniejszą pracę poświęcono zagadnieniu polepszania osadu aluminjum, wydzielającego się na katodzie podczas prowadzenia elektrolizy w mieszaninie stopionych chlorków: glinowego, sodowego i innych. Po przeprowadzeniu szeregu doświadczeń nad działaniem rozmaitych czynników na strukturę osadu katodowego stwierdzono, że ważny wpływ wywierają drobne ilości wody w elektrolicie. W razie obecności pewnej ściśle określonej zawartości wody można w czasie elektrolizy otrzymać aluminjum na katodzie w postaci zwartej i jednolitej powłoki, nie przekraczającej jednak grubości kilku dziesiętnych milimetra.

Wstęp. Rafinacja aluminjum.

Elektroliza chlorku glinowego budzi duże zainteresowanie nie tyle ze względu na możliwość stosowania jej celem produkcji aluminjum ile na rafinację surowego metalu. Obecnie, obok chemicznych i fizycznych sposobów oczyszczania aluminjum, możemy rozróżnić następujące metody elektrolityczne:

1. Rafinacja w temperaturze 960 do 1100°. Aluminjum, zarówno surowe, jak i oczyszczone, znajduje się w wannie elektrolitycznej w stanie stopionym.

2. Rafinacja w temperaturze około 600°. W tym przypadku katoda (aluminjum rafinowane) jest w stanie stałym, anoda zaś w stanie stopionym. W celu obniżenia punktu topnienia metalu anodowego do aluminjum dodaje się miedzi, krzemu lub cynku. Otrzymany w ten sposób stop topi się poniżej 600°.

3. Rafinacja w temperaturze 150 do 300°. Elektrolit tworzą stopione sole: $AlCl_3$, $NaCl$, KCl , oraz chlorki, siarczki lub tlenki innych metali.

4. Rafinacja w temperaturze pokojowej. Proces prowadzi się w roztworze bromku glinowego w cieczach organicznych.

Znaczenie techniczne posiadają obecnie tylko dwie pierwsze z wymienionych metod; ostatnia nie budzi nadziei, trzecia zaś, która jest tematem niniejszej pracy, znajduje się w stadium prób laboratoryjnych i półfabrycznych.

Towarzystwo „Aluminium Industrie A. G.” w Neuhausen stosuje jakoby następującą metodę rafinacji¹⁾: Elektrolit o składzie: 1 mol chlorku sodowego, 1 mol chlorku potasowego, 1,3 do 1,5 mola chlorku glinowego z dodatkiem 0,05 do 0,1 g chlorku ołowiowego na litr, podlega elektrolizie w temperaturze 150°. Na katodzie wydziela się aluminjum w postaci zwartej, lecz zawierające domieszkę 0,2% ołowiu²⁾.

Badacze rosyjscy: Plotnikow³⁾ 4), Fortunatow⁴⁾, Sjusskin⁴⁾, Maschowetz⁵⁾ i inni usiłowali

¹⁾ J. Weber, A. Zeerleder i W. D. Treadwell, D. R. P. 484196 (1926).

²⁾ V. Engelhardt: Handbuch der technischen Elektrochemie, t. III., S. 384 (Lipsk, 1930).

³⁾ W. A. Plotnikow, Z. Elektrochem., 37, 83 (1931).

⁴⁾ W. A. Plotnikow, N. S. Fortunatow i N. M. Sjusskin, Legkije metaly 1, 24, Nr. 8, (1932).

⁵⁾ W. P. Maschowetz, Żurnal chim. promyslennosti, 1476 (1930).

opanować omawiane zagadnienie laboratoryjnie. Prace ich można streścić w następujących punktach:

1) Osad aluminium, wydzielony na katodzie podczas elektrolizy stopionych chlorków, posiada luźną budowę gąbczastą lub dendrytyczną. Tylko na miedzianych i żelaznych katodach można otrzymać zwartą masę metalu.

2) W elektrolicie o składzie: $NaCl \cdot AlCl_3$, przy gęstości prądu 1 do $1,5 A/dm^2$, oraz przy użyciu katody żelaznej lub miedzianej, można wydzielić aluminium w postaci zwartej i jednolitej warstwy o grubości 0,04 do 0,05 mm.

3) Aluminium, rafinowane w powyższy sposób, zawiera 0,043 do 0,060% Fe , 0,23% Si i 0,015% Na .

4) Zmiana temperatury, wprowadzenie różnych dodatków do elektrolitu, zastosowanie wirującej katody, nie przyczyniają się do poprawienia osadu.

Zdaniem *Sjusskina* zanieczyszczenia, wykryte w aluminium rafinowanym, nie zostały przeniesione na katodę drogą elektrolityczną, lecz przedostały się do niej na drodze mechanicznej lub na drodze dyfuzji cząsteczek koloidalnych. Na podstawie powyższych obserwacji autor twierdzi, że w zasadzie możliwym jest otrzymywanie rafinowanego aluminium o praktycznie 100%-owej czystości. Z innych zalet metody chlorkowej należy wymienić niską temperaturę elektrolizy i dobrą przewodność elektrolitu, a zatem małe zużycie energii. Jedynie trudność otrzymywania zwartych i dowolnie grubych osadów Al na katodzie zapobiega przemysłowemu rozpowszechnieniu rafinacji w stopionych chlorkach.

Część doświadczalna.

Elektrolizę prowadzono w szerokiej probówce pyrexowej, zaopatrzonej w manometr rtęciowy i regulator ciśnienia. Probówkę ogrzewano zapomocą łaźni olejowej z termoregularem elektrycznym.

Doświadczenia rozpoczęto od wykonania serji elektroliz według wskazówek *Plotnikowa*, *Fortunatowa* i *Sjusskina*¹⁾ przyczem stwierdzono występowanie tych samych zjawisk, które opisali wymienieni badacze. Aluminium wydzielało się zawsze w postaci masy gąbczastej lub krystalicznej, luźno związanej z katodą.

Wpływanie na charakter wydzielanego osadu nie było możliwe; w jednakowych warunkach otrzymywano raz dendryty, innym zaś razem osad gąbczasty. Należało więc przypuścić, że wchodziły tu w grę pewne nieuchwytny czynniki uboczne. Naogół stwierdzono jednak, że w miarę wzrostu gęstości prądu metal wydziela się częściej w postaci gąbczastej (rys. 1, Pl. IV). Stosując katodę miedzianą otrzymano ściśle przylegającą i jednolitą warstewkę Al o grubości 0,03 do 0,05 mm (rys. 2, Pl. V).

Następnie wykonano szereg doświadczeń nad wpływem chlorku ołowianego na strukturę osadu elektrolitycznego, wzorując się na wyżej wspomnianej metodzie „Aluminium Industrie A. G”. Jako elektrolit służyła mieszanina $AlCl_3 + KCl + NaCl$ z dodatkiem rozmaitych zawartości $PbCl_2$ w granicach od 0,005 do 1%. Otrzymywano w tych warunkach warstwę nieco silniej przylegającą do katody, lecz również niedostatecznie zwartą. Ponieważ podczas elektrolizy wydziela się wraz z aluminium i ołów, więc elektrolit ubożeje w jony Pb . Aby tego uniknąć, próbowano zastosować dodatkową anodę ołowianą, przez którą przepuszczono taką ilość prądu, że stężenie chlorku ołowianego w elektrolicie pozostawało w przybliżeniu niezmiennie. Odnośne próby wykonano, stosując gęstość prądu 1 do $10 A/dm^2$. Ilość prądu, przepływającego przez dodatkową anodę ołowianą, zmieniano w zakresie od 0,1 do 50% ogólnej energii elektrycznej. Początkowa zawartość chlorku ołowiu w elektrolicie wynosiła 0,05 do 1%. Wszystkie próby dały wynik ujemny; metal osadzał się w postaci ciemnej, porowatej masy (rys. 3, Pl. V).

Przeprowadzono również doświadczenia z pomocniczą anodą miedzianą i w obecności chlorku miedziowego w elektrolicie, następnie z dodatkiem chlorku rtęciowego i najrozmaitszych innych substancyj, nie uzyskując poprawienia osadu katodowego.

Opierając się na spostrzeżeniach, dokonanych w czasie powyższych prób, oraz kierując się porównaniem z pewnymi procesami elektrolitycznymi w wodnych roztworach, zwrócono uwagę na wpływ jonów H^+ i OH^- na przebieg elektrolizy mieszanin chlorku glinowego z chlorkiem sodowym. Zakwaszenie elektrolitu, np. przez dopuszczanie gazowego chlorowodoru, ułatwiało tworzenie się dendrytów, nie powo-

¹⁾ L. c.

dowało jednak wydzielania się metalu w postaci zwartego osadu.

Decydujący wpływ na strukturę osadu natomiast posiada, jak się okazało, zawartość wody w elektrolicie, pozostająca niewątpliwie w związku z poprzednio omówioną kwestją koncentracji jonów wodorowych i wodorotlenowych. Spowodowała higroskopijność $AlCl_3$ elektrolit $NaCl + AlCl_3$ w poprzednich doświadczeniach zawierał zmienne ilości wody. Po stopieniu posiadał on ciemną barwę i był nieprzezroczysty. Dodatek 0,1 g sodu do około 50 g mieszaniny chlorków w temperaturze około 160° powodował burzliwą reakcję, połączoną z wytworzeniem zawiesiny metalicznego Al . Zawiesina ta po pewnym czasie opadała i nad nią pozostawał płyn zupełnie bezbarwny i przezroczysty. Tak otrzymany elektrolit zachowywał się przy elektrolizie zupełnie odmiennie niż te, które służyły do poprzednich doświadczeń. Posiadał on wybitną tendencję do tworzenia kryształów aluminium (rys. 4 i 5, Pl. V i VI). Nawet przy gęstości prądu do $600 A/dm^2$ następowało powstawanie dendrytów, dochodzących do 3 mm długości, podczas gdy osady gąbczaste z reguły się nie tworzyły.

Jeszcze ciekawsze zjawiska zauważono, wprowadzając do tego elektrolitu drobne ilości wody. Elektroliza prądem o gęstości $3 A/dm^2$ powodowała wówczas osiadanie jednolitej warstewki metalu o grubości 0,05 do 0,1 mm

(rys. 6a, Pl. VI). Po pewnym czasie trwania elektrolizy na warstewce aluminium zaczynał narastać osad gąbczasty, co jest dowodem, że czynnik, wpływający na polepszenie charakteru osadu, został wyczerpany. Wprowadzenie nowej dawki wody powodowało dalsze narastanie metalu w postaci zwartej (rys. 6c, Pl. VI).

Wnioski.

1. Wyniki pracy nie potwierdziły zapytania, jakoby dodatek chlorku ołowiu polepszał charakter osadu aluminium, wydzielającego się przy elektrolizie w ośrodku stopionych chlorków.

2. Wyniki badań *Plotnikowa, Fortunatowa* i innych, co do luźnej budowy powstającego osadu i niemożności uzyskiwania dowolnie grubych powłok aluminium na katodzie, okazały się słuszne.

3. Stwierdzono, że drobne zawartości wody w elektrolicie odgrywają bardzo ważną, jakkolwiek w tej chwili jeszcze niewyjaśnioną rolę w procesie elektrolizy chlorku glinowego. Warunkiem otrzymania zwartej powłoki aluminium jest obecność pewnej ściśle określonej ilości wody w elektrolicie.

Dalsze prace, zmierzające do całkowitego opanowania zagadnienia, są w toku.

Warszawa, 1935.

