dr J 366

WIADOMOŚCI
INSTYTUTU METALURGJI I METALOZNAWSTWA

BIBLIOTEKA GŁÓWNA Gliwice
P 927/36

oraz

ZAKŁADU
METALURGJI I METALOZNAWSTWA
POLITECHNIKI WARSZAWSKIEJ
ul. Topolowa 18

Rok 3, Nr. 2

WARSZAWA – 1936

ROK 3 Nr. 2, CZERWIEC 1936

WIADOMOŚCI
INSTYTUTU METALURGJI I METALOZNAWSTWA

oraz

ZAKŁADU
METALURGJI I METALOZNAWSTWA
POLITECHNIKI WARSZAWSKIEJ

REDAKCJA I ADMINISTRACJA:
INSTYTUT METALURGJI I METALOZNAWSTWA
WARSZAWA, UL. TOPOLOWA 18.

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

WARSZAWA – 1936

Treść:

Nr.		Str.
25.	*W. Świętosławski i J. Czochralski:* Efekty cieplne występujące w procesie samoulepszania się stopów aluminjowych	59
26.	*J. Czochralski i H. Łukomski:* Bronzy ołowiane	69
27.	*G. Welter i J. Kucharski:* Badanie mikro-odkształceń przy zginaniu udarnem w wyższych temperaturach	75
28.	*J. Czochralski, G. Welter i W. Maruszewska:* Metody i urządzenia do badania korozji stosowane w Instytucie Metalurgji i Metaloznawstwa	84
29.	*J. Czochralski i S. Wajgman:* O korozji aluminjum w obecności rtęci	90
30.	*G. Welter i S. Goćkowski:* Kształt wykresu maszyny na rozciąganie i szybkość wydłużania materjałów plastycznych w zależności od sposobu obciążenia	95
31.	*J Czochralski i J. Mikołajczyk:* Szybkość krystalizacji aluminjum o czystości 99,992%	106
32.	*J. Czochralski i J. Mikołajczyk:* Korozja aluminjum rafinowanego o czystości 99,992%	108

Sommaire:

	Page
W. Świętosławski et J. Czochralski: Sur les effets thermiques qui apparaissent pendant le phénomène de vieillissement des alliages d'aluminium	59
J. Czochralski et H. Łukomski: Bronzes au plomb	69
G. Welter et J. Kucharski: Recherches sur les déformations micro-plastiques de l'acier par des charges dynamiques à la flexion aux températures élevées	75
J. Czochralski, G. Welter et W. Maruszewska: Installations et méthodes de recherches pour la corrosion, employées à l'Institut de Métallurgie et Métallographie	84
J. Czochralski et S. Wajgman: Sur la corrosion de l'aluminium en présence du mercure	90
G. Welter et S. Goćkowski: Sur les diagrammes charges-allongements ainsi que sur la vitesse de déformation de matériaux plastiques soumis à la traction en fonction du chargement	95
J. Czochralski et J. Mikołajczyk: La vitesse de cristallisation de l'aluminium à 99,992% de pureté	106
J. Czochralski et J. Mikołajczyk: Sur la corrosion de l'aluminium raffiné à 99,992% de pureté	108

Errata:

Str. 67, wiersz 6 od dołu wydrukowano: *anftreten*, powinno być: *auftreten*.

Cena pojedyńczego zeszytu: 6.— zł. Prenumerata roczna: 20.— zł.

6296. Druk. Gospodarcza, Al. Jerozolimskie 79. Telefony: 8-84-12; 8-28-02.

W. ŚWIĘTOSŁAWSKI i J. CZOCHRALSKI

Efekty cieplne występujące w procesie samoulepszania się stopów aluminjowych

Sur les effets thermiques qui apparaissent pendant le phénomène de vieillissement des alliages d'aluminium

T R E Ś Ć: 1) Przedstawiono dotychczasowy stan wiadomości o efektach cieplnych, towarzyszących zjawisku rekrystalizacji metali oraz samoulepszania się stopów aluminjowych. 2) W pierwszem stadjum prac, zamierzonych na szerszą skalę, wykonano próbę pomiaru ciepła wydzielanego przez duralumin po jego zahartowaniu. Zastosowano do tego celu mikrokalorymetr *Świętosławskiego*. 3) Stwierdzono, że tą drogą można zbadać energetyczny przebieg zjawiska samoulepszania się stopów aluminjowych w temperaturze pokojowej. 4) Badana próbka duraluminu wydzieliła począwszy od 2?.5. do 260. godziny po zahartowaniu 0,4712 cal/g. W miarę upływu czasu od chwili zahartowania efekty cieplne malały, spadając po kilkunastu dniach do zera.

I. Wstęp

Oddawna spodziewano się [1]), że pewne przemiany wewnętrzne, zachodzące przy zjawisku rekrystalizacji, jak również przy t. zw. „efekcie *Wilma*", związane są z przejawami cieplnemi. W wyższych temperaturach przejawy cieplne, związane z „efektem *Wilma*", zostały kilkakrotnie zauważone [2]) [3]) [4]) [5]) [6]) [7]). Należało więc przypuszczać, że zapomocą udoskonalonego przyrządu dadzą się one stwierdzić również i w temperaturze pokojowej.

W wyniku niejednokrotnej wymiany zdań między autorami niniejszej pracy powzięty został zamiar przeprowadzenia odnośnych doświadczeń przy zastosowaniu udoskonalonych przyrządów pomiarowych konstrukcji *W. Świętosławskiego*. Prace te postanowiono wykonać już przed kilku laty, ale dopiero po przeniesieniu Zakładu Metalurgji i Metaloznawstwa do nowego gmachu można było przygotować właściwy materjał wyjściowy. Prace badawcze wykonali pp.: *Z. Bukowski*, pracownik Działu Metalurgicznego Chemicznego Instytutu Badawczego, oraz *H. Całus i M. Rosiński*, asystenci Zakładu Chemji Fizycznej Politechniki Warszawskiej.

Narazie przeprowadzono pomiary efektów cieplnych, towarzyszących procesowi samoulepszania się duraluminu. Doświadczenia wykazały, że tą drogą można zbadać energetyczny przebieg zjawiska w temperaturze pokojowej.

A. Dotychczasowe badania efektów cieplnych procesów rekrystalizacji.*)

W roku 1916 *J. Czochralski* [8]) podał pierwsze teoretyczne rozważania, dotyczące procesu

[1]) *J. Czochralski*, Z. Metallographie, *8*, 1 (1916).

[2]) *D. Hanson a. M. Gayler*, J. Inst. Met., *27*, 267 (1922).

[3]) *M. Gayler*, J. Inst. Met., *28*, 213 (1922).

[4]) *T. Tanabe*, J. Inst. Met., *32*, 415 (1924).

[5]) *O. Bauer u. W. Heidenhain*, Z. Metallkunde, *16*, 221 (1924).

[6]) *W. Fraenkel u. W. Goez*, Z. Metallkunde, *17*, 12 (1925).

[7]) *W. Fraenkel*, Metallwirtschaft, *12*, 583 (1933).

*) Zestawienie wykonał *Z. Bukowski*.

[8]) *J. Czochralski*, *l. c.*

rekrystalizacji metali. W rozważaniach tych, opartych na zasadach mechaniki molekularnej, poruszone zostało zagadnienie przemian energetycznych, zachodzących w metalu w czasie jego odkształcania i następującej potem rekrystalizacji. Zasadniczym punktem wyjścia rozważań był fakt, że deformacja pociąga za sobą zakłócenie równowagi sił wewnętrznych w metalu nieodkształconym. Wskutek tego powstają w metalu pewne naprężenia i w ten sposób część energji, doprowadzonej w czasie odkształcania metalu, zostaje w nim niejako zamagazynowana. Według *Czochralskiego* rekrystalizacja zaczyna się od ośrodków o największych naprężeniach i posuwa się w kierunku naprężeń mniejszych. W czasie rekrystalizacji metal wraca do stanu równowagi trwałej, przyczem proces odbywa się kosztem energji (E_v), która warunkuje istnienie naprężeń w metalu odkształconym. Jeśli przez E_e oznaczyć całkowitą ilość energji, doprowadzonej z zewnątrz w czasie odkształcania metalu, przez E_t — część energji mechanicznej, która została zamieniona na ciepło, przez E_g — część energji, zużytej na zmianę położenia cząsteczek w czasie odkształcania metalu, wówczas będzie:

$$E_v = E_e - (E_t + E_g + \ldots\ldots).$$

W roku 1922 *H. Alterthum* [9]) rozwinął dalsze rozważania teoretyczne stwierdzając, że przy plastycznej obróbce metalu na zimno część włożonej pracy zostaje zużyta w sposób nieodwracalny, część zaś w odwracalny. Pierwsza część energji zużywa się na nieodwracalną przemianę pokonania zewnętrznego tarcia między kryształami, na zmianę ich postaci, oraz na pokonanie tarcia wewnętrznego w kryształach, druga zaś na przemianę odwracalną, mianowicie na pracę zewnętrzną w postaci zmiany objętości, oraz na ciepło utajone. To ciepło utajone pochodzi z nadwyżki ciepła, powstającego w czasie tarcia, względnie w czasie wytwarzania płaszczyzn poślizgu. W związku z temi procesami energetycznemi zachodzą zmiany własności fizycznych, a więc gęstości, ciepła właściwego, wytrzymałości mechanicznej, zdolności rekrystalizacyjnej i t. d. Zdolność do rekrystalizacji według *Czochralskiego* zależy od stopnia przemieszczeń, a więc od ilości włożonej energji w czasie odkształcania metalu.

[9]) *H. Alterthum*, Z. Metallkunde, *14*, 417 (1922).

Alterthum oznacza przez W_D ilość ciepła, potrzebną do powrotu odkształconego metalu do stanu równowagi (nazywając ją ciepłem rekrystalizacji), zaś przez s oznacza stopień zgniotu i przyjmuje, że W_D jest proporcjonalnie do s, czyli:

$$W_D = a \cdot s,$$

gdzie a jest spółczynnikiem proporcjonalności. W_D (ciepło rekrystalizacji) można obliczyć, znając spółczynnik a i stopień zgniotu s.

Autor nadmienia, że starano się oznaczyć ciepło rekrystalizacji kalorymetrycznie, jako różnicę ciepła rozpuszczalności dwóch drutów wolframowych (z których jeden poddany był zgniotowi) w alkalicznym roztworze żelazicjanku potasu, nie otrzymano jednak pozytywnych wyników.

Na podstawie pewnych rozważań termodynamicznych, autor wyprowadza wzór na ilość ziaren Z, powstających po zgniocie w czasie rekrystalizacji:

$$Z = e^{\left(\frac{W_D}{RT} + b\right)}$$

gdzie e jest zasadą logarytmów naturalnych, R — stałą gazową, T — temperaturą w skali bezwzględnej i b — pewną stałą.

Ponieważ średnica ziarna:

$$d = 10 \sqrt[3]{\frac{V}{Z}},$$

gdzie V jest objętością molową metalu rekrystalizowanego, autor drogą podstawień dochodzi ostatecznie do zależności:

$$d = \sqrt[3]{\frac{V}{e^{\frac{as}{RT} + b}}},$$

otrzymując wielkość ziarna jako funkcję zgniotu i temperatury:

$$d = f(s, t).$$

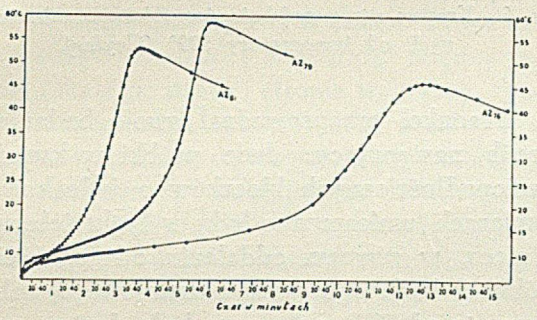
Można zatem, przynajmniej z pewnem przybliżeniem, otrzymać na drodze rachunkowej dane, umożliwiające wykreślenie diagramu rekrystalizacji, co też autor czyni w swej pracy, porównywując teoretyczny wykres rekrystalizacji cyny z wykresem doświadczalnym, który

został podany w r. 1916 przez *J. Czochralskiego* [10]).

B. Efekty cieplne w procesach samoulepszania się stopów Al.

W roku 1922 przeprowadzono [11]) badania nad stopami *Al-Zn* i wykonano szereg pomiarów samorzutnego rozgrzewania się tych stopów bezpośrednio po ich zahartowaniu. *Al* i *Zn* tworzą związek Al_2Zn_3, trwały powyżej 256°. Poniżej tej temperatury związek ulega szybko rozkładowi, wydzielając dużą ilość ciepła. Jeśli zatem stop *Al-Zn* ogrzać powyżej 256° i zahartować go w zimnej wodzie, wówczas zaraz po zahartowaniu stop zaczyna się samorzutnie ogrzewać, tak, że po kilku minutach następuje wzrost jego temperatury o kilkadziesiąt stopni.

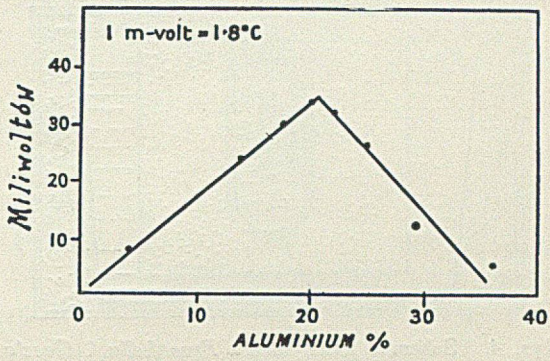
Na rys. 1 podano przebieg procesu samorzutnego ogrzewania się stopów *Al-Zn*,



Rys. 1. Przebieg samorzutnego ogrzewania się stopów *Al-Zn* (*Hansen* i *Gayler*), AZ_{81}, stop o zawartości 81,5% *Zn* i 18,5% *Al*; AZ_{79}, stop o zawartości 80,1% *Zn* i 19,9% *Al*; AZ_{76}, stop o zawartości 77,0% *Zn* i 23,0% *Al*.

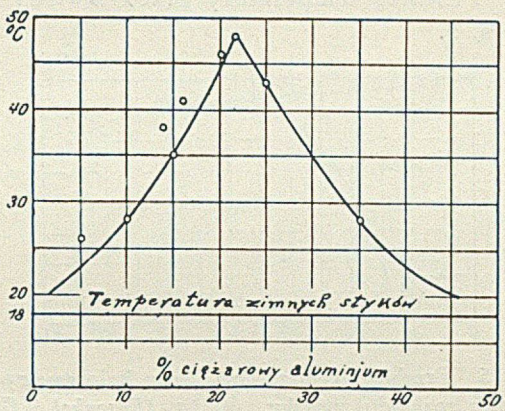
Próbka o składzie 80,1% *Zn* i 19,9% *Al* rozgrzewa się najwięcej (do temp. ok. 58°). Jest to zrozumiałe, jeśli zważyć, że ze wszystkich trzech badanych próbek stop AZ_{79} ma skład najbardziej zbliżony do składu Al_2Zn_3.

W roku 1924 [11a]) podobne wykresy otrzymano dla stopów o zawartości *Al*: 13,9; 20,0; 24,7; 29,7%. Spośród tych stopów najbardziej ogrzewał się stop o zawartości 20% *Al*. Przeprowadzono szereg pomiarów dla stopów o różnych składach, poczem sporządzono wykres, na którym podano zależność maksymalnej temperatury, do jakiej ogrzewa się stop po zahartowaniu, od zawartości *Al* w stopie (rys. 2). Temperaturę mierzono przy pomocy termopary; na wykresie podano temperaturę, wyrażoną w miliwoltach, zaznaczając, że 1 mV = 1,8°.



Rys. 2. Zależność temperatury, do jakiej ogrzewa się stop *Zn* z *Al* po zahartowaniu, od zawartości *Al* (*Tanabe*).

W roku 1924 podano [12]) podobny wykres dla stopów *Al Zn*, potwierdzający wyniki, otrzymane przez *Tanabe'a* (rys. 3), przyczem, jak to

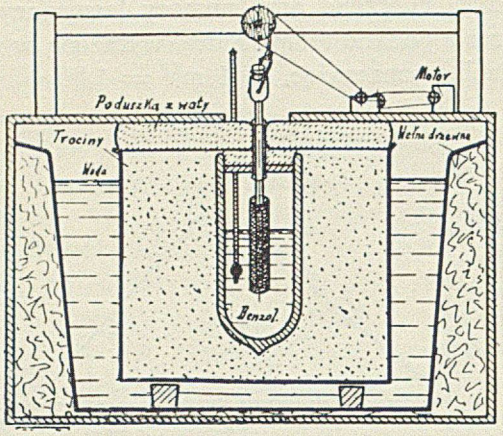


Rys. 3. Zależność temperatury, do jakiej ogrzewa się stop *Zn* z *Al* po zahartowaniu, od zawartości *Al* (*Bauer* i *Heidenhain*).

wskazują wykresy (rys. 2, 3), otrzymane krzywe są symetryczne względem prostej, poprowadzonej przez maksymum równolegle do osi temperatur. Można stąd wyciągnąć wniosek, że ilość ciepła, wydzielanego samorzutnie przez stop po jego zahartowaniu, zależna jest od procentowej zawartości związku Al_2Zn_3 w stopie.