*Zakład Metalurgji i Metaloznawstwa
Politechniki Warszawskiej.*

Beitrag zur Raffination des Aluminiums auf elektrolytischem Wege in einer Mischung von geschmolzenen Chloriden

von J. CZOCHRALSKI und W. GAWLIKOWSKI

Zusammenfassung

Bei der Durchführung einer Reihe von Versuchen über den Einfluss verschiedener Faktoren auf die Struktur des Kathodenniederschlags wurde festgestellt, dass das Vorhandensein kleiner Wassermengen im Elektrolyt einen ausserordentlich wichtigen Einfluss ausübt. Bei einem bestimmten Wassergehalt kann man

bei der Elektrolyse Aluminium auf der Kathode in Form einer festen, einheitlichen Schicht von einigen Zehnteln Millimeter Dicke abscheiden.

Warszawa, 1935.

*Institut für Metallurgie und Metallkunde
der Technischen Hochschule.*

J. CZOCHRALSKI

Metoda ilościowego oznaczania wtrąceń niemetalicznych

Méthode concernant la définition quantitative des inclusions non-métalliques

TREŚĆ: Podano nowy sposób ilościowego ujmowania stopnia zanieczyszczenia stali wtrąceniami niemetalicznymi. Sposób ten polega na mikroskopowej obserwacji nietrawionych szlifów przy stokrotnym powiększeniu. Wtrącenia niemetaliczne charakteryzuje się zapomocą 3 liczb, z których jedna podaje ilość wtrąceń, spostrzeżonych na jednostce powierzchni szlifów, druga wyraża średnią długość wtrąceń, trzecia zaś odnosi się do sumarycznej powierzchni wtrąceń w polu pomiarowym. Podano przykłady praktycznego zastosowania nowej metody, oraz szereg zdjęć typowych wtrąceń.

I. Uwagi ogólne.

Dawniejsze metody oznaczania stopnia zanieczyszczenia metali wtrąceniami niemetalicznymi nie polegają na ściśle ilościowym ujęciu wtrąceń, lecz opierają się na ich ocenie w mikroskopowym polu widzenia; odróżnia się przytem 4 stopnie zanieczyszczeń: zanieczyszczenia małe, normalne, dopuszczalne i niedopuszczalne.

Obecnie stosuje się metodę porównywania szlifów ze standardowymi wzorcami, bądź to w formie, podanej przez *Benedicks'a*¹⁾, bądź też w postaci mniej lub więcej zmodyfikowanej przez innych autorów. Przy stosowaniu tej metody *Benedicks* rozróżnia 10, inni autorzy do 25 stopni zanieczyszczeń.

Metoda *Benedicks'a* nadaje się do szerszego zastosowania, wymaga jednak ścisłego ujęcia i ujednostajnienia techniki pracy. Wyniki,

otrzymywane tą metodą, nie dają się ująć liczbowo; wyrażają się one w stopniach pewnej skali, przystosowanej do potrzeb produkcji i odbioru.

Dokładność metody *Benedicks'a* byłaby mimo to praktycznie zupełnie dostateczną, gdyby przy jej stosowaniu można było uwzględnić czynniki, oddziałujące bezpośrednio lub pośrednio na uzyskiwane wyniki. Wpływa na nie przede wszystkim sposób pobierania próbek, gdyż rozmieszczenie wtrąceń niemetalicznych we wlewku jest zawsze nierównomierne, a to na skutek nierównomiernego krzepnięcia, zależnie od doraźnego rozłożenia pola temperatur. W miarę postępu krzepnięcia stopniowo coraz więcej zanieczyszczeń niemetalicznych gromadzi się w środku wlewka. Wskutek tego części zewnętrzne są zawsze uboższe we wtrącenia niemetaliczne, zaś środek wlewka bardziej zanieczyszczony. Nierównomierność ta nie da się w praktycznej mierze usunąć ani przez obróbkę cieplną, ani też przez obróbkę plastyczną. Przy tej ostatniej wtrącenia niemetaliczne układają się w kierunku osi obróbki plastycznej, co przy pobieraniu próbek należy odpowiednio uwzględnić. Przez wykonanie dostatecznej ilości oznaczeń błąd, wynikający z nierównomierności materiału, staje się wielkością do pominięcia.

Istnieje jeszcze odrębna metoda sumarycznego oznaczania wtrąceń niemetalicznych, a to drogą elektrolitycznego rozpuszczania próbek w odpowiednich odczynnikach, opracowana przez *Benedicks'a*¹⁾ i uzupełniona przez innych

¹⁾ C. *Benedicks* a. H. *Löfquist*, Non-metallic inclusions in iron and steel, London 1930.

¹⁾ C. *Benedicks* a. R. *Treje*, Iron Steel Inst., 205 (1933).

autorów. Metoda ta odda prawdopodobnie duże usługi, umożliwiając ocenę ogólnej zawartości wtrąceń w stali, jak również określenie charakteru i morfologii wtrąceń; z natury rzeczy natomiast nie uwzględni ona kwestji rozmieszczenia wtrąceń w gotowym wyrobie, co z punktu widzenia wartości konstrukcyjnych tworzywa jest jednak rzeczą konieczną. Wykonanie oznaczenia tą metodą wymaga około 6 do 10 godzin i to przez siły wysoce wykwalifikowane.

Wobec powyższego stanu rzeczy podjęto opracowanie metody, braków tych nieposiadającej, dającej wyniki w stosunkowo krótkim czasie, mogącej służyć jako sprawdzian ilościowego ujęcia stopnia zanieczyszczeń i wyrażającej je w liczbie, niezależnej od subiektywnych interpretacyj.

Metoda ta polega na obliczeniu zawartości wtrąceń niemetalicznych w pewnych przekrojach i to w takiej ilości oznaczeń, aby błąd, wynikający z nierównomierności materiału, stał się wielkością do pominięcia.

II. Zasady.

1) Obraz mikroskopowy przy stokrotnym powiększeniu przyjmuje się za realny, t. zn. stokrotny stopień powiększenia linowego przyjmuje się za jednostkę, $V=1$.

2) Anizotropję materiału uwzględnia się w głównych przekrojach, jak następuje: wszystkie materiały kute, walcowane lub przeciągane, jak wogóle plastycznie obrabiane, bada się co najmniej w dwóch płaszczyznach geometrycznych, prostopadle i równolegle do kierunku osi obróbki plastycznej.

3) Przy wlewkach i odlewach pobiera się próbki zarówno z części środkowych, jak i zewnętrznych.

4) Badania mikroskopowe przeprowadza się kolejno na jednej i tej samej próbce na trzech głębokościach w odstępach 1 mm.

5) Wielkość szlifów powinna, o ile możliwości, wynosić 2 cm \times 2 cm; pomiaru należy dokonywać w polu kwadratu o boku 0,75 mm w samym środku szlifów.

6) Pole widzenia na matówce otacza się kwadratem o boku 75 mm.

7) Wtrącenia niemetaliczne dzieli się na:

a) kropkowe, t. j. takie, których stosunek długości do szerokości jest równy lub bliski 1;

b) płatkowe, t. j. takie, których stosunek długości do szerokości jest większy od 1, a mniejszy lub równy 2;

c) pasmowe, t. j. takie, których stosunek długości do szerokości jest większy od 2. Dwa lub więcej wtrąceń pasmowych, ułożonych w jednym szeregu, stanowi wtrącenie łańcuszkowe.

8) Za jednostkę wtrąceń przyjmuje się powierzchnię 1 mm², widzianą na matówce, i oznacza ją symbolem jednostkowym J_c .

III. Wprowadzenie nowej metody.

Nowo opracowana metoda oznaczania wtrąceń niemetalicznych nadaje się do natychmiastowego wprowadzenia w użycie, natomiast ustalenie dopuszczalnych granic zanieczyszczeń powinno nastąpić ze współudziałem wszystkich czynników, związanych z fabrykacją i kontrolą materiałów. Otrzymane liczby będą się z natury rzeczy wahały w pewnych granicach, zależnych od jakości materiałów, jakoteż od charakteru wyrobów.

IV. Przepisy wykonawcze do metody oznaczania wtrąceń niemetalicznych w stali.

A. Próbkki i szlify.

1) Ilość, wielkość i miejsce pobrania próbek dla pomiarów wtrąceń niemetalicznych należy ustalić w szczegółowych warunkach technicznych, zależnie od sposobu, wykonania, kształtu i przeznaczenia badanego elementu.

2) Każda próbka powinna posiadać jedną ścianę o kierunku prostopadłym, a druga o kierunku równoległym do włókien.

3) Badania mikroskopowe przeprowadza się na trzech głębokościach w odstępach 1 mm.

4) Wielkość szlifów określają definitywnie szczegółowe warunki techniczne.

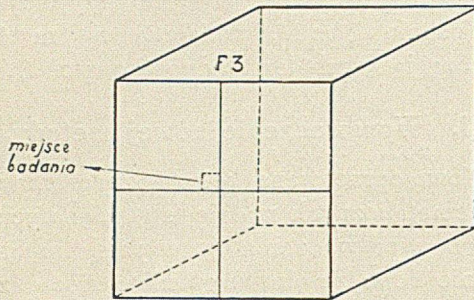
B. Wykonywanie pomiarów mikroskopowych.

1) Badania wykonywa się przy stokrotnym linowym powiększeniu.

2) Na szlifie zaznacza się rysikiem dwie proste wzajemnie prostopadle, przechodzące przez środek szlifów. Jedną z tych prostych prowadzi się w kierunku cechy, wybitej na poboczniczy próbki (patrz szkic rys. 1).

3) Pomiaru dokonywa się w obrębie kwadratu, którego boki o długości 75 mm (na

matówce) leżą na tych prostych wzajemnie prostopadłych i którego powierzchnia obejmuje część lewego górnego wycinka szlifu (rys. 1); ponadto należy przejrzeć, pole po polu, cały szlif i w podobny sposób wykonać drugi orientacyjny pomiar w miejscu największego skupienia wtrąceń na szlifie.



Rys. 1. Określenie miejsca pomiaru wtrąceń niemetalicznych na szlifie.

C. Obliczenia.

1) Na szlifie poprzecznym oblicza się ilość wtrąceń i sumę powierzchni wszystkich wtrąceń w polu pomiarowym, podając ją w J_c . Na szlifie podłużnym oznacza się ponadto w mm średnią długość wtrąceń. Wtrącenia łańcuszkowe o przerwach poniżej dwóch średnich długości sąsiadujących wtrąceń uważa się za jedno wtrącenie nieprzerwane.

2) Wielkość powierzchni wtrącenia utożsamia się z polem prostokąta, opisanego na danym wtrąceniu.

3) Wszystkie wymiary linjowe zaokrągla się w górę do całkowitych mm.

4) Nie zalicza się wtrąceń, których największe wymiary linjowe nie przekraczają 1 mm.

D. Podawanie wyników.

1) Wynik pomiaru wyraża się w następujący sposób, np.: na szlifie poprzecznym: $28/50 J_c$, gdzie 28 jest ogólną ilością wtrąceń, 50 całkowitą powierzchnią wszystkich wtrąceń w polu pomiarowym; na szlifie podłużnym: $12/3/40 J_c$, gdzie 12 jest ogólną ilością wtrąceń, 3—średnią długością wtrąceń, 40—całkowitą powierzchnią wszystkich wtrąceń w polu pomiarowym.

2) Wyniki obu pomiarów, wykonanych podług p. B, 3, należy notować oddzielnie i dla każdego szlifu z osobna.

E. Przykład ogólny.

Przedmiot (cecha)	Próbka	Warstwa	Wtrącenia	
			w środku szlifu	maksymalne
F. 3.	F. 3. a (szlif podłużny)	I	2/12/38 J_c	3/13/67 J_c
		II	12/4/66 J_c	11/7/89 J_c
		III	9/5/69 J_c	12/6/88 J_c
	średnio	8/7/58 J_c	9/9/81 J_c	
	F. 3. b (szlif poprzeczny)	I	18/60 J_c	21/75 J_c
II		14/49 J_c	17/82 J_c	
III		22/71 J_c	16/90 J_c	
średnio		18/60 J_c	21/82 J_c	

F. Przykłady praktyczne.

Przedmiot (cecha)	Przekrój	Warstwa	Wtrącenia	
			w środku szlifu	maksymalne
Stal 244 M	podłużny ¹⁾	I	3/2/6 J_c	3/2/16 J_c
		II	2/1/2 J_c	3/2/17 J_c
		III	0/0/0 J_c	2/4/32 J_c
		Średnio	2/1/3 J_c	3/3/22 J_c
Stal 847 K	podłużny ¹⁾	I	2/1/2 J_c	2/8/35 J_c
		II	7/2/90 J_c	7/2/90 J_c
		III	2/1/2 J_c	1/14/196 J_c
		Średnio	4/1/31 J_c	3/8/107 J_c
Stal 389 A	podłużny ¹⁾	I	7/1/7 J_c	11/5/86 J_c
		II	11/1/11 J_c	5/2/20 J_c
		III	4/1/5 J_c	7/1/7 J_c
		Średnio	7/1/8 J_c	8/3/37 J_c
Stal MAa ²⁾	podłużny	I	17/2/28 J_c	7/8/87 J_c
		II	13/1/15 J_c	17/8/352 J_c
		III	15/1/19 J_c	26/2/50 J_c
		Średnio	15/1/21 J_c	17/6/163 J_c
	poprzeczny	I	6/6 J_c	15/14/15 J_c
II		8/10/1 J_c	6/7/43 J_c	
II		6/40/5 J_c	21/6/82 J_c	
Średnio	7/17/1 J_c	14/9/47 J_c		

¹⁾ Stale, ze względu na małą zawartość wtrąceń i wysoki stopień przekucia, były badane wyłącznie na przekrojach podłużnych.

²⁾ Stal thomasowska.

Rys. 2 do 7 (Pl. VI i VII) przedstawiają mikrografje typowych wtrąceń niemetalicznych (szlify nietrawione, powiększenie linjowe 100×).

Warszawa, 1935.

Instytut Metalurgji i Metaloznawstwa
Politechniki Warszawskiej.

Méthode concernant la définition quantitative des inclusions non-métalliques dans les métaux et alliages

par J. CZOCHRALSKI

Résumé

Une nouvelle conception pour définir d'une manière quantitative la teneur des inclusions non-métalliques dans l'acier a été proposée. La conception en question consiste à observer au microscope les éprouvettes polies à l'agrandissement $\times 100$. Les inclusions non-métalliques sont définies au moyen de 3 chiffres, dont un indique la quantité des inclusions observées sur une sur-

face de l'échantillon polie, le second exprime la longueur moyenne des inclusions, le troisième indique la somme des inclusions observées dans le champ visuel. Quelques exemples de l'application de la méthode sont cités.

Warszawa, 1935.

*Institut de Métallurgie et Métallographie
à l'Ecole Polytechnique.*

G. WELTER

O nierealnym pojęciu górnej i dolnej granicy płynności oraz o wytrzymałości na rozciąganie stali miękkiej i innych metali

Sur l'inexistence de la limite d'écoulement supérieure et inférieure et sur la résistance à la rupture de l'acier doux ainsi que d'autres métaux

TREŚĆ: Na podstawie krytycznych rozważań uznano wykres naprężenia-odkształcenia miękkiej stali i innych plastycznych materiałów za nieodpowiadający rzeczywistości. Próby laboratoryjne potwierdziły powyższe twierdzenia, gdyż udowodniono, na podstawie bezpośredniego obciążania próbki przy pomocy ciężarów, że dla stali miękkiej nie istnieje górna granica płynności i że przy stosowaniu materiałów plastycznych nie można zaobserwować żadnego spadku granicy najwyższego obciążenia przed pęknięciem. Wykresy, wykonane przez zwykle maszyny na rozciąganie, nie odpowiadają istotnym własnościom materiałów i wymagają daleko idących udoskonaleń. Zachodzi konieczność dostosowania maszyn na rozciąganie do tych warunków, oraz przekonstruowania ich w kierunku bezpośredniego obciążania ciężarami.

Wstęp.

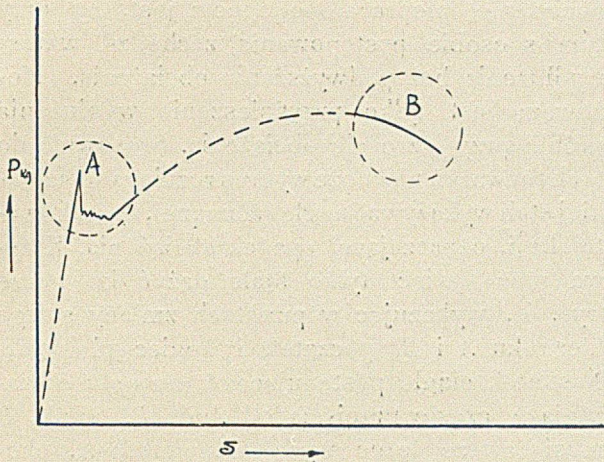
Granica płynności, jak również wytrzymałość na rozciąganie materiałów, jest sprawą wielkiej wagi zarówno dla technologa, obrabiającego stal mechanicznie, jak i dla konstruktora, dążącego do zastosowania jaknajdalej idącej oszczędności i wydajności. Jednakże nasze wiadomości o własnościach materiałów nie są do tego stopnia wyjaśnione, abyśmy mogli wytworzyć sobie wyraźny obraz procesu odkształcania materiałów, zarówno

w obszarze granicy płynności, jak i podczas dalszego przebiegu wykresu obciążenia-odkształcenia.

Praca niniejsza może w pewnym stopniu przyczynić się do wyświeetlenia czysto mechanicznej zależności między naprężeniem i odkształceniem, jaka zachodzi w materiale w okresie jego płynięcia.

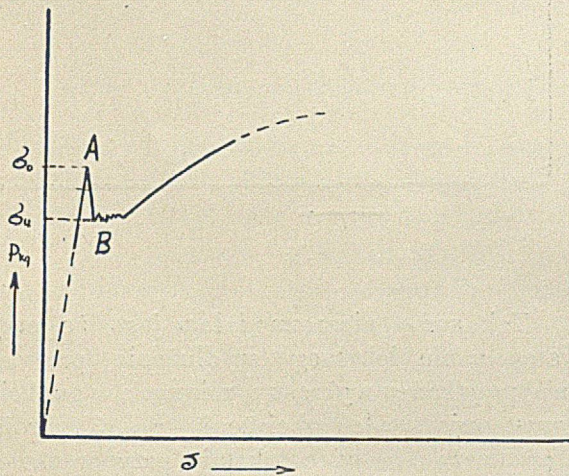
Problem i próba jego rozwiązania.

Jeżeli obserwujemy wykres naprężenia-odkształcenia miękkiej stali zlewnej (rys. 1), uwydatniają się dwa charakterystyczne punkty, specjalnie nas interesujące. Wskutek wieloletniego stosowania tych wykresów, uznanych od początku badań materiałowych jako standardowe, sprzeczności, zawarte w tych punktach, nie zwracały uwagi i nie budziły krytycyzmu. Jak wynika z takiego typowego wykresu dla miękkiej stali zlewnej, chodzi tu o procesy, zachodzące na granicy płynności w punkcie A, jak również o granicę najwyższego obciążenia i naprężenie w chwili pęknięcia w opadającej części wykresu (punkt B). Ten prawie klasyczny wykres jest zupełnie typowy i właściwie może służyć za symbol istoty badań materiałowych, jakkolwiek wykazuje on dużo sprzeczności. Przy bliższem ba-



Rys. 1.

daniu tego wykresu okazuje się, że obydwa odcinki krzywych (*A* i *B*), przy których zachodzą zasadnicze zmiany w materiale, wykazują przebieg, niewytrzymujący gruntowniejszej krytyki. Nawet przy pobieżnym zapoznaniu się z własnościami materiałów można stwierdzić, że stal miękka posiada wykres naprężenia-odkształcenia, na którym występuje osobliwe zjawisko, a mianowicie, że często na wykresie, wykonanym przez maszynę na rozciąganie, występuje górna i dolna granica płynności. Przy obciążeniu takiej próbki wzrasta naprężenie *P* aż do górnej granicy obciążenia (punkt *A*, rys. 2),

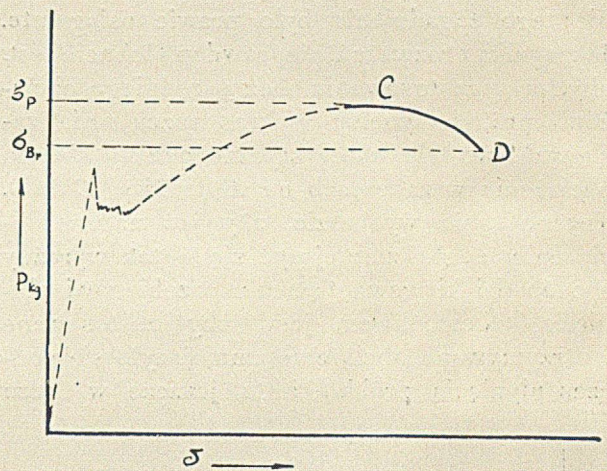


Rys. 2.

przyczem ma miejsce nagły i zupełnie wyraźny spadek naprężenia aż do punktu *B*; tu dopiero zachodzi właściwy okres płynności przy stałym obciążeniu. Zmniejszenie się obciążenia *A—B* na maszynie może wynosić zależnie od okoliczności 30—40% najwyższego obciążenia w punkcie *A*, które czasem może być

nawet wyższe, niż wytrzymałość materiału na rozerwanie¹⁾. Chwilowy spadek naprężenia *A—B*, stwierdzony zapomocą siłomierza na maszynie probierczej i wykazujący gwałtowny przebieg procesu rozrywania się materiału, w odpowiedniej literaturze został przedstawiony jako będący w związku ze stanem równowagi nietrwałej naprężenia materiału (podobnie do przechłodzenia stopu poniżej punktu topnienia) i teoretycznie sklasyfikowany w różny sposób²⁾.

Przebieg wykresu wykazuje w dalszym ciągu, że od najwyższej granicy obciążenia w punkcie *C* (rys. 3), do którego to punktu próbka wydłuża się równomiernie, występuje nader charakterystyczny spadek obciążenia od



Rys. 3.

C do *D*; spadek ten następuje od momentu, w którym rozpoczyna się lokalne wydłużenie, ujawniające się przez występowanie przewężenia próbki. W punkcie *D* zachodzi, według przyjętych obecnie pojęć, pęknięcie próbki przy obciążeniu wyraźnie niższym od maksymalnego obciążenia w punkcie *C*. Jak wynika z przeglądu całego szeregu wykresów rozciągania, ten spadek obciążenia może wynosić około 30—50% najwyższego obciążenia.

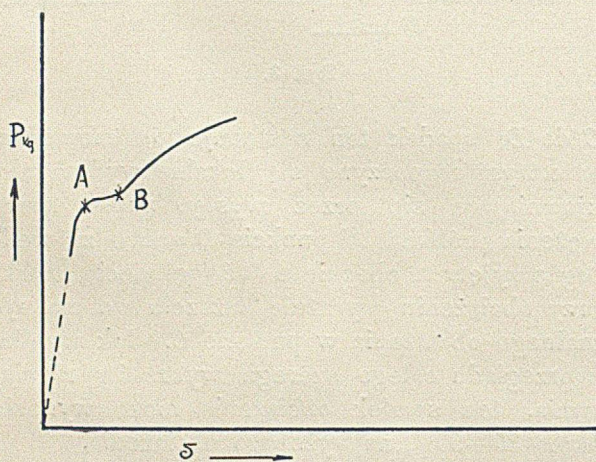
¹⁾ C. Bach und R. Baumann, Festigkeitseigenschaften und Gefügebilder der Konstruktionsmaterialien, 2 Aufl., (1921) S. 6.