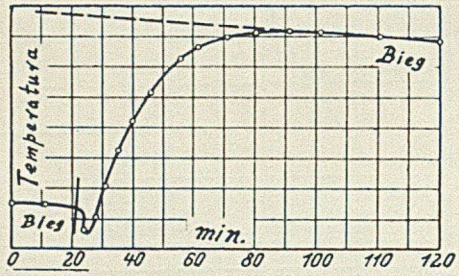
W roku 1925 inni autorzy [13]) wykonali kalorymetryczne pomiary ciepła, wydzielanego w czasie rozkładu związku Al_2Zn_3. Pomiary swoje przeprowadzili oni zapomocą kalorymetru, przedstawionego schematycznie na rys. 4. Jako

[10]) *J. Czochralski, l. c.*
[11]) *D. Hanson i M. Gayler, l. c.*
[11a]) *T. Tanabe*, l. c.
[12]) *O. Bauer* i *W. Heidenhain, l. c.*
[13]) *W. Fraenkel* i *W. Goez*, l. c.



Rys. 4. Schemat kalorymetru *Fraenkel'a* i *Goez'a*.

cieczy kalorymetrycznej użyto benzenu. Badany stop umieszczony był w siatce drucianej, zanurzonej w cieczy i przymocowanej do pręta, poruszającego się w płaszczyźnie prostopadłej do powierzchni cieczy w naczyniu kalorymetrycznem. Przebieg temperatury przedstawiony jest na rys. 5.

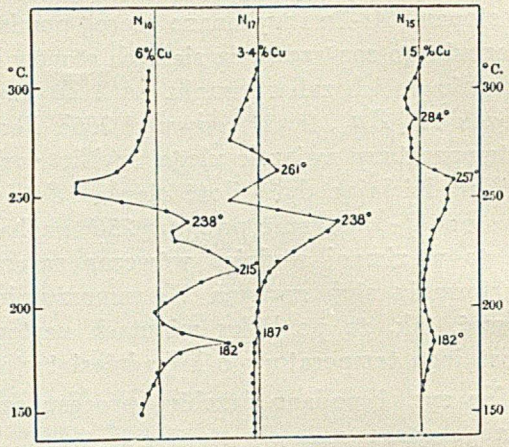


Rys. 5. Przebieg temperatury cieczy kalorymetrycznej w czasie rozkładu związku $Al_2 Zn_3$ *(Fraenkel* i *Goez)*.

Autorzy stwierdzili w ten sposób, że proces rozkładu $Al_2 Zn_3$ odpowiada z kinetycznego punktu widzenia reakcji jednocząsteczkowej. Krzywe ilości ciepła, wydzielanego w zależności od czasu trwania procesu, odpowiadają równaniu różniczkowemu pierwszego stopnia:

$$\frac{dx}{dt} = K(a - x)$$

W roku 1922 [14]) zostały wykonane badania nad przemianami cieplnemi w świeżo zahartowanym duraluminie. Otrzymano krzywe ogrzewania (rys. 6) dla trzech stopów o różnej zawartości *Cu*, zahartowanych od 500°. Na krzywych tych istnieją trzy punkty krytyczne, z których dwa górne obniżają się w miarę wzrastania zawartości *Cu* w stopie. Krzywe otrzymano metodą, zbliżoną do zastosowanej później przez *Fraenkel'a* [15]) w badaniach nad procesami cieplnemi, zachodzącemi w zdolnych do ulepszania się stopach aluminjowych, zawierających miedź, magnez i mangan.



Rys. 6. Krzywe ogrzewania stopów *Al z Cu*, zahartowanych od temperatury 500° *(Gayler)*.

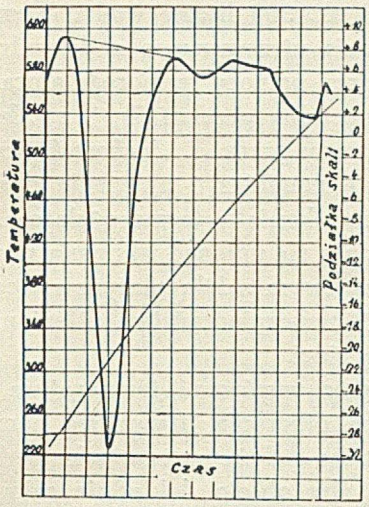
Fraenkel przeprowadzał swoje badania w sposób następujący: dwie próbki w kształcie prostopadłościennych bloczków o jednakowych wymiarach umieszczane były w tyglu żelaznym w piecu, w równem oddaleniu od jego ścian. Próbka z badanego stopu aluminjowego, zahartowanego od 500°, połączona była drutem z porównawczą próbką aluminjową. W próbce aluminjowej wiercono dwa otwory: w jednym z nich umieszczano termoparę *Pt/Pt-Rh*, w drugim jeden ze styków termopary różnicowej żelazo konstantan/żelazo, której drugi styk umieszczony był w takimże otworze, wywierconym w próbce badanej.

Po zmontowaniu całej aparatury piec ogrzewano równomiernie, mierząc jego temperaturę przy pomocy termopary *Pt/Pt-Rh*, umieszczonej w bloczku aluminjowym. Termopara różnicowa wykazywała różnice temperatur między próbką badaną a wzorcową (rys. 7). Różnice te powstawały wskutek reakcyj, przebiegających wewnątrz zahartowanego stopu w czasie jego ogrzewania.

Otrzymane efekty cieplne były dość znaczne. Jeden z wykresów, otrzymanych przez Fraenkel'a, przedstawia rys. 7. Na wykresie

[14]) *M. Gayler*, l. c.

[15]) *W. Fraenkel*, l. c.



Rys. 7. Przebieg ogrzewania stopu 95,5% *Al*, 4% *Cu* i 0,5% *Mg*, zahartowanego od temperatury 500° i zestarzonego w ciągu 4 tygodni w temperaturze pokojowej *(Fraenkel)*.

tym krzywa, oznaczona cienką linją, podaje zmiany temperatury pieca w czasie. Druga krzywa przedstawia różnicę temperatur między próbkami (skala po prawej stronie wykresu). *Fraenkel* przeprowadził szereg takich pomiarów dla stopów świeżo zahartowanych oraz zestarzonych w temperaturach pokojowych, podczas gdy *Gayler* otrzymywała efekty cieplne tylko w stopach świeżo zahartowanych. Urządzenie, używane przez *Fraenkel'a*, mogło być stosowane jedynie do pomiarów w temperaturach wyższych od 200°, przyczem wyregulowanie odległości próbek oraz izolacji przy każdym pomiarze wymagało wielu prób, gdyż mała niedokładność wprowadzała błąd większy od otrzymywanych efektów. Dlatego autor spośród wielu pomiarów mógł tylko małą ich liczbę uważać jako zasługującą na wiarę.

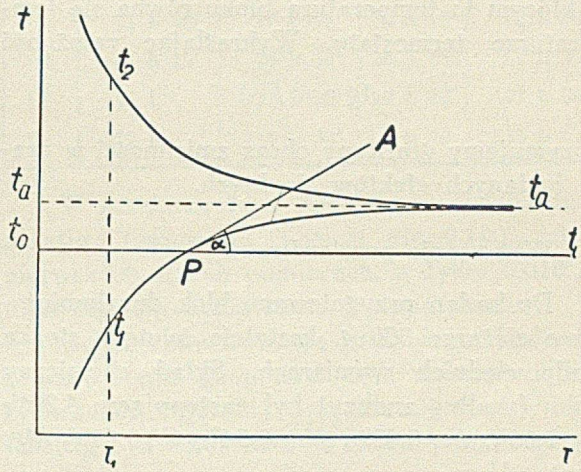
II. Część doświadczalna

A. Podstawy teoretyczne.

Dotychczasowe metody, stosowane do mierzenia efektów cieplnych, wydzielanych przez stopy podczas procesu samoulepszania, okazały się niedość dokładne. Wobec tego użyto w niniejszych badaniach mikrokalorymetru *W. Świętosławskiego* [16]), umożliwiającego badanie przebiegu tych zjawisk w temperaturze pokojowej.

[16]) *W. Świętosławski* i *A. Dorabialska*, Roczn. Chem., *7*, 559 (1927); *W. Świętosławski* i *E. Bartoszewiczówna*, Roczn. Chem., *11*, 78 (1931); *W. Świętosławski*, Roczn. Chem., *14*, 185 (1934).

Metoda, którą zastosowano w naszej pracy, została opracowana w Zakładzie Chemji Fizycznej Politechniki Warszawskiej przez *W. Świętosławskiego i J. Salcewicza* [17]). Polega ona na badaniu przebiegu krzywej ogrzewania lub oziębiania się bloku (rys. 8), będącego źródłem pewnego efektu cieplnego i znajdującego się w zbiorniku o stałej temperaturze t_0. Oczywiście po pewnym czasie nastąpić powinien stan równowagi cieplnej trwałej, przy którym blok zachowa pewną stałą nadwyżkę temperatury $t = t_a - t_0$. Wówczas będziemy mieli równanie:



Rys. 8. Krzywa ogrzewania (t_1 t_a) i krzywa ostygania (t_2 t_a) bloku, wydzielającego ciepło.

$$\frac{dt}{d\tau} = K(t_a - t_0).$$

Gdzie:

K — stała oziębiania bloku,

t_a — temperatura bloku.

$\frac{dt}{d\tau}$ — prędkość z jakąby się ogrzewał samoczynnie blok, gdyby przebieg przemiany był adiabatyczny. Oznaczając:

$$\frac{dt}{d\tau} = a,$$

mamy:

$$a = K \cdot \Delta t.$$

Ilość wytwarzanego ciepła na godzinę przez masę 1 g bloku wyrazi się wzorem:

$Q_h = c_v \cdot K \cdot \Delta t$, gdzie c_v = ciepło właściwe [bloku.

$$Q_h = c_v \cdot a.$$

[17]) *W. Świętosławski* i *J. Salcewicz*, Roczn. Chem., *14*, 621 (1934).

Badając odcinek krzywej ogrzewania się bloku $t_1 A$, łatwo spostrzec, że:

ponieważ $a = \operatorname{tg} \alpha$,

$$Q_h = c_v \cdot \operatorname{tg} \alpha .$$

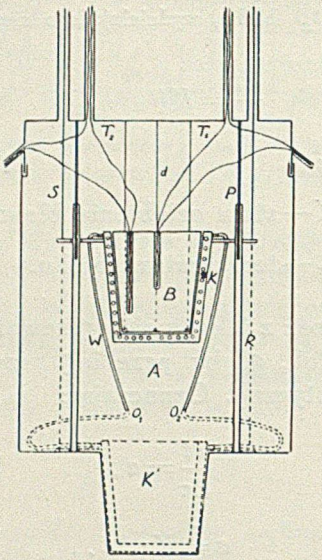
Doświadczalne oznaczanie tg α jest szczególnie ważne w przypadku, kiedy efekty cieplne są zmienne (np. zanikające). Wówczas, prowadząc kilka pomiarów kolejno w czasie, otrzymujemy szereg krzywych o coraz to innym (mniejszym) kącie nachylenia stycznych w punkcie P, w którym to temperatura bloku równa się temperaturze termostatu. Wykreślając zależność

$$\operatorname{tg} \alpha = f(\tau),$$

otrzymujemy graficzny obraz zmienności w czasie badanych efektów cieplnych.

B. **Wykonanie pomiarów.**

Do badań przygotowano blok duraluminjowy o ciężarze 580 g, kształcie ściętego stożka i odpowiednich wymiarach. Skład chemiczny bloku (według analizy) był następujący: 4,20% *Cu*; 0,66% *Fe*; 0,33% *Mn*; 0,54% *Si*; 0,63% *Mg*; reszta *Al*.



Rys. 9. Schemat mikrokalorymetru *W. Świętosławskiego.*

Blok zahartowano od temperatury 510° w zimnej wodzie. Natychmiast po zahartowaniu przystąpiono do zmontowania aparatury. Badany blok (rys. 9, B) został zawieszony na trzech drutach wewnątrz naczynia A, które po dokładnem uszczelnieniu wstawiono do termostatu o pojemności ok. 300 litrów wody. Temperaturę w termostacie utrzymywano z dokładnością = = 0,001° przy pomocy termoregulatora elektrycznego. Specjalny przekaźnik, t. zw. katodowy, zaprojektowany przez *E. Jurkowskiego*, pozwolił wydatnie zmniejszyć natężenie prądu, płynącego przez kontakt termoregulatora. Wskutek tego udało się uniknąć iskrzenia między meniskiem rtęciowym a igłą platynową, co pozwoliło usunąć niebezpieczeństwo utleniania i rozpylania się rtęci.

Aby móc wyrównać temperaturę bloku z temperaturą otoczenia używa się naczynia K' (rys. 9), które należy w tym celu podnieść ku górze tak, aby objęło dokładnie cały blok B. Dokoła naczynia K' nawinięta jest bifilarnie wężownica z rurki mosiężnej, przez którą przepływa woda z termostatu. Różnicę temperatur między blokiem o termostatem mierzono przy pomocy termopar różnicowych miedź/konstantan/miedź, wycechowanych w ten sposób, że wychylenie 1 mm na skali galwanometru, odległej od lusterka o ok. 1 m, dla pojedyńczej termopary powodowane było różnicą temperatury 0,005°. Natomiast dla trzech termopar, złączonych szeregowo, 1 mm skali odpowiadał 0,0025°.

Zastosowanie naczynia ruchomego K' do wyrównywania temperatur bloku B i otoczenia ma doniosłe znaczenie, gdyż tą drogą wytwarzają się warunki, w których przez cały czas doświadczenia, a także wstępnych czynności, termopary pozostają nieruchome. Doświadczenia wykazały, że jest to warunek konieczny, jeżeli chodzi o precyzyjne badania dokonywane przy pomocy termopar.

Przebieg właściwego pomiaru jest następujący: po wyrównaniu temperatury bloku z temperaturą otoczenia (galwanometr przyjmuje położenie zerowe), opuszcza się kubełek K do gniazda K_1 i natychmiast podwyższa względnie obniża temperaturę termostatu do temperatury przyjętej za poziom zerowy t_0 t_0' (np o — 0,100° lub o + 0,100°). Po uszczelnieniu otworów, odprowadzających sznury, służące do podnoszenia lub opuszczania kubełka, wytwarza się niewielkie nadciśnienie (ok. 20 mm *Hg*) w płaszczu kalorymetrycznym, celem ostatecznego stwierdzenia, że aparatura jest szczelna.

Po tych czynnościach można rozpocząć regularne odczytywanie na galwanometrze stopniowego wzrostu (względnie spadku) temperatury bloku w czasie.

Gdyby blok był termicznie biernym, to znaczy nie zachodziłyby w nim przemiany cieplne, krzywa ogrzewana (rys. 8, krzywa dolna) powinnaby dążyć asymptotycznie do prostej $t_0\ t_0$. To samo dotyczy krzywej oziębiania $t_2\ t_a$, pozatem obie krzywe byłyby symetryczne względem osi $t_0\ t_0$. Jeśli natomiast blok jest źródłem efektów cieplnych, wówczas krzywa ogrzewania $t_1\ t_a$ przetnie prostą $t_0\ t_0$, dążąc asymptotycznie do prostej $t_a\ t_a$. W przypadku, gdy efekty cieplne zanikają z czasem, krzywe ogrzewania osiągną pewne maksymum wzrostu temperatury $t_a - t_0$, poczem stopniowo będą opadać, dążąc asymptotycznie do zlania się z $t_0\ t_0$.

Powyższy sposób pozwala zatem sprawdzić, czy badany objekt jest termicznie obojętny, czy też jest źródłem jakichkolwiek efektów cieplnych.

O ile istnieją ujemne efekty cieplne racjonalniej jest badać krzywą ochładzania (krzywa górna).