²⁾ F. Körber, Das Problem der Streckgrenze, Intern. Kongress f. d. Materialprüfung d. Technik, Amsterdam, (1927).

F. Körber, Mitt. a. d. Kaiser-Wilhelm-Institut für Eisenforschung, Düsseldorf, Abhandlung 263, Bd XVI, Lieferung 16 (1934); Przegl. Mech. 1, 778 (1935).

A. Nadai, Z. techn. Phys., 5, 369 (1924).

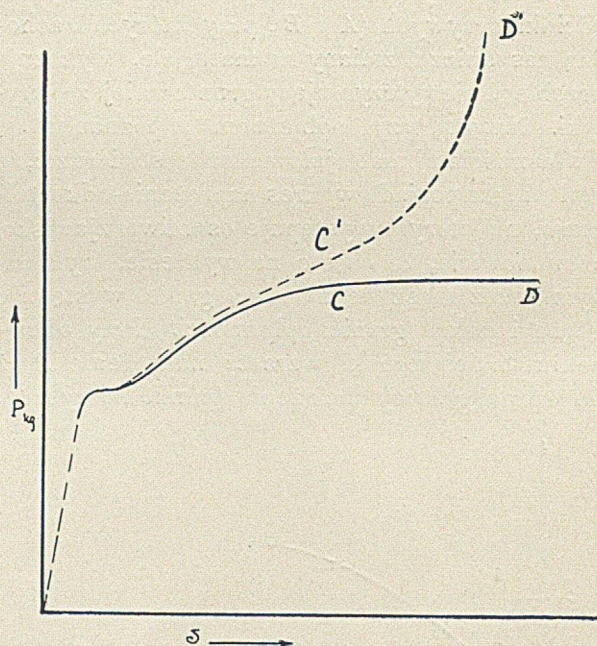
Bardziej krytyczne rozważenie przebiegu płynięcia próbki w obszarach wykresu od A do B i od C do D (rys. 2 i 3) nasuwa pytanie, czy rzeczywiście możliwym jest, by obciążenie nadane już próbce, mogło się zmniejszyć; pozatem budzą się również poważne wątpliwości co do wiernego odtwarzania przez wykresy obciążenie-wydłużenie rzeczywistego przebiegu procesów, zachodzących w próbce podczas rozciągania. Z chwilą, gdy postawiono sobie pytanie, jak wyglądać może tego rodzaju wykres przy użyciu maszyny na rozciąganie, któraby—w przeciwieństwie do zwykłych konstrukcyj tego rodzaju—wywoływała naprężenia rozciągające w próbce przez bezpośrednie obciążanie jej ciężarami, rozwiązanie tego zagadnienia było prawie osiągnięte. Jak wynika z rozważań, nieprawdopodobnym jest, aby, przy zastosowaniu bezpośredniego obciążenia próbki, typowy wykres rozciągania zachował swe charakterystyczne punkty spadku obciążenia w zakresach od A do B i od C do D . Trudno sobie wyobrazić, aby już nadane obciążenie mogło zmniejszyć się w tak wyraźny sposób dzięki wewnętrznemu przebiegowi płynięcia. Niemożliwym jest, aby zastosowane i utrzymywane obciążenie zmniejszyło się podczas płynięcia próbki, i to jeszcze w takim



Rys. 4.

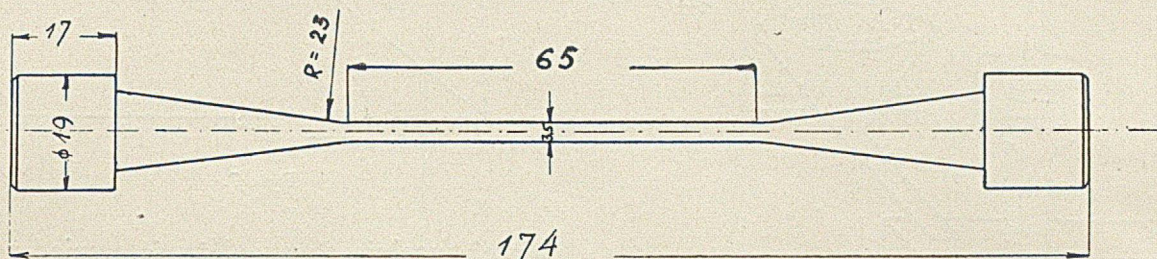
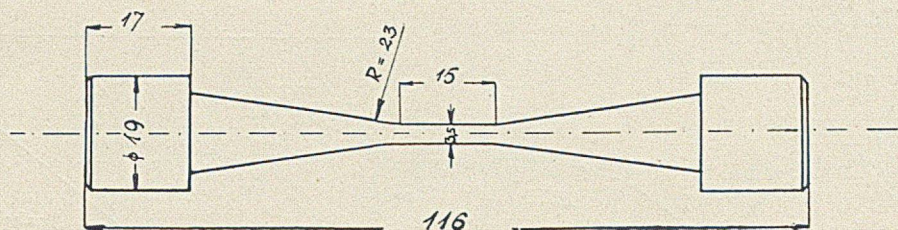
znacznym stopniu. W najlepszym razie może stała siła wywoływać wzrastające wydłużenie materiału, które to zjawisko jest nam wystarczająco znane z badań nad pełzaniem. Uwzględniając, że przy zwykłych, standardowych próbach rozciągania chodzi o to, aby próbkę doprowadzić do zerwania przez stale wzrastające

obciążenie, nieprawdopodobnym jest, by przy tym sposobie postępowania zachodził wzrost wydłużenia bez podwyższania obciążenia. Możliwym jest tylko przyśpieszenie wydłużenia próbki przy wzroście obciążenia. Stosownie do tych rozważań nie może wykres rozciągania miękkiej stali wykazywać nagle załamanej, zygzakowatej linii, oznaczającej spadek obciążenia. Krzywa może więc tylko stale dążyć ku górze (rys. 4), wykazując w punktach zmiany swego kierunku A i B , początek i koniec płynięcia. Naskutek ciągle postępującego wzrostu obciążenia w czasie przejścia od A do B , punkt B musi zawsze leżeć wyżej od punktu A , chociażby tylko nieznacznie.



Rys. 5.

Tak samo niezrozumiałym jest, że przy występowaniu lokalnego wydłużenia (przewężenia) przy końcu wykresu rozciągania w punkcie C występuje spadek obciążenia (rys. 3). Próbka przewęża się więc lokalnie przy przyśpieszonym wydłużeniu, ale obciążenie nie spada, a tylko wykazuje aż do punktu D (rys. 5), naskutek gwałtownego płynięcia materiału, nieznaczny wzrost. Krzywa *rzeczywistych* obciążeń C' do D' , t. zn. obciążeń, odnoszących się do każdorazowego działającego przekroju próbki, musi mieć inny przebieg, niż krzywe na wykresach standardowych, wykazujące spadek obciążenia pomiędzy C i D . Stąd w dalszym cią-



Rys. 5a.

gu wynika, że nasze wiadomości o absolutnych, rzeczywistych obciążeniach materiałów, opierające się na wykresach obciążenie-wydłużenie stosowanych obecnie maszyn, są z gruntu fałszywe i, zależnie od materiału, obliczane z niedomiarem, sięgającym 50 lub nawet więcej procent (np. przy rozciąganiu w wysokich temperaturach, w przypadku silnego obniżania się obciążeń przed pęknięciem).

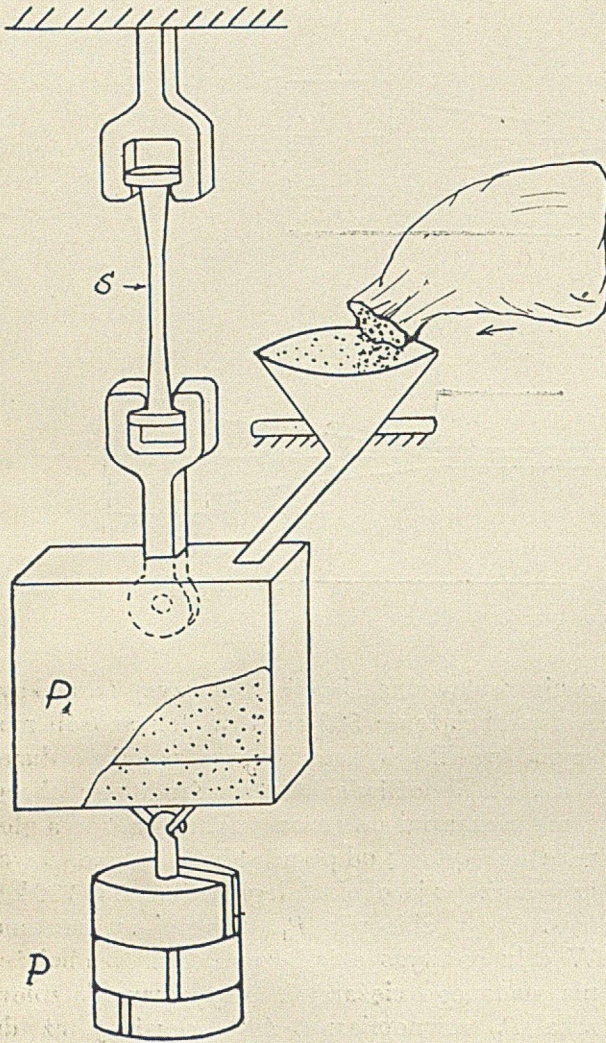
Opis urządzenia doświadczalnego.

Badania laboratoryjne, przeprowadzone dla potwierdzenia wyprowadzonych rozważań, będą poniżej tylko krótko przedstawione.

Jako maszyna do badań służyła pionowa 5-tonnowa maszyna Amslera na rozciąganie (typ 5 ZD 181) z wahadłem, wskaźnikiem obciążeń, rejestracją krzywych i napędem ręcznym lub silnikowym (elektrycznym). Próbkę badaną posiadały, ze względu na bezpośrednie obciążenie, średnicę 3,5 mm, oraz stożkowe przejście do cylindrycznego łba; użyto próbek o rozmaitych długościach pomiarowych o $l_0 = 15$ mm i 65 mm (rys. 5a). Jako materiał służyła miękka stal węglowa o zawartości 0,15% C, wyżarzona w temp. około 800°. Górna granica płynności dla tych próbek leżała przy obciążeniu około 370 kg, dolna przy około 320 kg, podczas gdy obciążenie rozrywające wynosiło około 470 kg. Dla uzyskania wykresu rozcią-

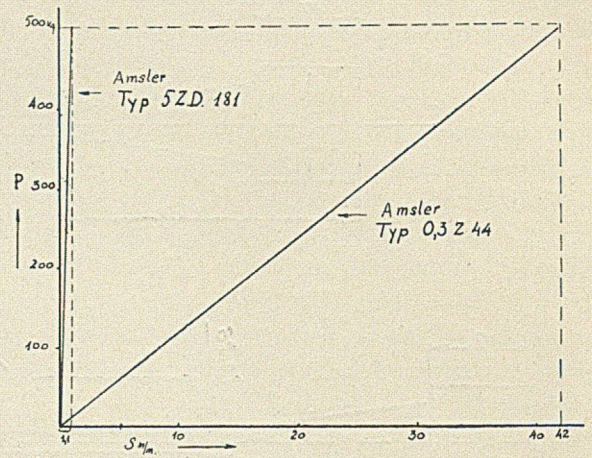
gania nastawiono siłomierz maszyny na maksymalne obciążenie 500 kg i w ten sposób maszyna kreśliła wykres w wystarczająco dużej skali. Dla umożliwienia bezpośredniego obciążania ciężarami odłączono dolną, ruchomą głowicę uchwytową od pionowej śruby napędowej i zaopatrzono ją, obok stałego ciężaru $P = 200$ kg, (rys. 6) w zbiornik P_1 , napełniony śrutem. W celu podwyższenia bezpośredniego obciążenia, nadanego ciężarami, dosypywano do zbiornika P_1 równomiernie śrut ołowiany aż do osiągnięcia granicy płynięcia i zerwania. Inne urządzenia maszyny pozostawały w obu przypadkach takie same. Przebieg obciążania starano się w przypadku bezpośredniego i pośredniego obciążania uczynić takim samym, to znaczy, że czas obciążenia aż do granicy płynności i od niej począwszy aż do zerwania, był możliwie jednakowy. Szybkość obciążania odpowiadała tu normalnie stosowanym szybkościom przy zwykłych próbach na rozciąganie, to znaczy, że czas próby trwał około 3 do 5 minut.

Rys. 7 przedstawia zależność charakterystyczną dla każdej maszyny na rozciąganie, mianowicie funkcjonalny stosunek obciążenia P do drogi, przebywanej przez górną głowicę uchwytową maszyny, przenoszącą obciążenie na siłomierz. Z wykresu tego wynika, że przebycie przez górną głowicę uchwytową odcinka drogi, równego 1,1 mm, powoduje przy nastawieniu siłomierza stosowanej maszyny na



Rys. 6.

500 kg, spadek wskazówki siłomierza z 500 kg. na 0 kg. Maszyna ta więc, jak i większość maszyn na rozciąganie tego rodzaju, posiada bardzo dużą przekładnię, tak, że małe, pionowe przesunięcie górnej głowicy pociąga za sobą niewspółmiernie wielki spadek obciążenia na siłomierzu. Jeśli np. przy obciążeniu 300 kg próbka wydłuży się pomiędzy uchwytami tylko o 0,1 mm, to wskazówka siłomierza, a więc i sama siła, spada do 250 kg. Przy bezpośrednim obciążaniu taki spadek obciążenia nie może oczywiście wystąpić. Większość maszyn na rozciąganie, stosowanych dzisiaj w laboratoriach badawczych, wykazuje pod tym względem wyżej wymienione charakterystyczne właściwości. Dla udowodnienia założonego punktu widzenia użyto, prócz 5-tonnowej maszyny Amslera, jeszcze innej maszyny, posia-

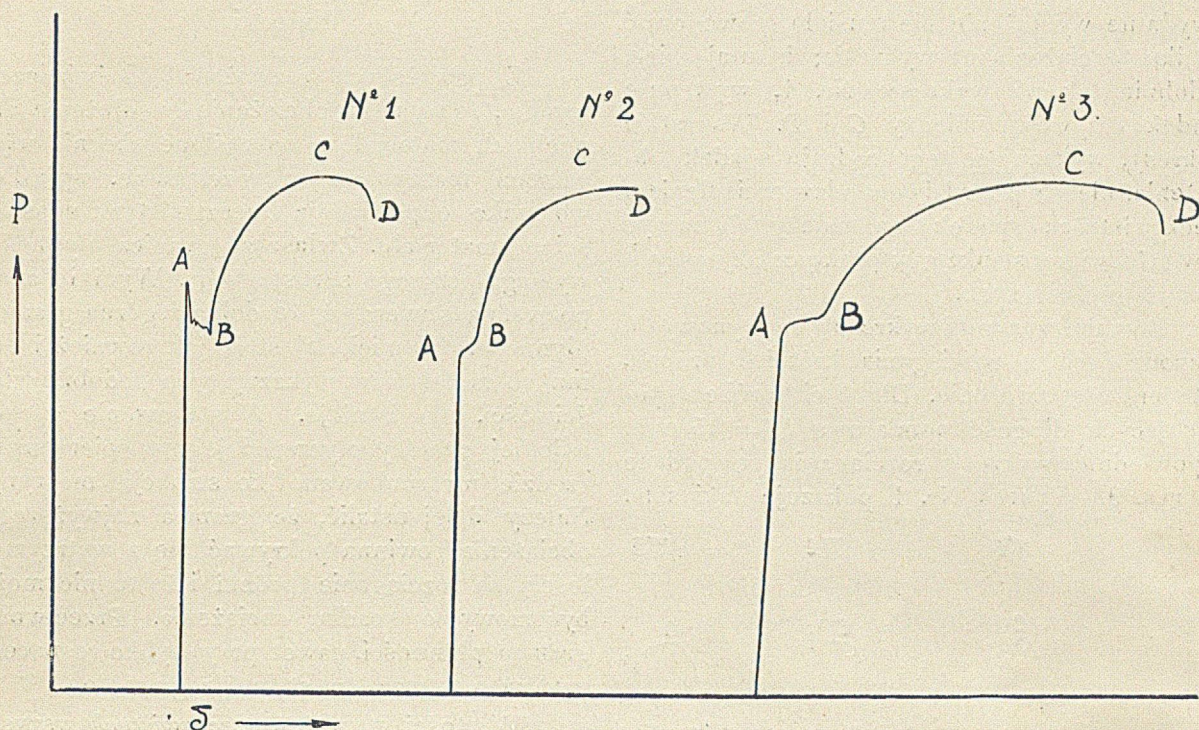


Rys. 7.

dającej zupełnie inną zależność pomiędzy obciążeniem P i drogą S , przebywaną przez górną głowicę; zależność ta pozostawała w porównaniu z pierwszą maszyną w takim stosunku, jak 1 do 40. Chodzi tu o małą pionową maszynę Amslera typu 0,3/Z/44 do zrywania blach, z siłomierzem wahadłowym, o maksymalnym obciążeniu 500 kg. Charakterystyczny dla tej maszyny wykres obciążenie-droga podano na rys. 7. Z rysunku tego wynika, że gdy próbka przy obciążeniu 300 kg wydłuży się o 0,1 mm, obciążenie spada tylko do około 299 kg, to znaczy w przybliżeniu 1 kg. Przy ciągłym i regularnym obciążaniu, które wynosi większą ilość kilogramów na sekundę, nagły spadek obciążenia na wykresie, spowodowany nagłym wydłużeniem się próbki w pobliżu granicy płynności, wynoszącym właśnie około 0,1 mm, nie może uwidocznić się na wykresie; zostało to również potwierdzone doświadczeniem.

Wyniki badań.

Wyniki badań próbek o długości pomiarowej $l_0 = 65$ mm podano na rys. 8. Wykres Nr. 1 przedstawia normalny, znany, typowy wykres badanego materiału z wyraźnie zaznaczoną w punktach A i B górną i dolną granicą płynności, który po osiągnięciu najwyższego obciążenia w C , wykazuje stromy spadek obciążenia przed pęknięciem próbki w D . W przeciwstawieniu do tego, z wykresu Nr. 2, którego przebieg był wyżej przewidziany, otrzymano prawdziwym warunkom odpowiadający, rzeczywisty wykres obciążenie-wydłużenie. Wykres



Rys. 8.

ten był uzyskany przez bezpośrednie obciążanie ciężarami próbki, zamocowanej w 5-tonnowej maszynie na rozciąganie. Należy podkreślić tu znamienny fakt, że w tym przypadku zupełnie nie występuje górna i dolna granica płynności. Materiał między A i B zaczyna wydłużać się szybciej i przebieg krzywej odchyła się od prostej odkształceń sprężystych. Ważnym jest, że obciążenie między A i B nie opada. Przeciwnie, w interwale płynięcia obciążenie wzrasta, aczkolwiek nieznacznie, to jednak stale i równomiernie. Tem samym został udowodniony pierwszy punkt powyższego rozumowania, to znaczy, że dla miękkiej stali niema górnej i dolnej granicy płynności i, że przy zwykłych próbach rozciągania, płynięciu materiału nie może towarzyszyć spadek obciążenia, lecz jego wzrost. Wydłużenie całkowite przy granicy płynności, mniejsze nieco w porównaniu z wykresem Nr. 1, w którym występują bardzo silne wahania obciążenia, powinno być w tym przypadku (Nr. 2) wytłumaczone spokojniejszym i bardziej równomiernym przebiegiem naprężeń.

W dalszym ciągu można ustalić ciekawy i wyżej przewidziany fakt, że po osiągnięciu w C najwyższego obciążenia zupełnie nie następuje spadek obciążenia; krzywa przebiega na jednakowej wysokości aż do punktu D, to znaczy

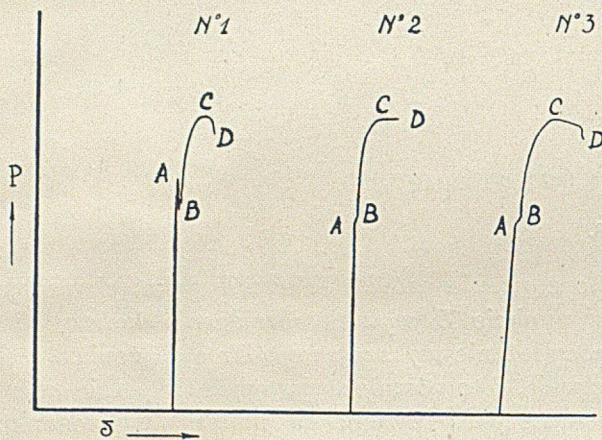
do zerwania próbki. W chwili pęknięcia próbki w punkcie D wykres rozciągania kończy się, również nie wykazując spadku obciążenia. Przeciwnie, i tu również występuje zupełnie nieznaczne podwyższenie się punktu D w stosunku do C; podwyższenie to jednakże, naskutek stosunkowo gwałtownie rozwijającego się, miejscowego przebiegu wydłużenia podczas przewężenia, występuje tylko niewyraźnie. Ważnym jest więc tu, że, w przeciwieństwie do typowego wykresu obciążenie-wydłużenie, spadek obciążenia bezpośrednio przed zerwaniem się próbki nie może występować.

Trzeci wykres, wykonany przez małą 500-kilogramową wahadłową maszynę Amsler'a o mniejszej przekładni, wykazuje charakterystyczny, opisany już przebieg granicy płynności między A i B, polegający na stałym wzroście obciążenia przy szybkim wzroście wydłużenia. Ta część wykresu, wyraźnie zaznaczona naskutek większej skali wykresu wydłużenia, właściwej dla tej maszyny, przemawia na korzyść założonego punktu widzenia, że, w przeciwieństwie do obecnie przyjętych pojęć, górna i dolna granica płynności nie istnieje.

Odnosnie do końcowego przebiegu wykresu między C i D należy podkreślić, że przekładnia maszyny (rys. 7) jest jeszcze za duża, aby prawie momentalnie występujące, lokalne

i wydatne wydłużenie nie musiało spowodować spadku obciążenia na wykresie; i tutaj więc, podobnie jak na wykresie Nr. 1, występuje spadek krzywej pomiędzy C i D . Wszystkie wykresy, wykazujące tego rodzaju spadek obciążenia, nie są prawdziwym odzwierciedleniem rzeczywistości; spadek ten należy tłumaczyć niewłaściwą konstrukcją w praktyce używanych maszyn probierczych.

Również i wyniki wykresów maszynowych, pochodzących z rozciągania krótkich próbek, potwierdzają założenie. Dla tych próbek, posiadających długość pomiarową $l_0 = 15$ mm, odpowiednie wykresy rozciągania są podane na rys. 9. Wykres Nr. 1 pokazuje taki sam,



Rys. 9.

jak uzyskiwany na zwykłych maszynach, typowy wykres z górną i dolną granicą płynności w A i B , jak również z wyraźnym spadkiem obciążenia od C do D . Krzywa Nr. 2 jest wykresem dla tego samego materiału, skorygowanym przez zastosowanie bezpośredniego obciążenia; wykres ten nie wykazuje wcale spadku obciążenia ani przy granicy płynności, między A i B , ani w pobliżu najwyższego obciążenia, między C i D . I tu należy skonstatować, że naprężenia stale wzrastają, zarówno przy granicy płynności, jak i blisko obciążenia zrywającego. Materiał nie wykazuje dolnej i górnej granicy płynności ani też żadnego spadku obciążenia na krótko przed pęknięciem próbki. Wykres Nr. 3, nakreślony przez małą maszynę Amsler'a, pozwala także odróżnić zupełnie wyraźny wzrost obciążenia w pobliżu granicy płynności od A do B , lecz i tutaj, wskutek niewystarczającej przekładni, występuje spadek obciążenia, między C i D , na krótko przed pojawieniem się pęknięcia.