C. Wyniki pomiarów.

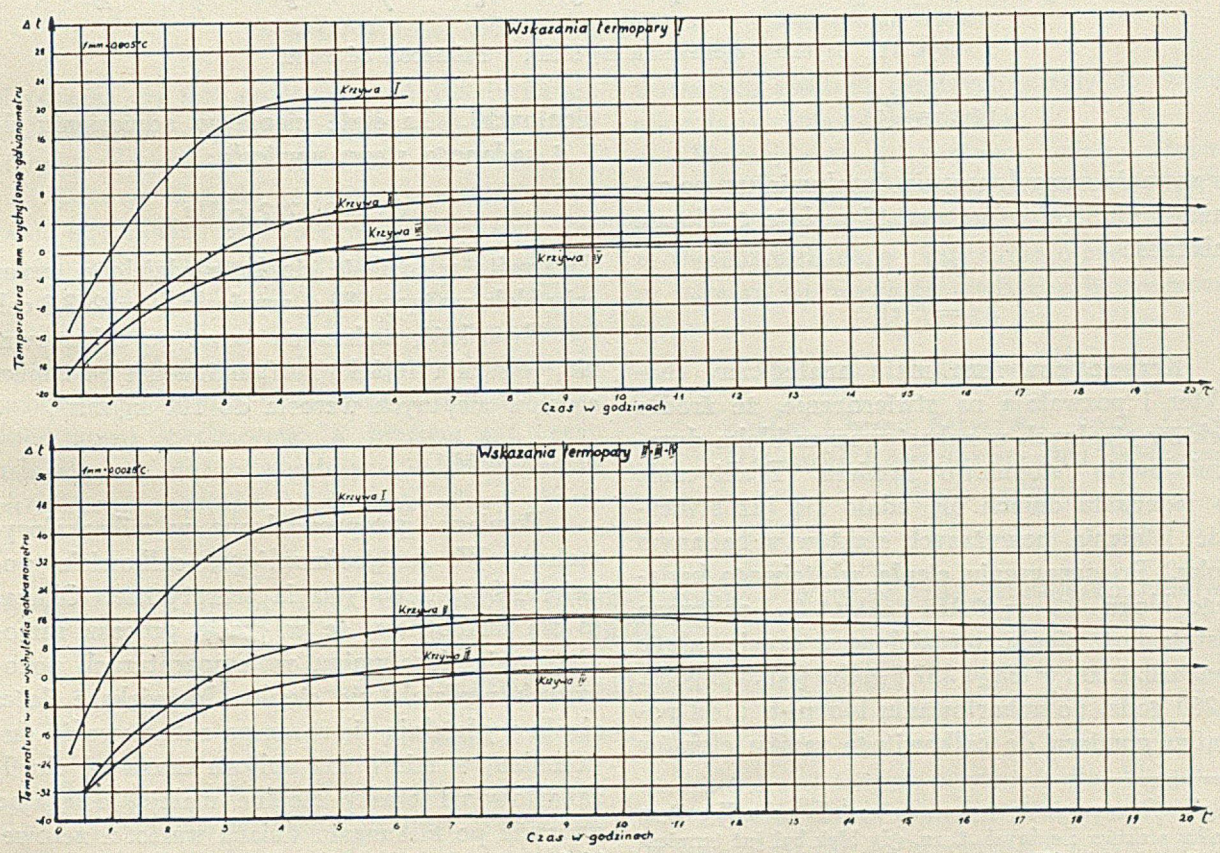
Ze względu na długi okres przygotowawczy właściwe pomiary rozpoczęto po 20 godzinach od chwili zahartowania bloku, wskutek czego stracono początkowe stadjum zmian efektów cieplnych w bloku.

Otrzymane wyniki podane są na wykresach (rys. 10 do 12). Rys. 10 przedstawia cztery krzywe ogrzewania się bloku, badane w odstępach czasu, podanych w tablicy poniżej.

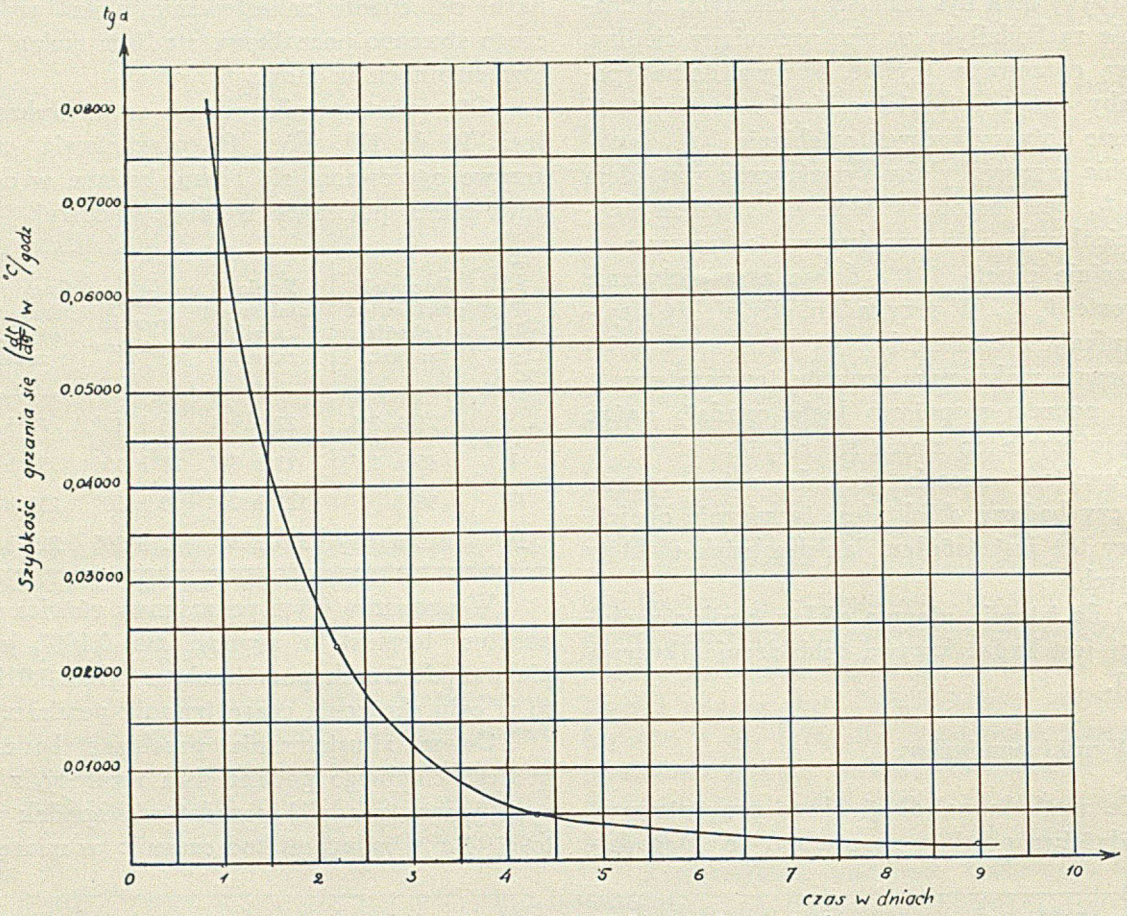
Nr. krzywej na rys. 10	Początek pomiaru od chwili zahart.	Koniec pomiaru od chwili zahart.	Czas trwania pomiaru	Czas osiągnięcia pkt. adiab. od zahart.
I	21 h 30′	27 h 45′	6 h 15′	22 h 30′
II	45 h 15′	73 h 30′	28 h 15′	52 h 30′
III	96 h	113 h 30′	19 h 30′	103 h 30′
IV	212 h	219 h 30′	7 h 30′	215 h

W pomiarze 4-ym początkowa różnica temperatur termostatu wynosi nie 0,100°, jak w pierwszych trzech pomiarach, a tylko 0,010°, a to w celu skrócenia czasu trwania pomiaru.

Celem zilustrowania przebiegu badanego procesu cieplnego podano dwa wykresy, z których jeden (rys. 11) przedstawia spadek wartości tg α w zależności od czasu τ w miarę po-



Rys. 10. Przebieg ogrzewania się bloku duraluminjowego (porówn. tabl. na str. 65).



Rys. 11. Szybkość ogrzewania się bloku w zależności od czasu.

$$\operatorname{tg} \alpha = f(\tau)$$

stępowania samoulepszania duraluminjum po zahartowaniu. Natomiast rys. 12 podaje graficznie zależność

$$\Delta t = f(\tau).$$

Krzywe powyższe mają analogiczny charakter i pozwalają na stwierdzenie, że źródło efektów cieplnych w zahartowanym bloku duraluminjowym stopniowo zamiera. Praktycznie po jedenastu dniach nie udało się już stwierdzić istnienia powyższych efektów w badanym bloku. Po oznaczeniu ciepła właściwego badanego bloku (c_v = 0,218 cal/g.) *), obliczona została ilość ciepła, wydzielona w czasie całego pomiaru, t. zn. w ciągu 237,5 godz. (od 22,5 godz. o 260 godz. po zahartowaniu bloku, t. j. od początku pomiaru do całkowitego zaniku efektów cieplnych). Ta ilość ciepła w odniesieniu do 1 g badanego stopu wyniosła:

$$Q_h = 0{,}4712 \text{ cal/g}.$$

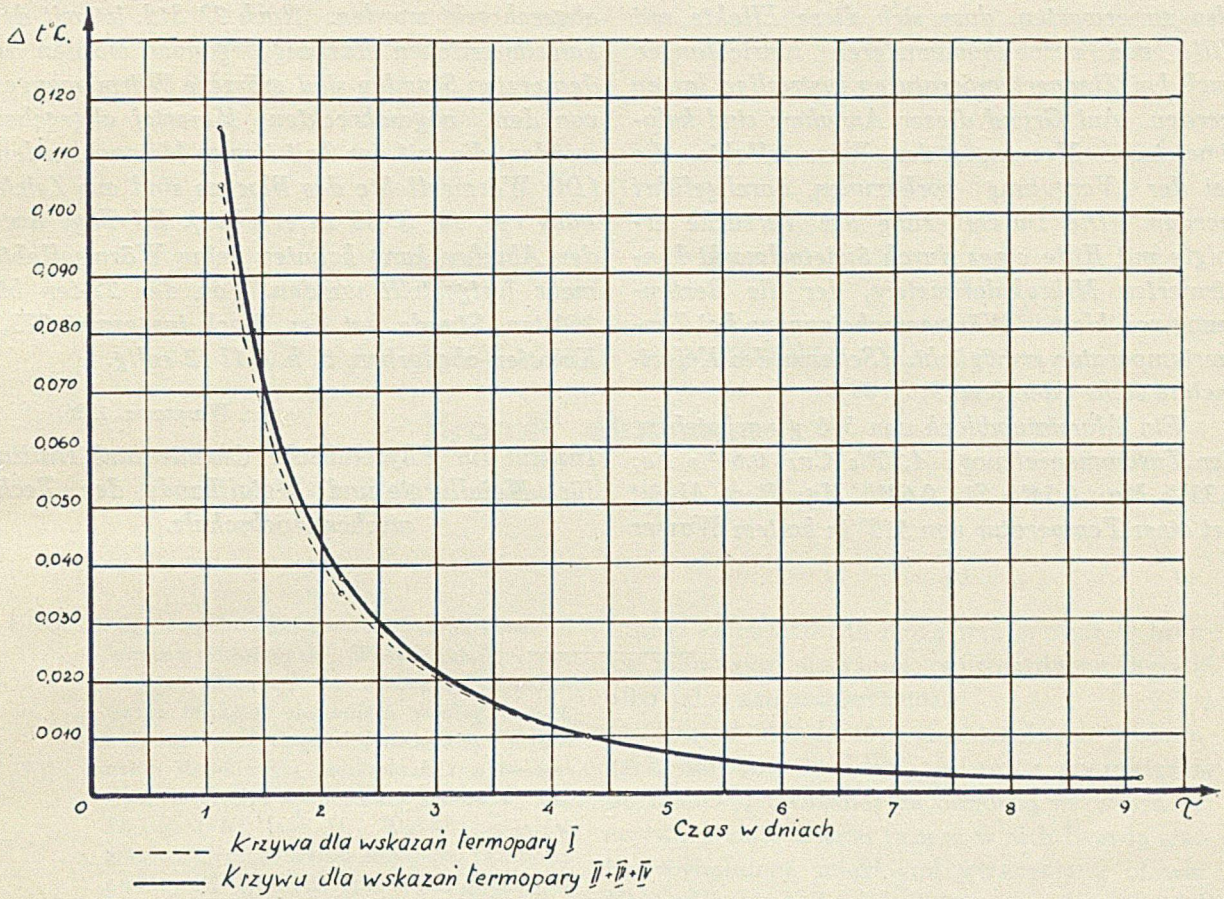
Całkowita więc ilość ciepła, wydzielona przez cały blok, ważący 580 g, wyniosła Q = 273,3 cal.

Twardość, zmierzona zaraz po zahartowaniu, wynosiła 76,3 kg/mm², natomiast po zaniku efektów cieplnych wzrosła do 107 kg/mm².

D. Wnioski.

Pomiary, przeprowadzone w mikrokalorymetrze *W. Świętosławskiego*, całkowicie potwierdziły przewidywania teoretyczne. Okazało się mianowicie, że w czasie procesu samoulepszania duraluminu w temperaturach pokojowych wydziela się ciepło. Największe ilości ciepła wydzielają się zaraz po zahartowaniu duraluminu, w miarę zaś upływu czasu od chwili zahartowania efekty cieplne maleją, osiągając wreszcie po kilkunastu dniach wartości zerowe, blok staje się termicznie obojętny, proces samo-

*) Oznaczenie to wykonane zostało po całkowitym zaniku efektów cieplnych, t. zn. gdy blok był już termicznie obojętnym.



Rys. 12. Przebieg różnicy temperatur Δt w zależności od czasu.

ulepszania się jest skończony. Można tu zatem zaobserwować wyraźną regularność przemian, odbywających się wewnątrz metalu.

Ciekawe wnioski pozwala wysnuć porównanie uzyskanych tu wyników ze zmianami własności mechanicznych i fizycznych (jak np. wytrzymałości, ciągliwości, twardości, oporności elektrycznej, objętości i t. p.), występujących w świeżo zahartowanych stopach, zdolnych do samoulepszania się. Własności te zmieniają się początkowo gwałtownie, z biegiem zaś czasu ustalają się, dążąc asyptotycznie do pewnych określonych wartości końcowych. Przy obserwowanych efektach cieplnych mamy do czynienia z taką samą regularnością.

Wskazuje to, że zarówno zmiany własności mechanicznych i fizycznych, jak i wydzielanie ciepła w samoulepszającym się duraluminie, są wynikiem jednego i tego samego procesu, który odbywa się wewnątrz świeżo zahartowanego stopu.

Warszawa, 1936,

Zakład Chemji Fizycznej oraz Zakład Metalurgji i Metaloznawstwa Politechniki Warszawskiej.

Wärmeffekte, die bei dem Vergütungs (Aushärtungs) — Prozess von Aluminiumlegierungen anftreten.

von W. ŚWIĘTOSŁAWSKI und J. CZOCHRALSKI

Zusammenfassung

Dass gewisse innere Umwandlungen, die bei der Rekristallisation sowie bei dem Wilmeffekt vorkommen, mit Wärmeerscheinungen verbunden sind, wird seit langem vermutet. Bei Vergütung von Legierungen in höheren Temperaturen sind Wärmeeffekte öfters beobachtet worden. Es war

also zu erwarten, dass sich diese Effekte mit Hilfe von vervollkommneteren Einrichtungen auch bei Zimmertemperaturen feststellen lassen werden. Auf Grund dieser Annahme sind kalorimetrische Messungen der Wärmeeffekte, die bei der Vergütung vorkommen, durchgeführt worden. Die Durchführung der Versuche erfolgte mit Hilfe eines durch Świętosławski konstruierten Mikrokalorimeters, der die Bestimmung von kleinen Wärmeerscheinungen bei Zimmertemperatur ermöglicht. (Schema des Kalorimeters siehe Abb. Rys. 9, S. 64).

Ein Aluminiumblock von 580 g nachstehender Zusammensetzung: 4,20% Cu; 0,66% Fe; 0,33% Mn; 0,54% Si; 0,63% Mg; Rest Al, ist bei einer Temperatur von 510° in kaltem Wasser abgeschreckt worden. Nach 22 Std. ist mit der kalorimetrischen Messung begonnen worden. In den ersten Stunden sind grössere Wärmemengen von dem abgeschreckten Material abgegeben worden, die mit der Zeit immer kleiner wurden (Die Wärmeeffekte des Blockes sind aus Zeichnung rys. 10, S. 65 zu ersehen). Elf Tage nach der Abschreckung konnten keine Wärmeeffekte mehr festgestellt werden. Von der 22-ten bis 260-ten Stunde hat der Block insgesamt 273,3 Kalorien abgegeben, d. h. 0,47 12 cal/g.

Warszawa, 1936,

Institut für Physikalische Chemie und Institut für Metallurgie und Metallkunde der Technischen Hochschule.

J. CZOCHRALSKI i H. ŁUKOMSKI

Bronzy ołowiane

Bronzes au plomb

TREŚĆ: I. Część ogólna: Zastosowanie, skład i budowa bronzów ołowianych. Wpływ składu i warunków odlewania na własności technologiczne bronzów ołowianych według danych z literatury. II. Część doświadczalna: Wykonanie 20 odlewów piaskowych i wlewnicowych (8 stopów o rozmaitej zawartości *Cu*, *Pb*, *Sn* i *Ni*, tabl. I). Wyniki pomiarów granicy sprężystości na ściskanie, twardości i udarności (tabl. III) oraz badań metalograficznych.

I. Dotychczasowe dane o budowie i własnościach bronzów ołowianych.

Bronzy ołowiane zawierają jako główny składnik miedź, ołów zaś od nieznacznych ilości aż do 50%; naogół mogą one być stopami potrójnemi, poczwórnemi i o jeszcze bardziej złożonym składzie chemicznym [1]).

Bronzy ołowiane używane są nietylko jako stopy łożyskowe (zwłaszcza w kolejnictwie i lotnictwie), lecz również do wyrobu innych części maszyn, których praca związana jest z poślizgiem, jak np. na zawory, mimośrody, pierścienie tłokowe i t. p. [2]).

Zakres stosowania oraz skład bronzów ołowianych jest w rozmaitych krajach różny; obszerne zastosowanie znalazły one zwłaszcza w Stanach Zjednoczonych. Czyste stopy *Cu-Pb* są rzadko używane. Zazwyczaj zawierają one cynę, obok niej zaś najrozmaitsze składniki dodatkowe: *Zn*, *Ni*, *P*, *Fe*, *S*, *Mn*, *As*, *Si*, *Cu*, *Na*, *Al* i inne. Pierwiastki te mogą występować w bronzie albo jako umyślnie wprowadzone dodatki albo jako zanieczyszczenia.