Wnioski

Z powyższych rozważań i doświadczeń wynika, że wykresy obciążenie-wydłużenie dla miękkich materiałów, nakreślone obecnie używanymi maszynami na rozciąganie, wyjątkowo tylko odpowiadają rzeczywistym właściwościom materiału. Zwłaszcza granica płynności wymaga pewnego sprostowania. Wyniki badań pozwalają stwierdzić, że dolna i górna granica płynności dla miękkiej stali, jak również i dla innych materiałów, wykazujących podobne właściwości, nie istnieje. Występowanie górnej i dolnej granicy płynności jest w pierwszym rzędzie uwarunkowane konstrukcją maszyny. Należy dalej ustalić, że granica najwyższego obciążenia powinna pokrywać się z wytrzymałością na rozciąganie próbki i że tu nie może być mowy o spadku obciążenia. Przeciwnie, granica płynności, nawet przy szybko rosnącym wydłużeniu, wzrasta stale i regularnie.

Wartości naprężeń *rzeczywistych* wszystkich materiałów o wydatnym przewężeniu, obliczone według zwykłych, typowych wykresów, wymagają więc korekty. Korekta ta doprowadzić winna do podwyższenia otrzymywanych dotychczas wielkości. Dzięki temu wartości zbliżą się w pewnej mierze do teoretycznie obliczonych, absolutnych właściwości wytrzymałościowych.

Prócz tego t. zw. stopień pełnoty materiałów, obliczany z ogólnej powierzchni wykresu rozciągania, kształtuje się wyraźnie inaczej, szczególnie przy próbach rozciągania na gorąco, przy których, dzięki silnie zaznaczającemu się przewężeniu, uwydatnia się częstokroć znaczny spadek obciążenia przed zerwaniem.

Z badań tych wynika również, że maszyny na rozciąganie wymagają zasadniczej zmiany konstrukcji, zmierzającej do tego, aby wykresy obciążenie-wydłużenie możliwie odpowiadały wykresom, uzyskanym przez bezpośrednie obciążenie ciężarami. Najwięcej odpowiadają tym warunkom maszyny, które wcale albo tylko w nieznacznym stopniu, wykazują spadek obciążenia przy nagłym wydłużeniu się próbki, przyczem szkodliwe działanie przeciwwagi winno być możliwie usunięte. Warunki te w praktyce powinny być całkowicie osiągalne przez stosunkowo dużą drogę aż do najwyższego obciążenia górnej głowicy, połączonej z siłomierzem, jak również przez ewen-

tualne włączenie jakiegoś bardzo sprężystego elementu pomiędzy ruchomą głowicę i urządzenie obciążające maszyny; sposoby te jednak nie rokują możliwości bezwzględnego naśladowania działania idealnego typu maszy-

ny, jaki przedstawia maszyna o bezpośrednim obciążeniu.

Warszawa, 1935.

Zakład Metalurgji i Metaloznawstwa
Politechniki Warszawskiej

Sur l'inexistence de la limite d'écoulement supérieure et inférieure et sur la résistance à la rupture de l'acier doux ainsi que d'autres métaux.

par. G. WELTER

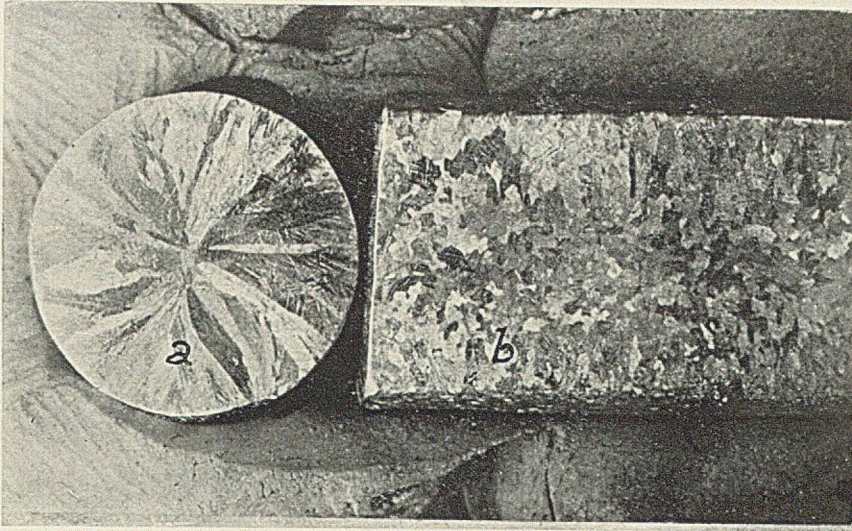
Extrait.

Le diagramme charge-allongement de l'acier doux (ainsi que d'autres matériaux plastiques), dessiné par les machines de traction, ne correspond pas aux qualités véridiques de ces matériaux. Nous ne pouvons pas nous expliquer, pourquoi pendant l'essai à la traction la charge diminue en tombant de la limite d'écoulement supérieure jusqu'à la limite inférieure; de même un abaissement de la charge maximum, que supporte l'éprouvette plastique jusqu'à sa rupture n'est pas réel. La supposition que ces caractéristiques n'ont rien de commun avec les qualités du matériel soumis à l'essai, mais sont dûs à la machine d'essai, a pu être démontrée par une série d'essais mécaniques à la traction; au moyen d'une charge appliquée directement à l'éprou-

vette, il a été aisé de prouver que la limite d'écoulement supérieure et inférieure n'existent pas et que pour les matériaux plastiques la charge de traction ne diminue pas avant la rupture de l'éprouvette. Les diagrammes dessinés par les machines usuelles de traction employées dans les laboratoires, ne correspondent pas aux qualités réelles de ces matériaux; le fonctionnement de ces machines doit être révisé d'une manière fondamentale. Il est nécessaire d'améliorer les machines de traction dans le sens d'un fonctionnement analogue à celui d'une machine actionnée par des charges directes.

Warszawa, 1935.

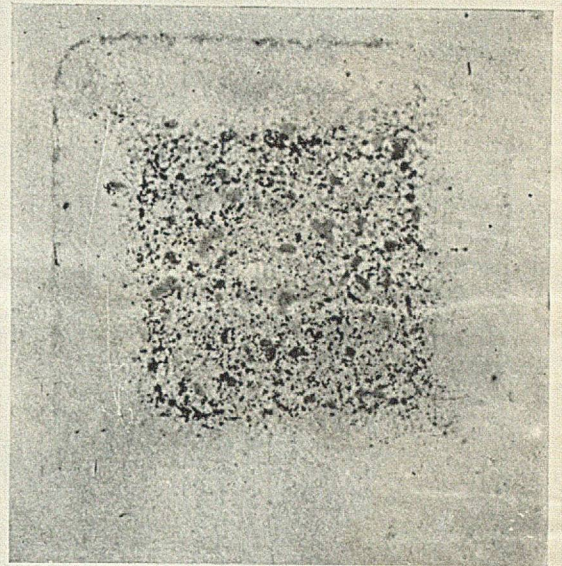
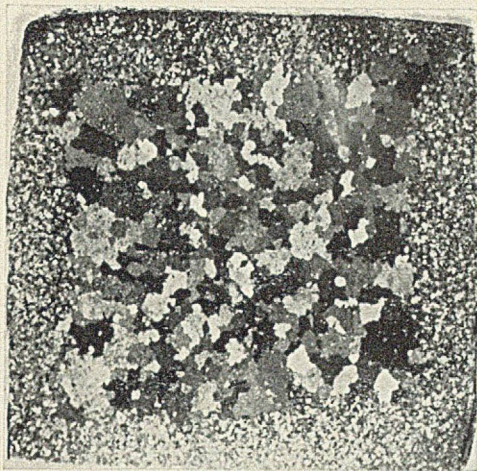
Institut de Métallurgie et Métallographie
à l'Ecole Polytechnique.



J. CZOCHRALSKI i T. MIAZGA

Rys. 1.

Przekrój poprzeczny (a) i podłużny (b) próbki kadmu. Powiększenie 6 X.



G. WELTER i S. DANIELECKI

Rys. 1.

Przekrój poprzeczny rekrystalizowanej próbki żelaza „armco”. Trawione: 4% HNO_3 w alkoholu. 6 X.

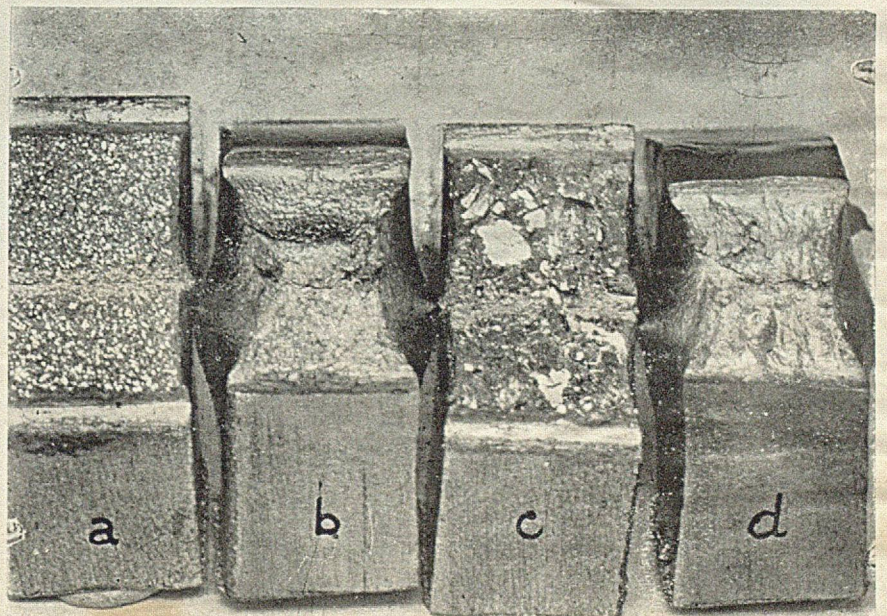
Rys. 2.

Odbitka Baumanna (powiększona 6 X). To samo miejsce co na rys. 1.

Rys. 5.