Układ składników strukturalnych w bronzach ołowianych zbliża się swym charakterem do budowy, uważanej za odporną na ścieranie; roztwory stałe miedzi tworzą w nich twardą siatkę, wypełnioną miękkiemi wtrąceniami ołowiu. Ułożenie składników jest tu więc odwrotne jak w innych stopach łożyskowych, gdzie w miękkiej osnowie eutektycznej ułożone są twarde kryształy roztworów stałych lub związków chemicznych. Podczas pracy bronzy ołowiane zachowują się podobnie jak „metal biały" i stanowią ważny człon przejściowy od stopów łożyskowych niskotopliwych, o małej wytrzymałości na ściskanie, do bronzów łożyskowych wysokotopliwych o wysokich własnościach wytrzymałościowych [3]).

Stopy z ołowiem muszą być odlewane bardzo starannie, zwłaszcza przy większych zawartościach *Pb*. Wskutek znacznego ciężaru właściwego ołów posiada skłonność do segregacji, tak, że w dolnej części odlewu może nagromadzić się w znacznie większem stężeniu aniżeli w górnej.

Na rys. 1 podany jest wykres termiczny stopów miedzi z ołowiem [4]). W temperaturze monotetyki (955°) zakres niemieszania się w stanie ciekłym rozciąga się od 7,40% do 52,30% *Cu*.

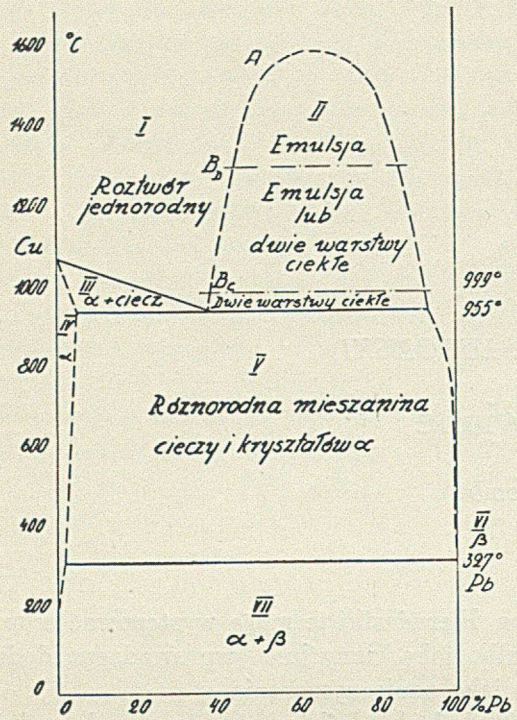
---

[1]) *J. Czochralski*, Z. Metallkunde, *13*, 171 (1921).

[2]) *H. Blume*, Automobiltechn. Z., *35*, 398 (1932).

[3]) *M. P. Sławiński*, *A. E. Wol*, *J. W. Gutman* i *L. R. Edelson*, Metałłurg, *8*, Nr. 4, 91, Nr. 6, 3 (1933).

[4]) *W. Claus*, Z. Metallkunde, *23*, 264 (1931); Metallwirtschaft, *13*, 226 (1934).



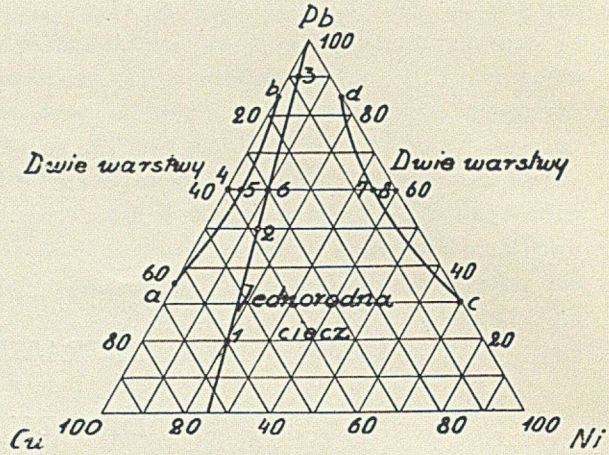
Rys. 1. Wykres termiczny stopów miedzi z ołowiem (*Claus* [4]).

Krzywa graniczna *A*, ustalona przez *Bornemanna* i *Wagenmanna* [5]), odpowiada pojawianiu się względnie zanikaniu drugiej fazy ciekłej w postaci dyspersji. Linja pozioma B_c oznacza początek przejścia ze stanu dysperji do dwuch warstw ciekłych w procesie stygnięcia; linja pozioma B_d oznacza temperaturę zanikania dwuch warstw cieczy i przejścia w stan dyspersji przy ogrzewaniu.

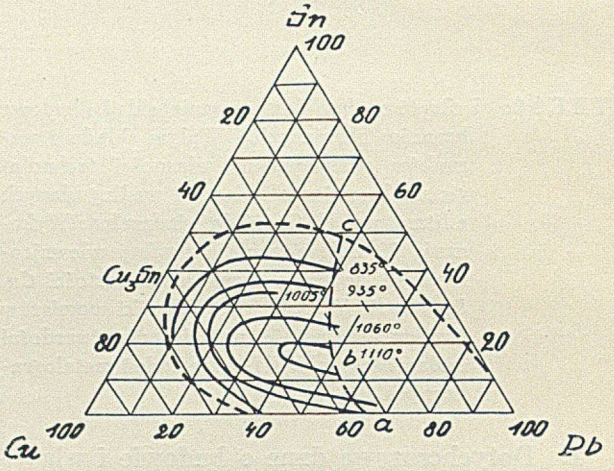
Układom potrójnym *Cu-Pb* z trzecim składnikiem poświęcono niewielką ilość prac. W układach *Cu-Ni-Pb* [6]) i *Cu Pb-Sn* [7]) oznaczone zostały w przybliżeniu zakresy niemieszania się w stanie stopionym (rys. 2 i 3), natomiast niema bliższych danych co do przebiegu linij krzepnięcia.

Zabiegi, stosowane celem otrzymywania dobrych odlewów, dadzą się podzielić na dwie grupy:

a) dodawanie do stopu lub do żużla przy topieniu substancyj, mających utrudnić segregację ołowiu;



Rys. 2. Układ potrójny *Cu—Pb—Ni* (*Gürtler* i *Menzel*)



Rys. 3. Układ potrójny *Cu—Pb—Sn* (*Briesemeister*).

b) topienie bronzów w szczególnych warunkach fizycznych, które mają zapobiegać segregacji w odlewie. Specjalne znaczenie przypisuje się szybkiemu chłodzeniu stopu przy odlewaniu [8]), [9]), [10]).

Dawniej uważano siarkę za dodatek, szczególnie utrudniający segregację ołowiu. Dodawano ją albo wprost do stopu albo też stosowano ją jako żużel w postaci rozmaitych związków. Wpływ siarki na bronz dotąd nie jest ostatecznie wyjaśniony. Wiadomo jednak, że siarka wpływa niekorzystnie na własności bronzu i dlatego w nowszych czasach stosuje się ją niechętnie [9]), [10]).

Obecnie najbardziej zalecany jest dodatek niklu. Nikiel nietylko ma zapobiegać segregacji

---

[5]) *E. Bornemann u. K. Wagenmann*, Ferrum, *11*, 276 (1913/14).

[6]) *W. Gürtler u. F. Menzel*. Z. Metallkunde, *15*, 223 (1923).

[7]) *S. Briesemeister*, Z. Metallkunde, *23*, 225 (1931).

[8]) *W. Frölich*, Chem. Z., *57*, 741 (1933).

[9]) *E. R. Thews*, Giesserei — Z., *26*, 97 (1929).

[10]) *H. K. Herschman a. I. L. Basil*, Metal. Ind., London, *43*, 219 (1933).

ołowiu w odlewie, ale polepszać również własności mechaniczne stopu.

Dodatek małych ilości sodu powoduje równomierne rozmieszczenie *Pb* w stopie [9]).

Prócz tych trzech pierwiastków stosuje się albo zaleca cały szereg innych, pojedyńczo lub po kilka naraz. Wszystkie te dodatki mają powodować równomierne rozmieszczenie ołowiu w stopie; w jaki sposób, tego nikt nie tłumaczy ani nie uzasadnia [11]), [12]), [13]), [14]), [15]), [16]).

Do drugiej kategorji środków, zapobiegających segregacji w bronzach ołowianych, należy:

a) mieszanie stopu przez cały czas topienia;

b) powolne wkraplanie ołowiu do stopionej miedzi [17]);

c) emulgowanie przez topienie w indukcyjnym piecu elektrycznym [18]), [19]);

d) znaczne przegrzewanie stopu [20]).

---

[11]) Pat. niem. Nr. 314345 z 1918 r.

[12]) Pat. St. Zjedn. Nr. 1724896 z 1922 r.

[13]) Pat. niem. Nr. 355336 z 1921 r.

[14]) Pat. niem. Nr. 436440 z 1923 r.

[15]) Pat. ang. Nr. 291462 z 1928 r.

[16]) Pat. niem. Nr. 584020 z 1929 r.

[17]) Pat. franc. Nr. 748681 z 1932 r.

[18]) Pat. niem. Nr. 314346 z 1918 r.

[19]) Pat. szwajc. Nr. 87223 z 1918 r.

[20]) Pat. St. Zjedn. Nr. 1584706 z 1923 r.

TABLICA I.

Zestawienie wykonanych odlewów.

L. p.	Nr. stopu	Znak odlewu	Skład chemiczny w %*)					Temperatura odlewania	Sposób odlewania
			Cu	Pb	Sn	Ni	Fe		
1	I	X	85,14	(4,83)	9,55	—	0,48	1050	do piasku
2	I	U	85,22	(4,96)	9,70	—	0,125	1050	" "
3	II	S	79,72	(10,13)	9,06	1.01	0,08	1025	" "
4	II	D	79,78	(10,04)	9,18	0,94	0,21	1025	" "
5	III	K	76,24	(14,93)	8,72	—	0,11	1000	" "
6	III	Y	76,15	(15,04)	8,64	—	0,17	1000	" "
7	IV	O	71,12	(19,84)	7,97	0,97	0,10	980	" "
8	IV	Z	70,51	(20,80)	7,64	0,98	0,075	980	" "
9	IV	M	70,65	20,05	8,26	0,97	0,20	980	" "
10	IV	Ł	70,89	20,04	8,33	0,94	0,14	980	do wlewnicy
11	IV	P	71,00	20,33	7,89	0,96	0,08	980	" "
12	V	V { V_1 V_2	62,39 57,15	27,83 34,05	7,12 6,60	2,54 2,30	0,10 0,17	970	do piasku
13	V	H	53,81	(37,78)	6,13	2,26	0,08	970	" "
14	VI	J	71,96	28,11	—	—	0,10	1050	do wlewnicy
15	VIII	8	48,31	51,66	—	—	0,06	1050	" "
16	VII	M_2	62.38	37,10	—	—	ślady	1000	" "
17	—	9	62	38	—	—	—	1000	" "
18	—	N	60.75	30	6,75	2,5	—	970	" "
19	IV	4	71.1	20	7,9	1,0	—	980	" "
20	—	—	70	30	—	—	—	—	nieodlany

*) Stopy 1 do 16 były analizowane chemicznie; zawartości Pb, wzięte w nawias, obliczone zostały z analizy jako reszta. Dla stopów 17 do 20 podano skład wsadu.

II. Część doświadczalna.

a) Odlewanie stopów.

Tablica I. podaje wykaz odlanych i zbadanych stopów. Jako materjały wyjściowe służyły:

1) miedź elektrolityczna,
2) ołów techniczny rafinowany,
3) cyna techniczna w prętach,
4) nikiel Monda w kulkach,
5) fosforomiedź o zawartości 15% *P*.

Nikiel był dodawany w postaci stopu przejściowego o składzie: 64,76% *Cu*; 14,94% *Sn*; 19,80% *Ni*; 0,40% Fe.

Wszystkie wytopy przeprowadzono w piecu Tammanna, w tyglu węglowym, bez stosowania żużla. Wsad wynosił 4 kg metalu. Wytop prowadzono w sposób następujący: najpierw topiono miedź, do niej dodawano obliczoną ilość stopu przejściowego (stopy z niklem), następnie cynę. Stopy z cyną odtleniano dodatkiem fosforomiedzi. Po wymieszaniu zawartości tygla prętem żelaznym dodawano ołów w kawałkach wielkości 10 do 70 g. Stop przegrzewano do temperatury 1200° lub 1300° i mieszano.

Następnie, po ostygnięciu w piecu do odpowiedniej temperatury, mieszano stop jeszcze raz i odlewano.

W celu zmniejszenia do minimum warunków, sprzyjających segregacji ołowiu przy krzepnięciu, wybrano temperatury odlewania tylko o 60° do 70° wyższe od temperatur początku krzepnięcia tych stopów. Dla uniknięcia zakłóceń w krzepnięciu w czasie wlewania metalu wlew umieszczony był z boku i łączył się z główną przestrzenią formy na całej wysokości. Wysokość wlewków wynosiła około 180 mm, średnica 50 mm. Celem zwiększenia szybkości stygnięcia, wszystkie odlewy piaskowe z wyjątkiem odlewu *M* (tabl. I) wrzucono do zimnej wody po ośmiu minutach od chwili odlania. Wlewnice stalowe natychmiast po napełnieniu wrzucano wraz z metalem do zimnej wody. Jedynie odlew *Ł* został ostudzony we wlewnicy na powietrzu.

Dobre odlewy otrzymano tylko przy nieprzerywanem wlewaniu. Stop 19 był odlewany do wlewnicy, wstawionej do wody. Spowodu nieszczelności wlewnicy odlewanie przerwano.

Wlewki, odlane do piasku, posiadały jamy usadowe o głębokości od 1 do 3 cm. Odlewy do wlewnic miały jamy usadowe znacznie mniejsze. Stopy podwójne *Cu-Pb* nie wykazały jam usadowych.

Analiza chemiczna odlewów *H* i *V* wykazała ich niejednorodność. Dla odlewu *H* podano wynik średni z trzech oznaczeń. Odlew *V* zanalizowano jako dwa odrębne stopy po przecięciu w połowie wysokości; górną część oznaczono V_1, dolną V_2.

Celem stwierdzenia, w jakim stopniu nastąpiła segregacja w tych odlewach, które mają wygląd zupełnie jednolitych, zanalizowano na trzech poziomach odlew M_2 (jako zawierający największą ilość *Pb* spośród dobrze odlanych wlewków). Pobrano próbki wysokości około 10 mm z dolnej części odlewu, środkowej i górnej. W próbach tych oznaczono *Cu* i *Pb*. Otrzymane wyniki podane są w tablicy II.

TABLICA II.

Analiza chemiczna odlewu M_2

Miejsce pobrania próby z wlewka	% Cu	% Pb
Część górna	63,22	36 80
„ środkowa	62,95	36,79
„ dolna	61.55	38,40
Analiza przeciętna (Tablica I)	62,38	37,10

b) Badania własności mechanicznych.

Oznaczono granicę sprężystości przy ściskaniu przez pomiar mikroodkształceń zapomocą aparatu lusterkowego. W tym celu z każdego dobrze odlanego wlewka wycięto po dwie próbki cylindryczne; $h = 70$ mm, $d = 20$ mm, i ściskano je na 20-tonnowej maszynie Amslera. Za granicę sprężystości przyjęto naprężenie, któremu odpowiada odkształcenie trwałe próbki, wynoszące 0,01% długości pomiarowej (50 mm) czyli 0,005 mm.

Do badań udarności z każdego wlewka wykonano po cztery próbki typu Mesnager'a (wymiary 10×10×55 mm, karb okrągły). Pomiary przeprowadzono przy użyciu młota Charpy'ego o mocy 30 kgm. Najbardziej rozbieżne wyniki otrzymano dla stopów z małemi zawartościami *Pb*, odlanemi w piasek. Twardość mierzono na aparacie Brinell'a ($P = 250$ kg lub 62,5 kg, zależnie od twardości stopu, kulka $d = 5$ mm, czas 30 sek.). Dla stopów 16 i 17 (tablica III)

TABLICA III.

Wyniki badań własności mechanicznych.

L. p.	Nr. stopu	Znak odlewu	Q_c Granica sprężystości na ściskanie kg/mm²			H_B Twardość Brinell'a kg/mm²								U Udarność kgm/cm²				
			Próba		Wartość średnia	Na próbkach do badania udarności				Na próbkach z dolnej części wlewka			wartość średnia	Próba				wartość średnia
			I	II		I	II	III	IV	V	VI	VII		I	II	III	IV	
1	I	X	11,75	10.50	11.17	82,1	82,1	72,4	73,2	72,4	67,5	66,8	73,4	—	1,91	1.72	0,91	1,51
2	I	U	11,80	10,90	11,35	67,5	64.2	77,1	68,8	77,1	67,5	65,5	68,3	1,16	2,39	1,53	1,24	1.58
3	II	S	11.30	10,60	10,95	66,8	71,7	60,1	65,5	63,0	64,9	63,6	64,9	0,99	—	1,06	—	1,02
4	II	D	10,60	13,00	11,80	64,2	71,0	68.2	60,1	84,0	79,6	—	73,8	0,64	1,11	0,64	1,02	0,85
5	III	K	10,10	10,10	10,05	58,4	61,2	64.9	70,2	68,8	62,4	63,6	64,2	0,99	0,82	0,99	1,15	0,99
6	III	Y	10,20	10.15	10,17	64,2	61,8	63,0	64,9	60,6	56,3	57,3	61,3	0,82	0.83	1,02	0,85	0,88
7	IV	O	9,50	10.10	9,80	62,4	53,8	59,0	58,4	59,5	58,4	57,9	58,5	0,84	1,13	1,11	0,99	1.02
8	IV	Z	10,80	11,35	11,07	60,1	71,0	63,0	59,5	58,4	58,4	57,9	60,5	1,02	0,98	0,79	0,89	0,92
9	IV	M	10,20	11,60	10,90	59,0	73,9	59,0	61,8	71,0	73,9	—	68,0	0'82	0,97	0,76	1,05	0,90
10	IV	Ł	12.50	12,00	12,25	65,5	75,5	71,0	70,2	87,7	84,0	—	78,1	0,67	0.64	0,62	0,58	0.63
11	IV	P	11,50	11,50	11,50	67,5	64,2	69,5	67,5	—	—	—	67,2	0,53	0,84	0,59	0.84	0,70
12	VI	I	3,40	3,10	3,25	27,7	28,4	25,2	26,7	—	—	—	27,0	0,38	0,47	0,47	0,36	0,42
13	VII	M_2	4,25	4.00	4,12	27,7	28,1	27,0	29,5	—	—	—	28,1	0,43	0,42	0,39	0,48	0,43
14	V	V	—	—	—	59,5	58,4	60,6	54,9	44,0	42,9	6,7	—	0,85	0,84	0,79	0,55	0,78
15	V	H	7,80	—	—	55,8	51,0	54,0	55,8	40,5	—	—	—	0,72	0,82	0,75	0,81	0,78
16	IV	4	—	—	—	79,6	82,1	81,3	82,1	77,1	77,9	68,2	—	—	—	—	—	—
17	VIII	8	—	—	—	22,7	22,9	25,8	22,9	21,2	23,2	—	23,1	—	—	—	—	—

twardość mierzono tylko na dolnej, jednolitej części bloczków. Pomiary te wykazały, że odlane wlewki, z wyjątkiem *V* i *H*, pod względem twardości są w przybliżeniu jednolite. Ogólne wyniki badań własności mechanicznych podane są w tablicy III.

c) Badania metalograficzne.

Każdy z odlanych stopów badano mikroskopowo przy różnych powiększeniach (szlify nietrawione i trawione). Przekonano się, że wygląd szlifu w znacznym stopniu zależy od sposobu szlifowania. Ilość i wielkość ciemnych plamek na szlifach nietrawionych (Fot. 1 i 2, Pl. IX), niezupełnie odpowiada zawartości ołowiu w danym stopie. Wszystkie stopy z cyną, oglądane pod silniejszemi powiększeniami, wykazały obecność fazy δ. Stopy, odlane do form piaskowych, miały dobrze wykształconą budowę dendrytyczną (Fot. 3 i 4). W odlewach kokilowych dendryty były bardzo drobne i źle wykształcone (Fot. 5). Stopy podwójne *Cu-Pb* wykazały strukturę, zbliżoną do eutektycznej (Fot. 6, Pl. IX).

Warszawa, 1936,
Zakład Metalurgji i Metaloznawstwa Politechniki Warszawskiej.

Ueber Bleibronzen

von J. CZOCHRALSKI und H. ŁUKOMSKI

Zusammenfassung

1) Auf Grund von Literaturangaben wurde die Anwendung und der Einfluss des Schmelz- und Giesserverfahrens sowie die Zusammensetzung und die Struktur von Bleibronzen auf deren technologische Eigenschaften kurz besprochen.

2) Es wurden 8 Legierungen mit verschiedenem Cu-, Pb-, Sn-, und Ni- Gehalt geschmolzen und in Sand- oder Stahlformen gegossen. Die Zusammensetzung der geprüften Legierungen ist auf Tafel I (Tablica I), S. 71, angegeben Die Zahlen bezw. Buchstaben in den drei ersten Spalten sind die Kennzeichen der einzelnen Proben und Schmelzen. In der letzten Spalte (Tablica I, rechts) ist die Art des Gussverfahrens angegeben (do piasku = Sandguss, do wlewnicy = Kokillenguss).

3) In der Tafel III (Tablica III, S. 73) sind Messergebnisse der Elastizitätsgrenze beim Zusammendrücken (Q_C, bis 0,01% bleibender Deformation), der Brinellhärte (H_B, Belastung 250 bezw. 62,5 kg, Kugeldurchmesser 5 mm, Zeit 30 Sek.) sowie der Schlagfestigkeit (U, Charpy-Pendelhammer, kleine Mesnager-Probe) angegeben. Einzelne Härtemessungen, die an verschiedenen Teilen der Proben vorgenommen wurden (Tablica III, H, Spalte I, II, III usw.) zeigen die Ungleichmässigkeit des Gusses der Blöcke. Die Mittelwerte (wartość średnia) sind in der Tafel III angegeben.

4) Die Mikrostruktur einzelner Proben ist aus Fot. 1 bis 6 (Pl. IX) ersichtlich.

Warszawa, 1936,
Institut für Metallurgie und Metallkunde der Technischen Hochschule.

G. WELTER i J. KUCHARSKI

Badanie mikro-odkształceń przy zginaniu udarnem w wyższych temperaturach

Recherches sur les déformations micro-plastiques de l'acier par des charges dynamiques à la flexion aux températures élevées

TREŚĆ: Zbadano dla dwuch gatunków stali: chromowo-niklowej i miękkiej węglowej wpływ temperatury na energję uderzenia, potrzebną do wywołania pierwszych okształceń próbki przy zginaniu udarnem. Próbki w postaci belek, swobodnie leżących na dwuch podporach, zginano w połowie długości zapomocą młota. Energja uderzenia była określana w zależności od ciężaru młota i kąta jego podniesienia. Kąt zgięcia osi próbki mierzono zapomocą układu lusterka, lunety i skali z dokładnością do $\simeq$ 25". Próbki ogrzewano zapomocą małych piecyków elektrycznych. Temperatury pomiarów wynosiły: 20°, 200°, 300°, 400° i 500°. Stwierdzono, że dla stali chromowo-niklowej (C=0,3%, Ni $\simeq$ 2,0%, Cr $\simeq$ 0,5%, i inne $<$1%) trwałe kąty ugięcia osi próbek w temperaturze 500° są prawie 5-cio krotnie większe od tychże przy temperaturze 20°. W zakresie temperatur od 20° do 400° mikro-odkształcenia trwałe dla tej stali zjawiają się przy energji uderzenia $H' = 6{,}2$ cmkg/cm². Ze wzrostem temperatury do 500° mikro odkształcenia zaczynają się uwidaczniać już po przekroczeniu 3,8 cmkg/cm². Dla stali węglowej miękkiej (C $\simeq$ 0,07%) pierwsze odkształcenia trwałe mogą być wywołane energją uderzenia $\simeq$ 2,0 cmkg/cm² przy 20° i mniejszą niż 0,4 cmkg/cm² przy 500°.

Wstęp.

Obecny stan techniki wymaga przy konstruowaniu maszyn i różnego rodzaju urządzeń dokładnej znajomości cech wytrzymałościowych materjałów. Konstruktor może celowo dobrać materjał i odpowiednio go ukształtować, zapewniając maszynie odpowiednie przekroje, trwałość pracy i tanie jej wykonanie wówczas, gdy zna całokształt cech wytrzymałościowych materjałów.

Nie wszystkie jednak cechy tworzyw, pracujących przeważnie przy naprężeniach bardzo różnorodnych, są dokładnie znane. Konstruktor, projektując nowe maszyny, napotyka często zagadnienia, których nie może rozwiązać ze względu na brak odpowiednich danych zarówno o rodzaju naprężeń, jak i o zachowaniu się materjału przy tych naprężeniach. Jako przykład mogą służyć wały korbowe silników wybuchowych. Wały te pracują przy obciążeniach raczej udarnych niż statycznych, liczone są jednak tylko na obciążenia statyczne, a rzeczywisty rodzaj pracy wału uwzględnia się przez zastosowanie odpowiednio dużego spółczynnika bezpieczeństwa. Brak danych o zachowaniu się materjału w praktycznych warunkach prowadzi do zbyt mocnych i ciężkich konstrukcyj w stopniu częstokroć niepożądanym.

Do mało zbadanych własności materjałów należy ich wytrzymałość na zginanie dynamiczne. Wprawdzie „udarność" materjałów jest cechą powszechnie znaną, a metody jej pomiaru są dokładnie opracowane, cecha ta jednak odgrywa raczej rolę porównawczą przy wyborze materjału; nie daje ona konstruktorowi pojęcia, jaką energję uderzenia może przenieść zginana

część maszyny bez obawy powstania w niej odkształceń trwałych.

Praca niniejsza ma na celu zaznajomienie z metodą i urządzeniem do pomiarów mikro-odkształceń przy zginaniu udarnem.

Metoda badania mikro-odkształceń przy zginaniu udarnem w temperaturze pokojowej została opracowana przez jednego z autorów [1]) już w roku 1924. Ze względu na to, że dużo odpowiedzialnych części maszyn pracuje w wysokich temperaturach, metodę zmodyfikowano w ten sposób, aby dawała ona możność przeprowadzania prób na zginanie udarne przy temperaturach wyższych (do 500°).

Poznanie zachowania się materjałów z punktu widzenia mikro-odkształceń podczas pracy przy wysokich temperaturach staje się wraz z postępem techniki coraz bardziej pożądane.

1. Urządzenie do badania mikro-odkształceń przy zginaniu udarnem w wyższych temperaturach.

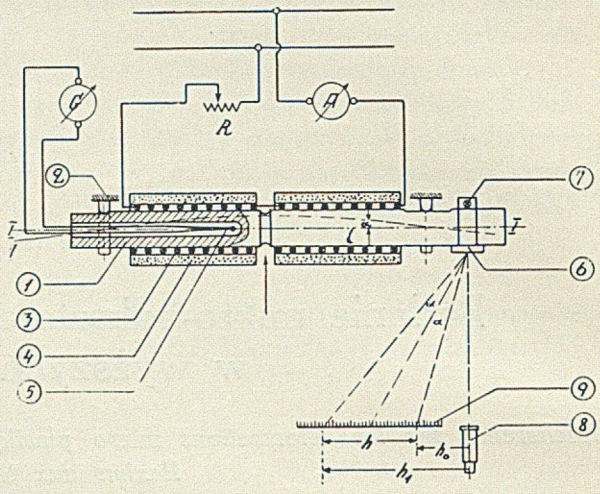
Do badań użyty został młot Amsler'a o mocy od 0,5 do 3 mkg, do którego przystosowano urządzenie, zatrzymujące wahadło na dowolnej wysokości, oraz kątomierz do pomiaru kąta wzniesienia wahadła (fot. 1 i 2, Pl. X.). Urządzenia te dawały możność zastosowania energji uderzenia aż do 300 cmkg i dokładnego jej pomiaru.

Do mierzenia odkształceń trwałych osi próbki stosowano układ: luneta - zwierciadełko - skala [1]), przyczem zwierciadło było osadzone na końcu próbki, wystającym poza podporę.

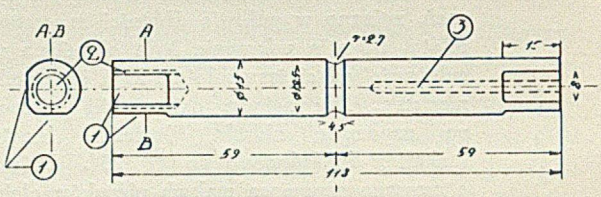
Ogólny schemat urządzenia podany jest na rys. 1; kształt i wymiary próbki na rys. 2 (p. również fot. 3, Pl. X).

Próbka (1, rys. 1), zginana jako belka, leżąca swobodnie na dwuch podporach (2), posiadała na obu końcach spłaszczenia, które uniemożliwiały jej obracanie się pod wpływem uderzeń. Zwierciadełko (6) było przymocowane do próbki zapomocą uchwytu (7).

O ile energja uderzenia jest zbyt mała do wywołania odkształceń trwałych, to po uderzeniu obserwuje się przez lunetę (8) stale jedną i tę samą podziałkę skali: h_0. Odkształcenie trwałe osi próbki, czyli zgięcie jej o kąt α, wywołuje obrót zwierciadła o ten sam kąt i wskutek tego przez lunetę obserwuje się już inną podziałkę skali: h_i.



Rys. 1. Schemat urządzenia do pomiarów mikro-odkształceń przy zginaniu udarnem w wyższych temperaturach. 1, próbka; 2, podpory; 3, uzwojenie ogrzewające; 4, warstwa izolacyjna; 5, termopara; 6, zwierciadło; 7, uchwyt zwierciadła; 8, luneta; 9 podziałka; R, opornik; A, amperomierz; G, galwanometr.



Rys. 2. Schemat i wymiary próbki używanej do pomiarów mikro-odkształceń przy zginaniu udarnem. 1, spłaszczenia zapobiegające obracaniu się próbki; 2, otwór gwintowany do przedłużania próbki; 3, otwór dla termopary.

Przy odległości między zwierciadłem i skalą, wynoszącej L mm, kąt α oblicza się ze wzoru:

$$\operatorname{tg} 2\alpha = \frac{h_0 - h_i}{L} = \frac{h}{L}$$

Ponieważ kąty α są zazwyczaj bardzo małe, przeto tg2 α z dostateczną dokładnością można zastąpić łukiem 2 α, a wówczas wzór (1) przyjmuje postać:

$$2\alpha = \frac{h_0 - h_i}{L} = \frac{h}{L}$$

$$\alpha = \frac{h}{2L}$$

Odległość L między lusterkiem i skalą wy-

[1]) *G. Welter*, Z. Metallkunde, *16*, 6(1924).

nosiła 1000 mm, najmniejsza podziałka na skali = 1 mm.

Na skali można było prawie zupełnie dokładnie odczytywać 0,25 mm, zatem dokładność pomiaru kąta α przy powyższym sposobie wynosiła:

$$\frac{0{,}25}{2 \cdot 1000} = \frac{0{,}125}{1000} = 0{,}000125 \text{ miary łukowej i}$$

$$\frac{0{,}000125 \cdot 180 \cdot 60 \cdot 60}{\pi} \cong 25'' \text{ miary kątowej}$$

Przesunięcie na skali, wynoszące 1 mm, odpowiadało zgięciu osi próbki o kąt $\alpha_{h=1\,mm}$:

$$\alpha_{h=1\,mm} = \frac{1 \cdot 180 \cdot 60 \cdot 60}{2 \cdot 1000\,\pi} = 103'' = 1'43''$$

Energję uderzenia można było zmieniać od 0 do 0,5, 1,0, 2,0 i 3,0 mkg w zależności od ciężaru wymiennego wahadła, przyczem kąt β wzniesienia wahadła można było zwiększać co 2^0.

Do ogrzewania próbek do żądanych temperatur służył piecyk elektryczny, prawie ściśle przylegający do próbki (fot. 3, Pl. X). Składał się on z dwuch połówek, połączonych szeregowo na środku próbki. Między obiema połówkami piecyka pozostawiona była pewna przestrzeń wolna w miejscu uderzenia wahadła. Przestrzeń ta podczas ogrzewania próbki do żądanej temperatury była szczelnie zamknięta pokrywką azbestową i tylko w czasie pomiaru część tej pokrywki zdejmowano.

Amperomierz (A) (rys. 1) i opornik (R), włączone szeregowo w obwód ogrzewający, umożliwiały regulację temperatury (do $\pm$ 5^0), którą można było utrzymywać niezmienną podczas badania próbki. Ponieważ próby wstępne wykazały, że stosowanie zwykłych zwierciadeł jest niemożliwe ze względu na szkodliwe oddziaływanie wyższych temperatur na powierzchnie odbijające (lusterka matowiały), zastosowano zwierciadła srebrzone na powierzchni zewnętrznej. Takie lusterka wytrzymywały dobrze ogrzewanie próbki nawet nieco ponad 500^0.

Temperaturę próbek mierzono zapomocą termopary, umieszczonej w wydrążeniu próbki, przyczem lut termopary znajdował się w odległości $\simeq$ 10 mm od środka próbki.

2. Metodyka badań.

Badania przeprowadzono przy temperaturach 20^0, 100^0, 200^0, 300^0, 400^0 i 500^0. Po zaopatrzeniu próbki w uzwojenie ogrzewające, termoparę i lusterko, montowano ją na podporach młota. Po sprawdzeniu dobrej widzialności skali przez lusterko w lunecie włączano prąd ogrzewający. Przy badaniu w temperaturze pokojowej również nakładano na próbkę piecyk, a to w celu ujednostajnienia warunków badania.

Próbki osiągały żądaną temperaturę w ciągu 10 do 20 minut, poczem następowała równowaga cieplna i do utrzymania osiągniętej temperatury wystarczała regulacja prądu opornikiem (*R*). Przed przystąpieniem do właściwych pomiarów sprawdzano zapomocą uderzeń dokładność osadzenia lusterka na próbce, aby uniknąć wszelkich ruchów lusterka, niezwiązanych z odkształceniami próbki. Następnie zdejmowano część pokrywy azbestowej i po odnotowaniu pierwotnej podziałki h_0, widzianej przez lunetę, przystępowano do właściwego pomiaru, który trwał około 3 do 5 minut.