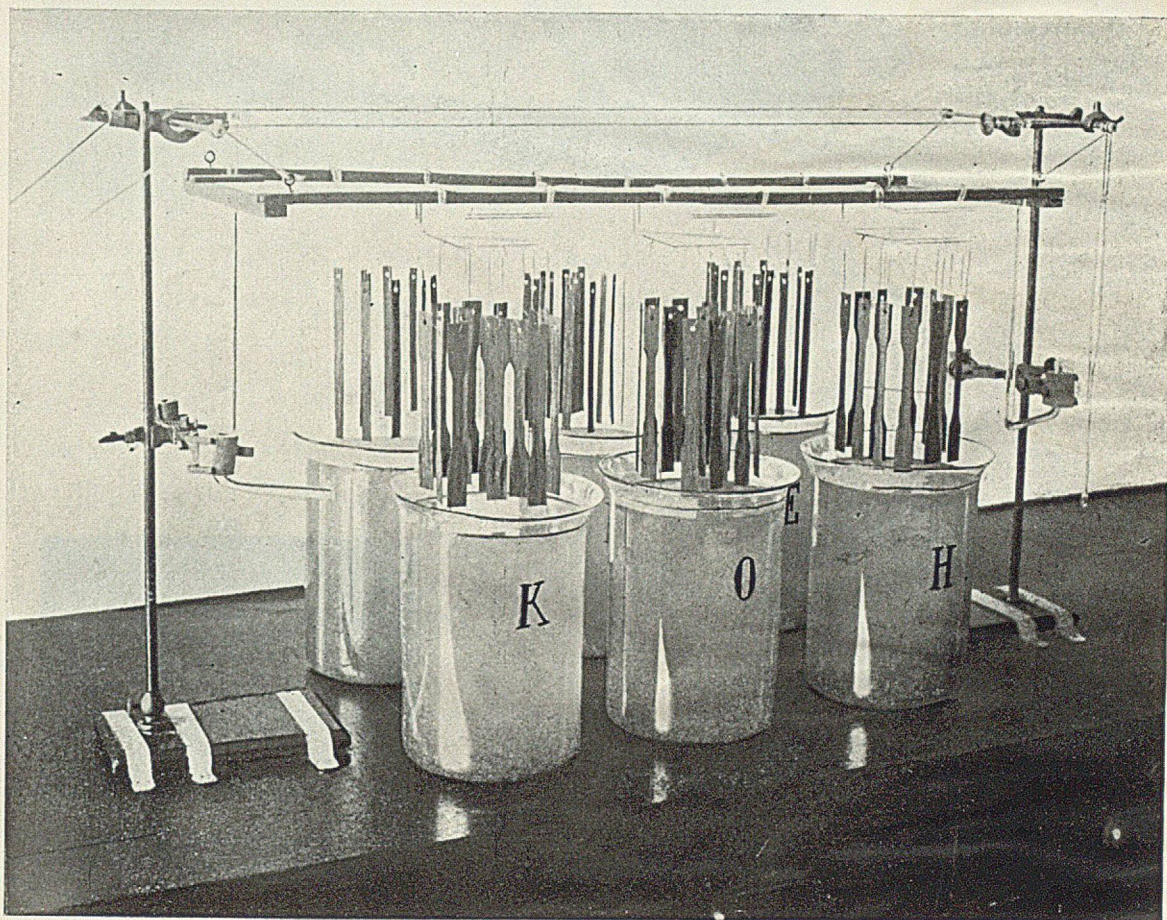
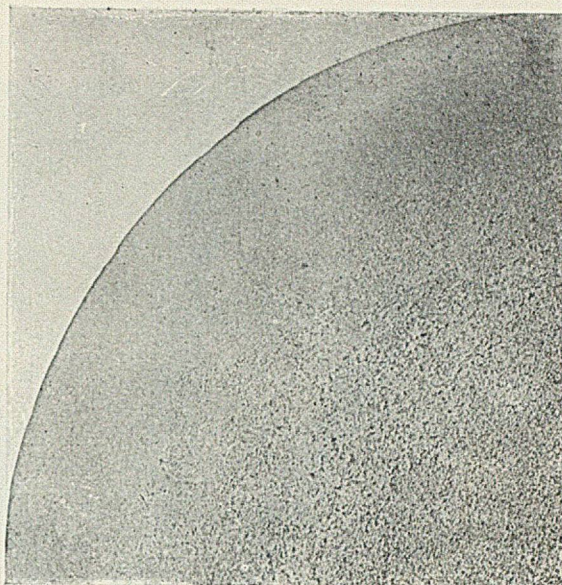
Złomy próbek żelaza „armco”

- a) $d = 0,083$ mm, $t = 0^\circ$,
 $U = 2,1$ kgm/cm²
- b) $d = 0,077$ mm, $t = 100^\circ$,
 $U = 26,6$ kgm/cm²
- c) $d = 0,32$ mm, $t = 0^\circ$,
 $U = 2,5$ kgm/cm²
- d) $d = 0,36$ mm, $t = 100^\circ$,
 $U = 24,6$ kgm/cm².



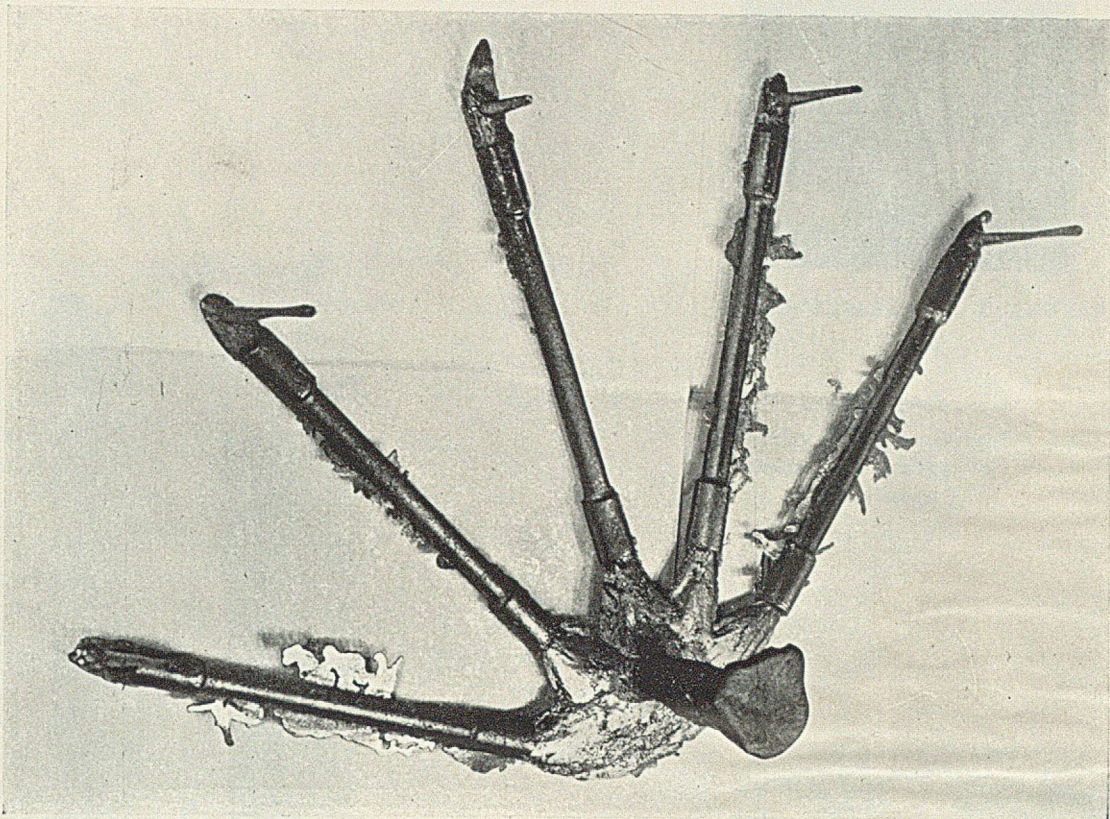
Rys. 1.

Makrografja ($\times 1$) części poprzecznego przekroju
badanego pręta stali. Trawione odczynnikiem
Jacewicza.



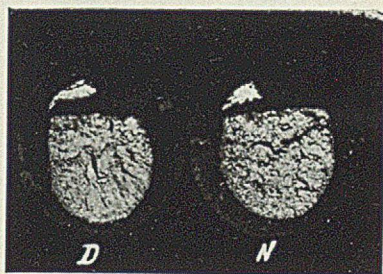
Rys. 2.

Urządzenie do okresowego zanurzenia i wynurzenia próbek.



Rys. 1.

Fotografja odlewu po wyjęciu z formy piaskowej.

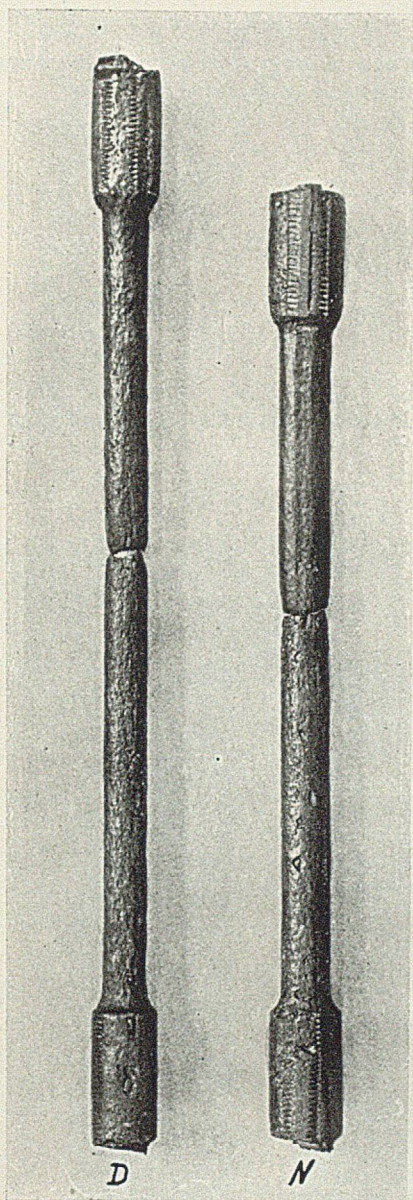


Rys. 2. Próbki zginane.



Rys. 3. Próbki rozciągane.

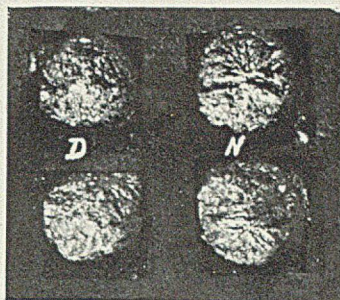
Złomy próbek bronzu odtlenianego (*D*) i nieodtlenianego (*N*).



J. CZOCHRALSKI i Z. BUKOWSKI

Rys. 5.

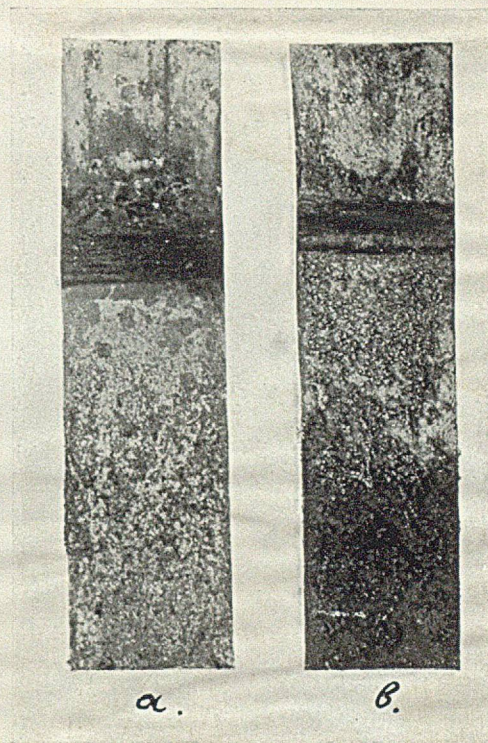
Rozciągane próbki mosiądzu odtlennego (D) i nieodtlenianego (N).



J. CZOCHRALSKI i Z. BUKOWSKI

Rys. 4.

Złomy rozciąganych próbek mosiądzu odtlennego (D) i nieodtlenianego (N).