3. Badane stale.

Celem sprawdzenia dokładności metody i całego urządzenia wykonano serję pomiarów przy użyciu dwuch gatunków stali: chromowo-niklowej, oznaczonej Nr. 1, oraz miękkiej, węglowej, oznaczonej Nr. 2. Własności wytrzymałościowe tych stali w temperaturze pokojowej oraz ich przybliżony skład chemiczny podaje tablica I.

TABLICA I.

Charakterystyka badanych stali.

Oznaczenie stali	Własności wytrzymałościowe		Przybliżony skład chem. w %				
	Q_r kg/mm²	R_r kg/mm²	C	Mn	Ni	Cr	Inne składn.
Nr. 1 Stal chromowo-niklowa	60 do 62	75 do 77	0.30	0.6	2.0	0.5	$<$ 1.0
Nr. 2 Stal miękka węglowa	35 do 37	43 do 45	0.07	0.5	—	—	—

4. Wyniki.

Tablice II i III oraz rys. 3 i 4 podają kąty zgięcia osi próbek stali Nr. 1 i 2 w zależności od stopniowo wzrastających energij uderzenia oraz od temperatury próbek. Prócz całkowitej energji uderzenia w cmkg (*H*) podane są również energje, przeliczone na 1 cm² przekroju próbek

$F_0 = 1{,}227$ cm². Energje uderzenia jednostkowe *(H')* w cmkg/cm² podane są tylko dla orjentacji, analogicznie do wyników, podawanych przy próbach udarności. Liczby te mogą służyć jako porównawcze tylko wówczas, o ile wszystkie warunki badania, t. j. wymiary próbek, rozstawienie podpór, maksymalna moc młota i t. d., są identyczne.

Dla każdego rodzaju stali oraz dla każdej wartości temperatury wykonano pomiary przy użyciu 2 lub 3 próbek; w tablicach II i III podane są tylko wyniki średnie, przyczem odchylenia poszczególnych wyników zawarte były w dopuszczalnych granicach.

Rys. 3 przedstawia krzywe zależności kątów trwałego zgięcia próbek od energji uderzenia (cmkg i cmkg/cm²) oraz od temperatury *(t)*. Rys. 4 przedstawia początki krzywych wykresu 1 w większej skali celem dokładniejszego zaobserwowania tych najmniejszych energij uderzeń, przy których zaczynają już występować mikro-odkształcenia trwałe.

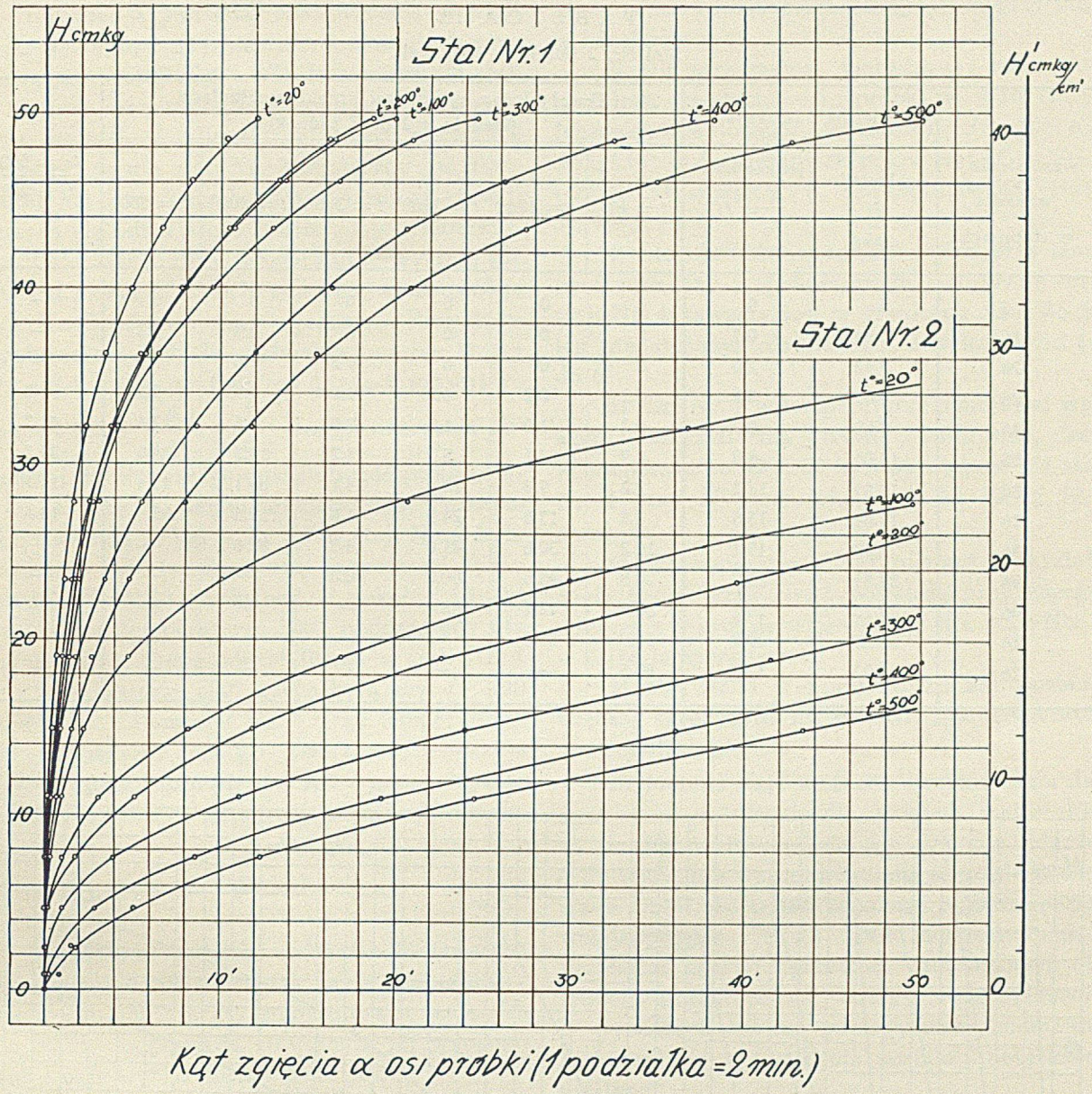
Jak widać z rys. 3, najmniejsze odkształcenia trwałe osi próbek stali Nr. 1 (chromowo-niklowej) wykazały te, które były badane przy temperaturze pokojowej ($t = 20^0$). Ze wzrostem temperatury, szczególnie przy energjach uderzenia ponad 26 cmkg/cm², mikro-odkształcenia trwałe występują coraz wyraźniej. Wyjątek stanowi zakres temperatur od 100 do 200°, w którym odkształcenia osi próbek są prawie jednakowe, wskutek czego odpowiednie krzywe prawie się pokrywają. Znany jest fakt, że stale te przy temperaturach 100 do 300° posiadają większą wytrzymałość, co prawdopodobnie odbija się w pewnym stopniu i na zginaniu. Krzywa mikro-odkształceń przy $t = 300^0$ nie odbiega zasadniczo od krzywych $t = 100^0$ i $t = 200^0$ dopóki energja uderzenia nie przekroczy 26 cmkg/cm². Odkształcenia przy $t = 300^0$ nabierają znacznych przyrostów dopiero powyżej tej wartości energji. Krzywe $t = 400^0$ i $t = 500^0$ przebiegają już zupełnie odmiennie.

W ostatniej kolumnie tablicy II podany jest stosunek kątów zgięcia osi próbek, powstających pod wpływem jednej i tej samej energji ude-

TABLICA II.

Stal Nr. 1 (chromowo - niklowa)

Kąt wzniesienia β wahadła w stopniach	Energja uderzenia		Trwały kąt α zgięcia osi próbki w minutach (średnia z 2 do 3 próbek)						$\frac{\alpha_t = 500^0}{\alpha_t = 20^0}$
	całkowita H cmkg	jednostkowa $\frac{H}{F_0} = H'$ cmkg/cm²	$t = 20^0$	$t = 100^0$	$t = 200^0$	$t = 300^0$	$t = 400^0$	$t = 500^0$	
6	0	0	0	0	0	0	0	0	—
16	0.84	0.7	0	0	0	0	0	0	—
26	2.42	2.0	0	0	0	0	0	0	—
36	4.69	3.8	0	0	0	0	0	0	—
46	7.59	6.2	0	0	0	0	0	0.3	—
56	11.01	9.0	0.3	0.2	0.1	0.2	0.3	0.7	2.3
66	14.87	12.1	0.5	0.9	0.6	0.5	0.7	1.6	3.2
76	19.04	15.5	0.7	1.4	1.4	1.0	1.7	2.7	3.8
86	23.40	19.1	1.3	2.0	1.7	1.6	3.4	4.8	3.7
96	27.81	22.7	1.6	3.0	2.8	2.5	5.5	8.0	5.0
106	32.13	26.2	2.4	3.7	3.9	4.1	8.8	12.0	5.0
116	36.25	29.5	3.4	5.4	5.7	6.5	12.0	15.4	4.5
126	40.03	32.8	4.9	7.8	8.0	9.6	16.3	20.9	4.3
136	43.36	35.3	6.7	10.5	10.6	13.0	20.6	27.4	4.1
146	46.13	37.6	8.4	13.8	13.4	16.8	26.3	35.0	4.2
156	48.27	39.3	10.3	16.5	16.3	21.0	32.5	42.7	4.2
166	49.71	40.5	12.1	20.0	18.7	24.7	38.2	50.1	4.2



Rys. 3. Krzywe zależności kątów trwałego zgięcia próbek od energji uderzenia i od temperatury.

rzenia przy temperaturze 500° i 20°: $\frac{\alpha_t = 500^0}{\alpha_t = 20^0}$. Stosunek ten wzrasta od 2,3 do 5 przy wzroście energji uderzenia od $\simeq$ 9 cmkg/cm² do $\simeq$ 26 cmkg/cm² i przy dalszym wzroście energji spada nieznacznie do $\simeq$ 4,2. Przy tej samej zatem energji uderzenia odkształcenia trwałe próbki w temperaturze 500° są 3 do 5-krotnie większe niż dla próbki w temperaturze pokojowej.

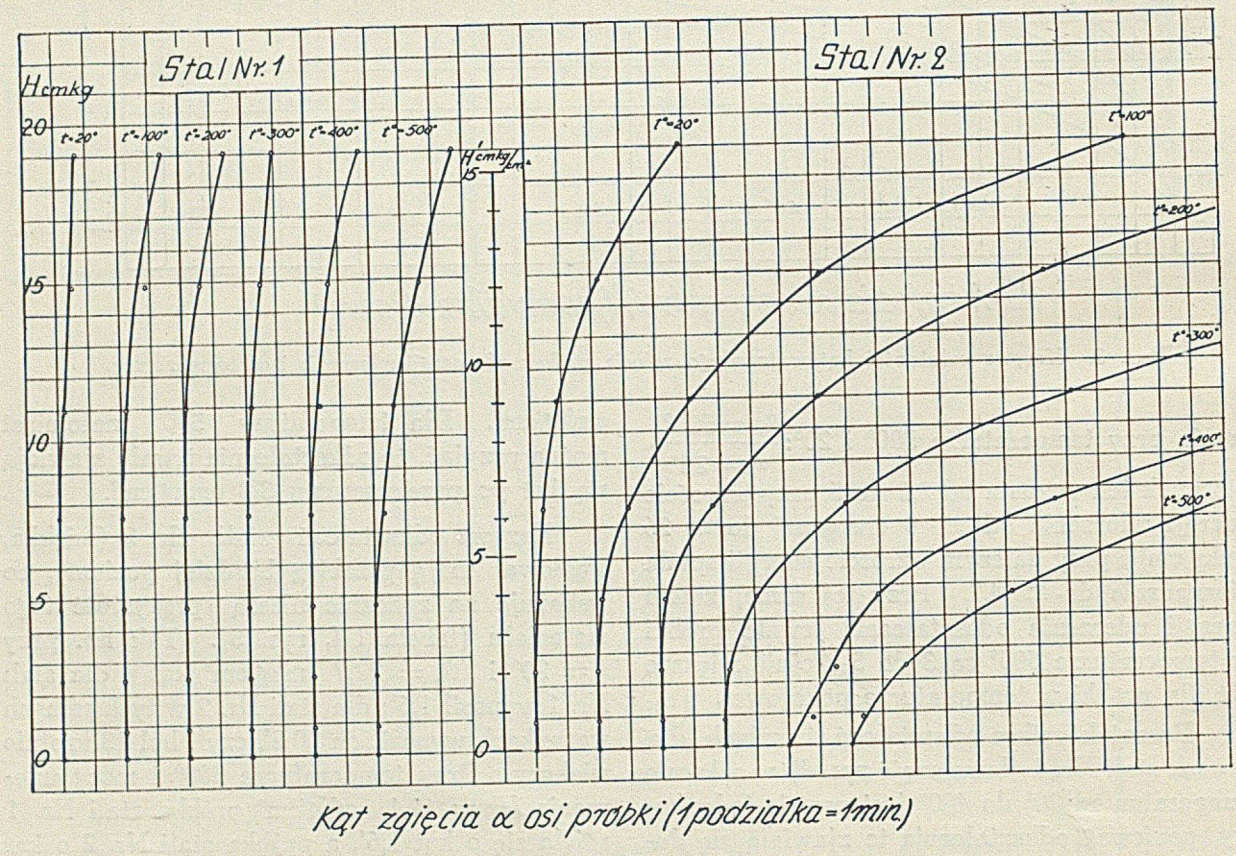
Początek mikro-odkształceń trwałych dla próbek stali Nr. 1 (lewa część rys. 4) w zakresie temperatur od 20° do 400° jest prawie jednakowy, ponieważ odkształcenia te zjawiają się dopiero wówczas, kiedy H' przekroczy 6,2 cmkg/cm². Dla temperatury 500° natomiast można przyjąć, że odkształcenia trwałe zjawiają się już po przekroczeniu 3,8 cmkg/cm².

Krzywe odkształceń stali Nr. 2 (miękka, węglowa) mają przebieg bardziej poziomy, co wskazuje na znacznie niższą sprężystość tego materjału (tabela III, rys. 3). Tak np. przy $t = 20^0$ i $H' = 22{,}7$ cmkg/cm² kąt α dla stali Nr. 1 wynosił 1,6'; dla stali Nr. 2 w tych samych warunkach wynosił on 20,8', czyli był 13-krotnie większy. Przy temperaturze 500° i mocy uderzenia $H' = 12{,}1$ cmkg/cm² próbka stali Nr. 1 zgięła się o kąt 1,6', a próbka stali Nr. 2 o kąt 43,4', czyli 27-krotnie większy.

TABLICA III.

Stal Nr. 2 (miękka, węglowa).

Kąt wzniesienia β wahadła w stopniach	Energja uderzenia		Trwały kąt α zgięcia osi próbki w minutach (średnia z 2 do 3 próbek)						$\frac{\alpha_t = 500^0}{\alpha_t = 20^0}$
	całkowita H cmkg	jednostkowa $\frac{H}{F_0} = H'$ cmkg/cm²	$t = 20^0$	$t = 100^0$	$t = 200^0$	$t = 300^0$	$t = 400^0$	$t = 500^0$	
6	0	0	0	0	0	0	0	0	—
16	0.84	0.7	0	0	0	0	0.9	0.3	—
26	2.42	2.0	0	0	0	0.2	1.6	1.7	—
36	4.69	3.8	0.2	0.2	0.2	1.0	2.9	5.2	26.0
46	7 59	6.2	0.3	1.0	1.7	4.0	8.6	12.4	41.3
56	11.01	9.0	0.9	3.1	5.2	11.2	19.3	24.6	27.3
66	14.87	12.1	2.2	7.2	12.4	24.1	36.1	43.4	19.7
76	19.04	15.5	4.8	17.0	24.9	41.6	57.5	65.4	13.6
86	23 40	19.1	10.2	30.6	41.0	64.2	82.6	—	—
96	27.81	22.7	20.8	48.5	60.2	90.0	—	—	—
106	32.13	26 2	36.8	72.1	83.4	—	—	—	—
116	36.25	29.5	56.9	97.0	—	—	—	—	—
126	40.03	32.8	80.5	—	—	—	—	—	—



Rys. 4. Krzywe zależności kątów trwałego zgięcia próbek od energji uderzenia i od temperatury.

Również i pierwsze odkształcenia w stali Nr. 2 występują przy mniejszych energjach uderzenia niż w stali Nr. 1. O ile bowiem dla stali Nr. 1 przy temperaturze 20° potrzeba do wywołania pierwszego odkształcenia nieco ponad 6,2 cmkg/cm², to dla stali Nr. 2 wystarczy już nieco więcej niż 2 cmkg/cm²; przy tej samej energji zaczyna się odkształcać stal Nr. 2 w temperaturze 100° i 200°. Przy temperaturze wyższej niż 300° już nawet $H' \simeq 0{,}70$ cmkg/cm² może próbkę stali Nr. 2 zdeformować wyraźnie. Przy temperaturze zaś 500° do zdeformowania wystarczy $H' = 0{,}4$ cmkg/cm² (wykres 4, część prawa) co stanowi tylko $\frac{0{,}4}{3{,}8} \simeq \frac{1}{9}$ energji uderzenia potrzebnej do pierwszego odkształcenia próbki stali Nr. 1 przy tej samej temperaturze. To samo odkształcenie o kąt $\alpha \simeq 50'$ w stali Nr. 2 było osiągnięte w temperaturze pokojowej przy energji $H' \simeq 30$ cmkg/cm² i około 13—14 cmkg/cm² w temperaturze 500°, podczas gdy dla otrzymania takiegoż odkształcenia w stali Nr. 1 przy temperaturze 500° trzeba było użyć $H' \simeq 40$ cmkg/cm². Zatem stal Nr. 1 przy temperaturze 500° i większej energji uderzenia wykazuje większą sprężystość niż stal Nr. 2 przy temperaturze pokojowej i mniejszej energji uderzenia.

5. Wnioski.

1) Metoda badania odkształceń trwałych przy zginaniu udarnem, tak przy temperaturze pokojowej, jak i przy temperaturach wyższych (do 500°), odpowiada stawianym jej wymaganiom i daje wyniki dostatecznie pewne.

2) Dokładność pomiarów kąta zgięcia osi próbki według powyższej metody jest wystarczająca i wynosi około 25 sekund. W miarę potrzeby dokładność ta może być jeszcze zwiększona przez powiększenie odległości między skalą i lusterkiem.

3) Dla otrzymania pierwszych mikro-odkształceń trwałych osi próbki ze stali Nr. 1 (chromowo-niklowej), wystarczy $H' \simeq 6{,}2$ cmkg/cm² w temperaturze pokojowej ($t = 20°$) i $H' \simeq 3{,}8$ cmkg/cm² w temperaturze 500° (rys. 3).

4) Stosunek kątów zgięcia próbki przy temperaturze 500° i temperaturze pokojowej dla stali Nr. 1 zawarty jest w granicach od 3 do 5; ten sam stosunek dla stali Nr. 2 waha się od 14 do 41.

5) Stal Nr. 2 w temperaturze pokojowej wykazuje odkształcenia trwałe 13-krotnie, zaś w temperaturze 500°, 27-krotnie większe niż stal Nr. 1 przy H' nieco większych od 22,7 i 12,1 cmkg/cm².

6) W temperaturze 500° pierwsze odkształcenia trwałe stali Nr. 1 powstają przy energji uderzenia 9-krotnie większej niż dla stali Nr. 2 w tejże temperaturze.

7) Stal Nr. 1 w temperaturze 500° posiada większą sprężystość niż stal Nr. 2 w temperaturze pokojowej.

8) Metoda daje możność otrzymywania danych porównawczych dla różnych materjałów co do ich wytrzymałości na zginanie udarne, o ile wszystkie warunki badania są ściśle zachowane (młot, kształt i wymiary próbki, rozstawienie podpór i t. d.). Nie można natomiast przeliczać energij uderzenia, otrzymanych dla jednego przekroju, na energje dla przekroju o wymiarach bardzo odbiegających, ponieważ zależność $H' = f(d_0)$ nie została dotychczas ustalona.

Warszawa, 1936,

Instytut Metalurgji i Metaloznawstwa Politechniki Warszawskiej.

Mikrodeformationen beim dynamischen Biegeversuch in hohen Temperaturen

von G. WELTER und J. KUCHARSKI

Zusammenfassung

Eine Anzahl wichtiger Maschinenelemente sind bei hohen Temperaturen vielfach starken dynamischen Beanspruchungen ausgesetzt, ohne dass sie sich auch nur um ganz kleine Beträge mechanisch verformen dürfen. Mit Rücksicht darauf, dass brauchbare Verfahren zur Bestim-

mung von Mikro-Deformationen bei hohen Temperaturen, bei gleichzeitig wirkenden dynamischen Beanspruchungen bisher nicht vorliegen, wurde eine Methode für diesen Zweck ausgearbeitet und an verschiedenen Materialien erprobt. Es wurden zwei Stahlsorten und zwar Stahl Nr. 1 (C ≅ 0,3%, Ni ≅ 2,0%, Cr ≅ 0,5%, Rest < 1%), Stahl Nr. 2 (C = 0.7%) bei hohen Temperaturen auf ihre Elastizitätsgrenze bei Schlag - Biege - Beanspruchungen geprüft. Diesen Versuchen wurde die bereits von Dr. G. Welter[1]) *ausgearbeitete Prüfmethode zur Untersuchung bei Zimmertemperatur zu Grunde gelegt.*

Die Proben in Form von Rundstäben ruhen frei auf 2 Auflagen auf; sie wurden auf die gewünschten Temperaturen (100°, 200°, 300°, 400° und 500°) mit Hilfe von Wickelungen aus Chrom-Nickel-Drähten erhizt, die auf der Probe zwischen den Stützpunkten sassen. Die Temperatur der Proben wurde mittels Thermoelement gemessen, dessen Lötstelle in einer Zentral - Bohrung, die etwa 10 mm an die Mitte der Probe heranreichte, eingeführt wurde. Die Schlagarbeit konnte zwischen 0 und 300 cmkg stufenweise beliebig gesteigert werden. Die Mikro - Deformationen des Probestabes wurden mittels Spiegels, Skala und Fernrohr (Rys. 1) gemessen. Der Spiegel sass an dem über den Stützpunkt der Probe hinausragenden Ende. Bei einer Entfernung des Fernrohres von 1000 mm konnte der Deformations-Winkel α der Probestabachse mit einer Genauigkeit von 25 Sek. ermittelt werden. Die erforderliche Zeit, um den Probestab auf die gewünschte Temperatur zu bringen, betrug etwa 10—20 Min. Die Messung zur Ermittelung der erforderlichen Energie, die die Mikro-Deformationen verursacht, dauerte für jeden Versuch etwa 3—5 Min. Vor jedem Versuch wurden durch mechanisch erzeugte Erschütterungen die Apparatur, im besonderen Spiegel, Spiegel-Halter und Probe auf ihren festen Sitz geprüft.

Die Winkel α der Mikroplastischen Deformationen, die während der Prüfung gemessen wurden, sind in Tabelle 2 für Stahl Nr. 1 (Chrom-Nickel) oder in Tabelle 3 für Stahl Nr. 2 (weicher Kohlenstoffstahl) wiedergegeben. Entsprechend der Kerbschlagprobe ist in der Tabelle die Schlagarbeit pro cm² Probequerschnitt ebenfalls angegeben. In den beiden Tabellen sind die Mittelwerte aus 2—3 Einzelversuchen angegeben, wobei die Abweichung der Einzelwerte von den Mittelwerten in durchaus zulässigen Grenzen blieben.

Stahl. Nr. 1 zeigte bei Zimmertemperatur die ersten bleibenden Mikro-Deformationen bei einer dynamischen Beanspruchung von H' ≅ 6,2 cmkg/cm² und bei einer Temperatur von 500°, bei einer Beanspruchung von H' ≅ 3,8 cmkg/cm². Für die gleiche dynamische Beanspruchung betrug die Mikro-Deformation für diesen Stahl in der Temperatur von 500° etwa 3—5 - Mal grössere Werte als bei Zimmertemperatur. Der weiche Kohlenstoffstahl zeigte die ersten Deformationen bei Zimmertemperatur bei einer Beanspruchung von H' ≅ 2 cmkg/cm² und bei 500° sogar bereits bei H' ≅ 0,4 cmkg/cm². Aus der Tabelle 2 und 3 geht hervor, dass der Stahl Nr. 1 bei einer Temperatur von 500° noch eine höhere Beanspruchung bis zur dynamischen Elastizitätsgrenze erträgt als Stahl Nr. 2 bei Zimmertemperatur. Das Verhältnis des bleibenden Deformationswinkels zwischen den Temperaturen von 500° und 20° bewegt sich für Stahl Nr. 1 in den Grenzen von 3—5 während dieses Verhältnis für Stahl Nr. 2 zwischen den Werten 14—41 liegt. Um bei Stahl Nr. 1 die ersten Mikro-Deformationen bei einer Temperatur von 500° hervorzurufen, ist eine etwa neunfach grössere Schlagenergie notwendig, als dies für Stahl Nr. 2 bei gleichen Temperaturen der Fall ist.

Aus den Versuchen geht hervor, dass:

1) Die angewandte Methode zur Ermittelung der ersten bleibenden Mikro-Deformationen durch Schlag - Biege - Beanspruchungen bei hohen Temperaturen, hinreichend zuverlässige Werte ergibt und den gestellten Anforderungen entspricht.

2) Der Deformations - Winkel α kann mit einer Genauigkeit von 25 Sek. festgestellt werden, die, falls erforderlich, noch gesteigert werden kann.

3) Um die ersten bleibenden Mikro-Deformationen bei Cr-Ni-Stahl Nr. 1 zu erhalten, ist eine Schlagenergie von H' ≅ 6,2 cmkg/cm² bei Zimmertemperatur und eine Energie von H' ≅ 3,8 cmkg/cm² bei einer Temperatur von 500° erforderlich.

4) Die bleibenden Deformationen bei 500° für Stahl Nr. 1 sind 3—5-Mal grösser, für Stahl

[1]) *G. Welter*, Z. Metallkunde, *16*, 6 (1924).

Nr. 2 jedoch 14—41-Mal grösser als dies bei Zimmertemperatur der Fall ist.

5) Cr-Ni-Stahl Nr. 1 ist bei 500° noch wesentlich elastischer als weicher Kohlenstoffstahl bei Zimmertemperatur.

6) Die durch die beschriebene Methode erzielten Ergebnisse sind nur dann vergleichbar, wenn die Versuchsbedingungen die gleichen sind (Hammer, Probeabmessungen, Auflage, Abstand u. s. w.). Eine Umrechnung der dynamischen Schlagarbeit bei Proben mit abweichenden Querschnitten von den geprüften Proben ist nicht ratsam, da bisher der Charakter der Abhängigkeit $H = f(d_0)$ noch nicht festliegt.

Warszawa, 1936.

Institut für Metallurgie und Metallkunde, der Technischen Hochschule.

J. CZOCHRALSKI, G. WELTER i W. MARUSZEWSKA

Metody i urządzenia do badania korozji stosowane w Instytucie Metalurgji i Metaloznawstwa

Installations et méthodes de recherches pour la corrosion employées à l'Institut de Métallurgie et Métallographie

TREŚĆ: W Instytucie Metalurgji i Metaloznawstwa badania stopnia skorodowania materjałów oparto na zmianie własności wytrzymałościowych (R_r i A) łącznie ze zmianą wyglądu powierzchni próbek. Zainstalowano dotąd dwa urządzenia: urządzenie do badań korozji we mgle 3% roztworu $NaCl$ oraz urządzenie do badań korozji atmosferycznej. Otrzymane dotychczas wyniki dla aluminjum technicznego i alupolonu są zgodne z wynikami podanemi w literaturze oraz z faktami z praktyki.

1. Metoda oznaczania stopnia korozji.

Badanie korozji utrudnia brak znormalizowanych metod. Aby móc porównywać odporność różnych materjałów, trzeba zwrócić się do badania takiej własności, która jest najbardziej miarodajna dla oceny jakości materjału. Do niedawna najczęściej stosowane metody oznaczania stopnia korozji: z wyglądu powierzchni, strat ciężaru lub oznaczania produktów reakcji, czy głębokości korozji, nie uwzględniają zmian, jakie mogą zajść wewnątrz materjału i dlatego mają małe znaczenie praktyczne dla oceny odporności. Najbardziej miarodajna dla charakterystyki materjału jest zmiana jego własności wytrzymałościowych pod wpływem działania odpowiedniego środowiska. Metoda oznaczania stopnia korozji na zasadzie badania zmian wytrzymałości na rozciąganie i wydłużenia została zastosowana przez *Czochralskiego* i innych badaczy [1]), a obecnie coraz większe znajduje uznanie i rozpowszechnienie. Jest ona w literaturze polecana jako metoda standardowa pomiaru działania korozji. Opierając się na dodatnich wynikach, uzyskanych przez wspomnianych autorów przy zastosowaniu tej metody, w Instytucie oznacza się korozję tworzyw na zasadzie badania zmian wytrzymałości na rozciąganie (R_r) i wydłużenia (A_{10}%) w połączeniu z badaniem wyglądu powierzchni. Daje to w przybliżeniu kompletny obraz zniszczenia materjału i pozwala na uzyskanie jednoznacznych wyników.

2. Wybór środowiska korodującego.

Przy badaniu korozji trzeba wybrać taką metodę, która daje dość szybko wyniki zgodne z doświadczeniami w praktyce i której warunki badania są możliwie zbliżone do naturalnych. Instytut stosuje narazie dwie metody badania korozji, głównie w zastosowaniu do metali lekkich:

---

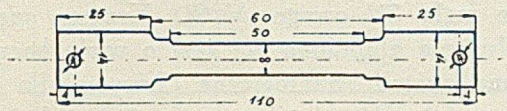
[1]) *E. H. Schulz*, Metall u. Erz, *14*, 125 (1917); *D. Basch a. M. F. Sayre*, Mech. Eng., *46*, 199 (1924); *E. Blough*, Proc. Am. Soc. Test. Mat., *25*, 156 (1925); Met. Ind. London, *27*, 76 (1925); *H. N. Marr*, Met. Ind. London, *27*, (1925); *E. Rackwitz*, Korr. Metallschutz, *3*, 171 (1927); *J. Czochralski u. E. Schmid*, Z. Metallkunde, *20*, 1 (1928); *E. Rackwitz u. K. O. Schmidt*, Korr. Metallschutz, *5*, 7 (1929).

1. Badanie odporności we mgle 3%-owego roztworu chlorku sodowego. Próba ta charakteryzuje odporność tworzyw na działanie wody morskiej i służy jako przyśpieszona metoda dla oceny ich odporności na korozję. Wyniki są porównywalne dla stopów o zbliżonym składzie, np. dla grupy stopów aluminjowych, magnezowych czy innych.

2. Badanie odporności na działanie czynników atmosferycznych. Próba ta najwierniej odtwarza rzeczywiste warunki, na jakie narażony jest metal, wystawiony na działanie atmosfery.

3. Próbki i pomiary.

Przeważnie bada się materjał w postaci blachy. Próbki zostają wykonane według rys. 1.



Rys. 1. Schemat i wymiary próbki do badania odporności blach na działanie korozji.

Przed poddaniem korozji próbki zostają ocechowane, pomierzone, oraz dokładnie odtłuszczone. Pierwsze badanie wytrzymałości na rozciąganie i wydłużenia wykonywa się na próbkach materjału niepoddanego działaniu korozji. Następnie, w zależności od odporności materjału i rodzaju środowiska (mgła czy atmosfera), próbki do badania zmian, spowodowanych korozją, pobiera się w różnych odstępach czasu: co ½, 1, 2 lub nawet kilka miesięcy. Próbki najpierw podlegają oględzinom zewnętrznym, a następnie badaniom wytrzymałościowym. Oznacza się R i A_{10}. Wartości te (średnie z conajmniej 5 pomiarów) służą do uzyskania krzywych, uzależniających zmianę R_r i A_{10} od czasu działania środowiska korodującego, na zasadzie których charakteryzuje się i ocenia odporność badanego materjału.

4. Urządzenia do badania korozji[1]).

A) *Korozja we mgle 3%-owego roztworu NaCl.* Całość urządzenia składa się ze szczelnie zamkniętego pomieszczenia, w którem znajduje się czteropiętrowy stojak A do zawieszania próbek, zbiornik B do roztworu soli oraz przewody C, doprowadzające sprężone powietrze (Fot. 1, Pl. XI). Mgłę wytwarza się przez rozpryskiwanie cieczy przy pomocy rozpylacza D (Fot. 9, Pl. XIII). Fot. 4 (Pl. XII) przedstawia urządzenie w czasie rozpylania mgły. Do zawieszania próbek służą pręty szklane, zaopatrzone w haczyki, (Fot. 2, Pl. XI). Sprężone powietrze o ciśnieniu około 6 Atn. uzyskuje się ze sprężarki (Fot. 10, Pl. XIII), która dostarcza je również do innych urządzeń w Instytucie. Powietrze sprężone, zanim wejdzie do rozpylacza, przechodzi przez reduktor (Fot. 7, Pl. XIII), gdzie ciśnienie jego spada do ok. 2 Atn. Temperatura w pomieszczeniu wynosi 18° ± 2°. Stężenie mgły reguluje się przez odpowiednie nastawienie rozpylacza, bacząc, aby mgła nie skraplała się i nie ściekała po próbkach. Mgłę wytwarza się przez 7 godzin na dobę (w dni robocze), przyczem zużywa się około 4 litry 3%-owego roztworu $NaCl$.

Przy uruchamianiu tej instalacji napotkano na duże trudności na skutek silnie korodującego środowiska. Wszystkie części żelazne, ochronione specjalnemi lakierami, trzeba było zastąpić częściami szklanemi lub drewnianemi.