J. CZOCHRALSKI i W. GAWLIKOWSKI

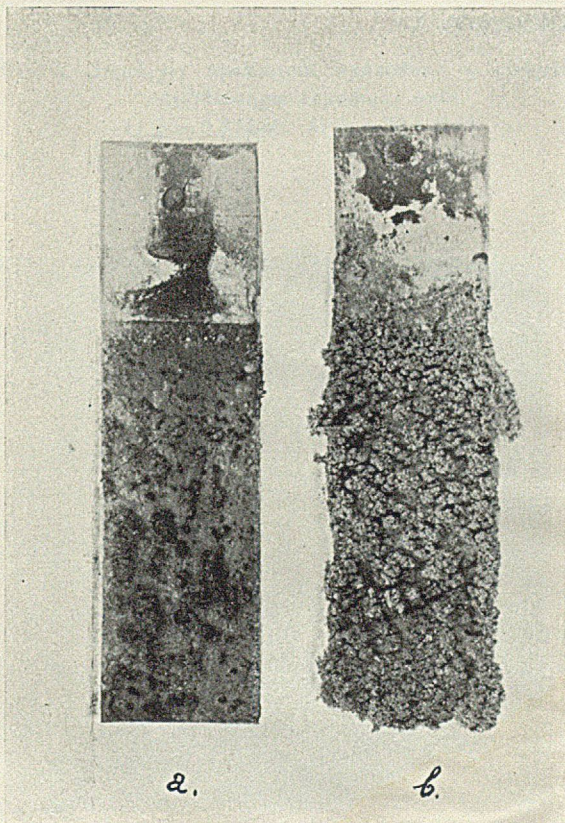
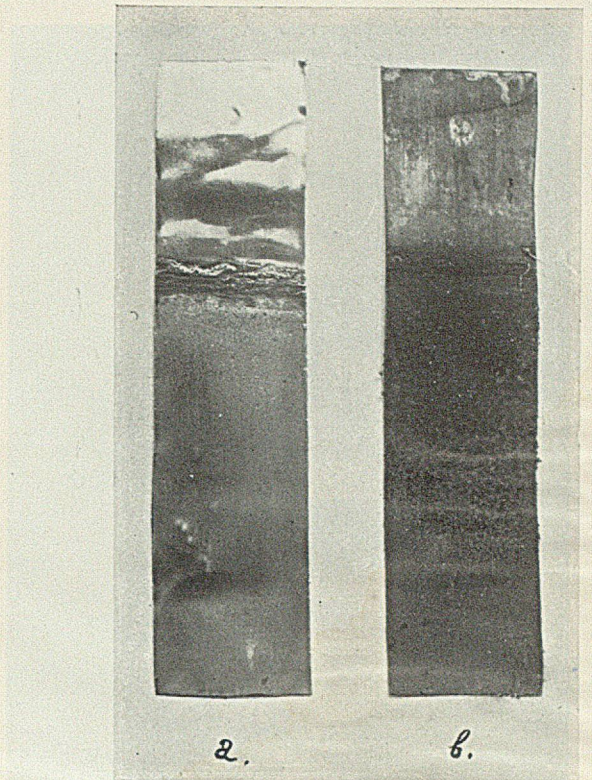
Rys. 1.

Gąbczasty osad aluminium otrzymany podczas elektrolizy metodą Płotnikowa. a) gęstość prądu $g = 2 \text{ A/dm}^2$; b) $g = 30 \text{ A/dm}^2$.

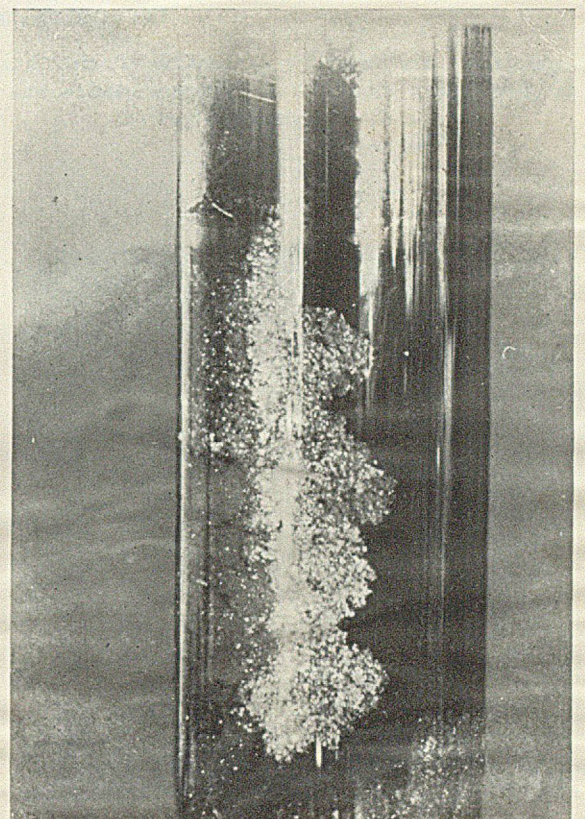
Rys. 2.

Zwarty osad aluminium otrzymany na katodzie miedzianej;
a) katoda polerowana, b) niepolerowana.

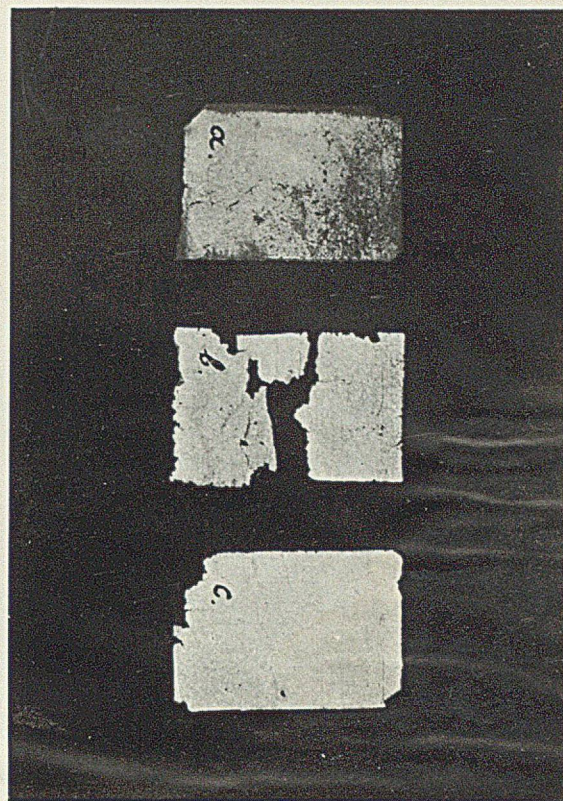
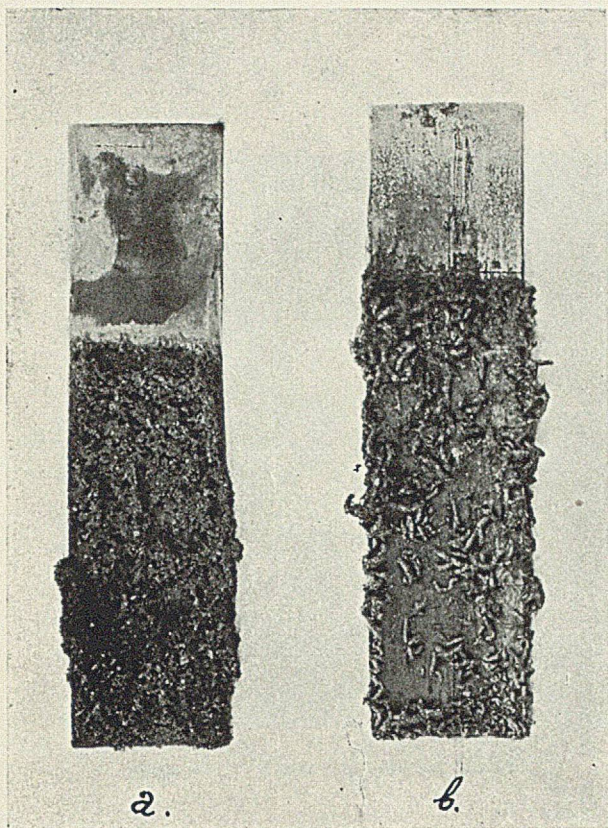
J. CZOCHRALSKI i W. GAWLIKOWSKI



Rys. 3. Osad aluminium otrzymany podczas elektrolizy z pomocniczą anodą ołowianą.
a) Gęstość prądu $g = 2 \text{ A/dm}^2$; b) $g = 30 \text{ A/dm}^2$.



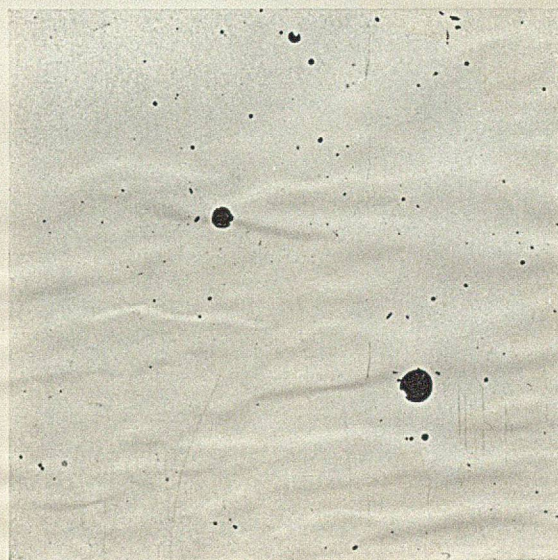
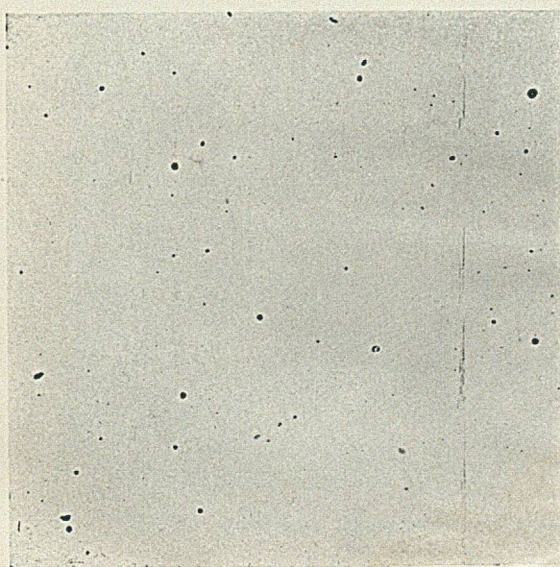
Rys. 4. Dendryty aluminium wydzielone w elektrolizie odwodnionym zapomocą sodu.
 $g = 20 \text{ A/dm}^2$.



J. CZOCHRALSKI i W. GAWLIKOWSKI

Rys. 5. Dendryty aluminium wydzielone w elektrolicie odwodnionym za pomocą sodu.
a) $g = 5 \text{ A/dm}^2$; b) $g = 50 \text{ A/dm}^2$.

Rys. 6. Blaszki wydzielone w elektrolicie, do którego, po odwodnieniu sodem, dodano 1 do 2 kropeł wody na 50 cm^3 mieszaniny chlorków.



J. CZOCHRALSKI

Rys. 2. 7/1/7 *Jc*

Wtrącenia kropkowe.

Rys. 3. 6/3/31 *Jc*.



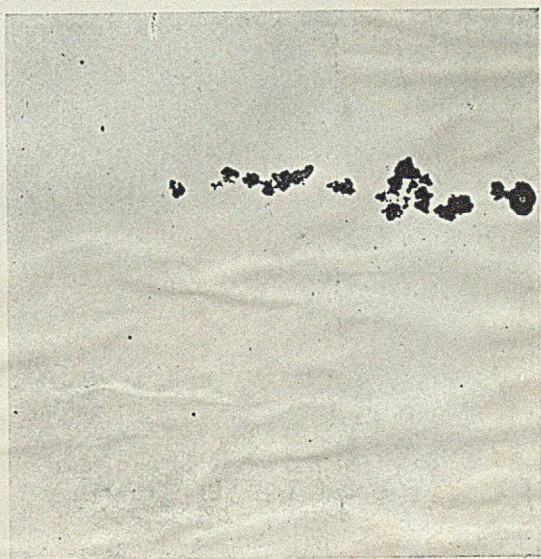
Rys. 4. Wtrącenie płatkowe, $1/4/12 J_c$.



Rys. 5. Wtrącenia pasmowe, $1/20/60 J_c$.



Rys. 6. Wtrącenia łańcuszkowe, $6/8/48 J_c$.



Rys. 7. Wtrącenie łańcuszkowe, $1/50/450 J_c$.

BIBLIOTEKA GŁÓWNA
Politechniki Śląskiej

~~P~~ 927/35