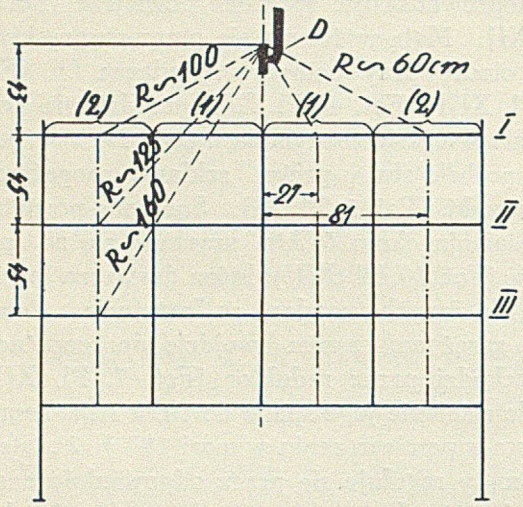
B) Urządzenie do badania korozji atmosferycznej. Dla badania działania czynników atmosferycznych umieszczono na dachu budynku stojak z urządzeniem do zawieszania próbek (Fot. 8, Pl. XIII). Warunki atmosferyczne, na jakie wystawione są próbki, charakteryzuje się na podstawie komunikatów Państwowego Instytutu Meteorologicznego w Warszawie.

5. Sprawdzenie działania urządzeń.

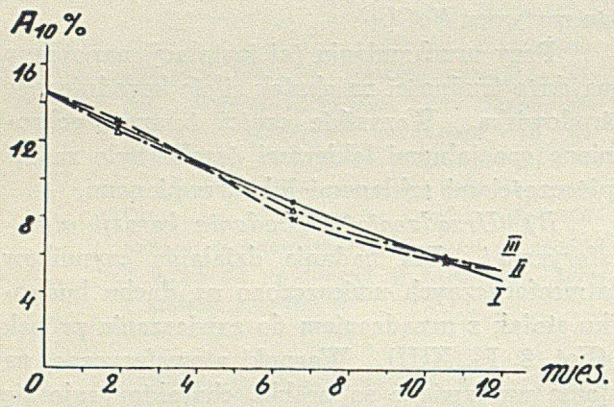
W przypadku środowiska mgły 3%-owego roztworu $NaCl$ sprawdzono działanie urządzenia celem przekonania się, czy mgła jest równomierna i czy próbki, zawieszone w różnych miejscach stojaka, wystawione są na identyczne działanie korodujące. W tym celu pobrano kilkakrotnie po parę próbek z różnych miejsc i porównano własności wytrzymałościowe. Oprócz różnicy w położeniu na stojaku inne warunki badania były identyczne. Przekonano się, że dla trzech pięter stojaka (czwarte, najniższe służy do próbek żelaznych), odległych od siebie o 45 cm (rys. 2), mgła ma to samo stężenie. Pozatem każde miejsce na piętrze jest równoznacz-

[1]) Wzorowano się na urządzeniach zastosowanych przez *J. Czochralskiego* w roku 1924. Pierwsza publikacja: *A. Petersen*, Naturwissenschaften, *14*, 1049 (1926).

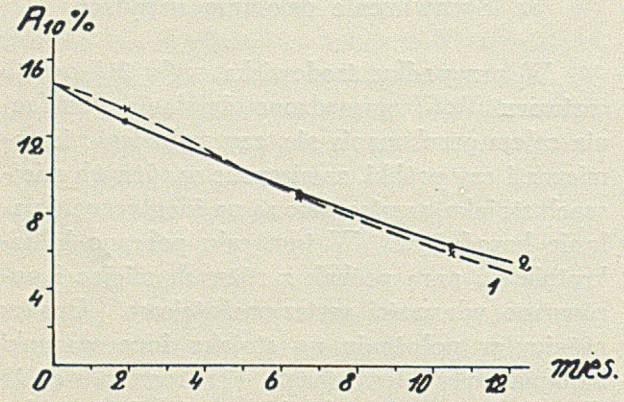
ne i nie zależy od odległości od środka stojaka. Wyniki tych badań przedstawia rys. 3 i 4.



Rys. 2. Schemat stojaka do zawieszania próbek w środowisku mgły solnej. *D*, rozpylacz; I, II, III, piętra stojaka. Liczby oznaczają wymiary w cm.



Rys. 3. Wyniki badania równomierności działania mgły solnej na trzech piętrach stojaka w miejscach skrajnych (2, rys. 2). A_{10}%, wydłużenie; *mies.*, czas w miesiącach.



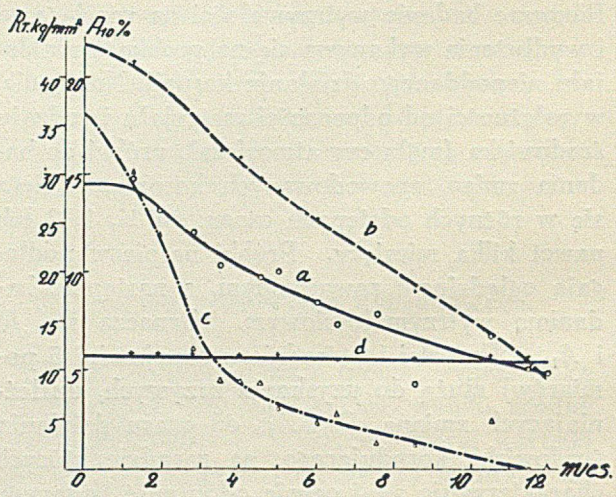
Rys. 4. Wyniki badania równomierności działania mgły solnej w środkowych (1) i skrajnych (2) miejscach na I piętrze stojaka. A_{10}%, wydłużenie; *mies.*, czas w miesiącach.

6. Wyniki.

Zakończono dotychczas wstępne próby, przeprowadzone we mgle 3%-owego roztworu chlorku sodowego. Podobne badania odporności na czynniki atmosferyczne są jeszcze w toku. Badano 2 materjały: aluminjum techniczne (99,5% *Al*) oraz alupolon. Materjały te były dostarczone w postaci blachy o grubości 1 mm, z której wycięto próbki o kształcie i wymiarach, podanych na rys. 1.

Wyniki badań odporności aluminjum technicznego i alupolonu na korodujące działanie mgły 3%-owego roztworu *NaCl* podane są w tablicy I oraz na rys. 5.

Charakter krzywych (rys. 5) uwidacznia różną odporność badanych materjałów na działanie mgły 3%-owego *NaCl*. Krzywa spadku wydłużenia alupolonu (*c*) jest o wiele bardziej stroma aniżeli analogiczna krzywa dla aluminjum (*a*). Również krzywa wytrzymałości na rozciąganie alupolonu (*b*) przebiega dość stromo, podczas gdy wytrzymałość R_r aluminjum technicznego w ciągu 1 roku działania korozji prawie nie uległa zmianie (krzywa *d*, rys. 5).



Rys. 5. Wyniki badania korozji aluminjum technicznego i alupolonu we mgle 3% roztworu *NaCl*. *a*, spadek wydłużenia aluminjum; *b*, spadek wytrzymałości alupolonu; *c*, spadek wydłużenia alupolonu; *d*, spadek wytrzymałości aluminjum. R_r, wytrzymałość na rozciąganie, *A* wydłużenie; *mies.*, czas działania korozji w miesiącach.

Obserwacja wyglądu próbek (tabl. I) wskazuje również na bardzo różną odporność tych dwuch materjałów. Powierzchnia próbek aluminjowych uległa po roku działania mgły tylko

TABLICA I.

Korozja we mgle 3% roztworu NaCl.

L. p.	Czas próby we mgle 3% roztw. NaCl	Własności wytrzymałościowe *)								Obserwacja wyglądu próbek	
		Aluminjum techniczne				Alupolon				Aluminjum techniczne	Alupolon
		R_r kg/mm²	Spadek R_r w %	A_{10} %	Spadek A_{10} w %	R_r kg/mm²	Spadek R_r w %	A_{10} %	Spadek A_{10} w %	Stan powierzchni	Stan powierzchni
—	Stan dostarczenia	11,5	—	14,5	—	43,2	—	18,1	—	gładka, błyszcząca	gładka, błyszcząca
1	około $1^1/_4$ mies.	11,6	nie obliczano wobec nieznacznego wpływu korozji na R_r	14,8	—	41,5	3,9	15,1	16,6	miejscami białe plamki	miejscami białe plamki
2	" $1^3/_4$ "	11,6		13,1	9,6	39,2	9,3	11,9	34,2	" " "	miejscami nalot białego osadu
3	" $2^3/_4$ "	11,7		12,0	17,2	35,9	16,9	6,1	66,3	trochę więcej plamek niż na Nr. 1.	miejscami nalot osadu białego z odcieniem rdzawym i niebieskawym
4	" $3^1/_2$ "	11,0		10,3	28,9	32,4	25	4,4	75,7	prawie jak dla Nr. 3	trochę więcej nalotu osadu niż na Nr. 3
5	" 4 "	11,5		—	—	31,8	26,4	4,4	75,7	" " " "	prawie jak dla Nr. 4
6	" $4^1/_2$ "	11,3		9,7	33,1	29,8	31,0	4,3	76,2	" " " "	" " " "
7	" 5 "	11,6		10,0	31,0	28,4	34,3	3,0	83,4	trochę więcej plamek niż na Nr. 4	coraz więcej miejsc pokrytych osadem i osad coraz grubszy
8	" 6 "	11,0		8,4	42,1	25,5	41	2,4	86,7	jak dla Nr. 7	" " "
9	" $6^1/_2$ "	11,0		7,3	49,6	25,7	40,5	2,9	83,9	" " "	" " "
10	" $7^1/_2$ "	11,0		7,9	44,1	21,2	50,9	1,3	92,8	matowieje, coraz więcej plamek	" " "
11	" $8^1/_2$ "	11,3		4,3	70,3	18,0	58,3	1,3	92,8	" " " "	" " "
12	" $10^1/_2$ "	11,5		6,8	53,1	16,2	62,5	2,5	86,2	" " " "	" " "
13	" $11^1/_2$ "	10,3		5,1	64,8	11,6	73,1	0	100	matowieje, dość gęste białe plamki	prawie cała powierzchnia pokryta grubym osadem białym z odcieniem rdzawym i niebieskawym
14	" 12 "	11,0		4,9	66,2	9,2	78,7	0	100	jak dla Nr. 13	jak dla Nr. 13

*) Średnie z 7 — 10 pojedyńczych wyników.

nieznacznej zmianie: zmatowienie powierzchni i powstanie niewielkich białych plamek (Fot. 3, Pl. XI; spadek A o 66%, R_r o ok. 5%). Po tym samym okresie czasu powierzchnia próbek alupolonowych została prawie całkowicie pokryta grubym osadem (Fot. 6, Pl. XII; spadek A = 100%, R_r ok. 79%). Wyniki te są zgodne z danemi z literatury i praktyki.

7. Wnioski.

1. Badanie stopnia skorodowania materjału przy pomocy zmian własności wytrzymałościowych (R_r i A) daje wyniki zgodne z doświadczeniami w praktyce i będące cenną wskazówką dla porównawczej oceny odporności materjałów na korozję.

2. Badania korozji we mgle 3%-owego roztworu chlorku sodowego, przeprowadzone dotychczas w urządzeniu, zainstalowanem w Instytucie Metalurgji i Metaloznawstwa, potwierdziły znany fakt, że aluminjum techniczne jest o wiele bardziej odporne na czynniki korodujące aniżeli alupolon (rys. 5).

3. Urządzenie do badania korozji we mgle 3%-owego roztworu *Na Cl* daje zadowalające wyniki pod względem sprawności działania, co w konsekwencji pozwala na porównawczą ocenę tworzyw pod względem ich odporności na korozję.

Warszawa, 1936.

Instytut Metalurgji i Metaloznawstwa Politechniki Warszawskiej.

Einrichtung und Arbeitsweise zur Korrosionsprüfung im Institut für Metallurgie und Metallkunde

von J. CZOCHRALSKI, G. WELTER u. W. MARUSZEWSKA.

Zusammenfassung

Zur Prüfung des Angriffes, den die Materialien durch Korrosionseinflüsse erleiden, wurden die Aenderungen der mechanischen Eigenschaften, wie Festigkeit und Dehnung neben den Oberflächenverändungen der Proben als Prüfungsmethode gewählt. Auf dieser Grundlage sind 2 Arten von Korrosionsprüfungen im Institut für Metallurgie und Metallkunde im Betrieb und zwar:

1) Sprüh-Korrosion mit 3% Na Cl-Nebel,

2) atmosphärische Korrosion.

Der Einfluss dieser Art des Korrosions-Angriffes an Metallen wird in erster Linie bei Legierungen im besonderen aber bei Leichtlegierungen untersucht.

Die Sprüh-Korrosion wird in einem dicht geschlossenen Raum durchgeführt, in dem 3% NaCl-Lösung mittels Druckluft von ~ 2 Atm. zu feinem Nebel zerstäubt wird (Fot. 1, Pl. XI). Die Proben sind an Glasstäben und Glashacken aufgehängt, die auf einem Holzgestell befestigt sind. Die Vernebelung wird während 7 Stunden täglich durchgeführt, wobei etwa 4 Ltr. Lösung zerstäubt werden. Die Raumtemperatur beträgt 18 ± 2° C.

Ebenso besteht die Einrichtung zur Untersuchung der atmosphärischen Korrosion aus einem Gestell, an dem die Proben an Glasstäben aufgehängt werden; diese Einrichtung befindet sich im Freien auf dem Dache des Institutes und ist allen atmosphärischen Einflüssen ohne Schutz ausgesetzt.

In der Hauptsache werden die Materialien in Blechform geprüft; alle Proben besitzen gleiche Abmessungen und werden unter gleichen Bedingungen zur Korrosion vorbereitet (Bezeichnung, Feststellung der Abmessungen, Reinigung, Entfettung u. d. g.).

Um festzustellen, ob sich der Nebel gleichmässig im Korrosionsraume verteilt und ob die an verschiedenen Stellen aufgehängten Proben gleichen Angriffsbedingungen ausgesetzt sind, wurden Proben aus dem gleichen Material nach verschieden langer Einwirkungsdauer aus verschiedenen Stellen des Gestelles entnommen und deren mechanische Eigenschaften festgestellt. Die Ergebnisse aus denen hervorgeht, dass der Korrosionsangriff gleichmässig über den ganzen Raum erfolgt, sind in den Kurven (Abb. Rys. 3 u. 4) wiedergegeben. Aus diesen Diagrammen geht hervor, dass die Abweichungen bezüglich

der Dehnung der verschiedenen Stellen entnommenen Proben, unbedeutend sind. Es ist mithin gleichgültig, wo die Proben im Versuchsraum der Korrosion ausgesetzt sind und in welcher Entfernung sie sich von dem Zerstäuber befinden.

Die mechanischen Eigenschaften der Metalle und Legierungen werden im Anlieferungszustand geprüft; nachdem die Proben mehr oder weniger lange Zeit dem Korrosionseinfluss ausgesetzt waren, werden sie erneut einer Festigkeitsprüfung unterworfen. Auf Grund der auf diese Art erhaltenen Ergebnisse werden die Festigkeits- und Dehnungswerte in Abhängigkeit von der Angriffsdauer des Korrosionsmittels kurvenmässig aufgetragen.

Bisher wurde technisches Aluminium und Duralumin geprüft. Die Untersuchung in 3% NaCl-Nebel ergab, dass technisches Aluminium einen sehr grossen Widerstand gegen Korrosion zeigt und in dieser Beziehung dem Duralumin bekanntlich weit überlegen ist. Die Dehnungs-Zeitkurve des Duralumins ist wesentlich steiler als die des technischen Aluminiums; desgleichen ist die Festigkeits-Zeitkurve für Duralumin ziemlich steil, während für technisches Aluminium die Festigkeit über nahezu ein Jahr keinerlei Veränderungen erfährt; die Kurve der Festigkeitswerte verläuft mehr oder weniger parallel zur Zeit-Achse (Rys. 5 d.). Desgleichen ergibt das oberflächliche Aussehen der Proben nach der Korrosion bereits einen deutlichen Hinweis bezüglich des Verhaltens dieser Materialien gegenüber des Korrosionsmittels. Die bisher erhalteten Ergebnisse stimmen sowohl mit den in der Literatur als auch in der Praxis vorliegenden Werten gut überein.

Auf Grund der bisher durchgeführten Korrosionsprüfungen konnten mittels der beschriebenen Apparatur folgende Ergebnisse festgestellt werden:

1) Die Untersuchung des Korrosionsangriffes mittels Veränderung der Festigkeits und Dehnungseigenschaften der Materialien ergibt Resultate, die völlig mit den in der Praxis erzielten Ergebnissen übereinstimmen.

2) Die Korrosionsprüfung in 3% NaCl-Nebel, die in der im Institut vorhandenen Einrichtung durchgeführt wurde, bestätigt die bekannte Tatsache, dass technisches Aluminium wesentlich widerstandsfähiger gegen Korrosionsangriffe ist als Duralumin.

3) Die neu-eingerichtete Korrosions-Station zur Untersuchung des Einflusses von 3% Kochsalzlösung ergibt nach eingehender Ueberprüfung der Arbeitsweise zufriedenstellende Ergebnisse; eine einwandfreie Vergleichsprüfung der verschiedenen Materialien hinsichtlich ihres Korrosionswiderstandes gegenüber Sprühnebelangriffen ist möglich.

Warszawa, 1936,

Institut für Metallurgie und Metallkunde, der Technischen Hochschule.

J. CZOCHRALSKI i S. WAJGMAN

O korozji aluminjum w obecności rtęci

Sur la corrosion de l'aluminium en présence du mercure.

TREŚĆ: Zbadano działanie roztworów, zawierających jony rtęciowe, na: a) aluminjum techniczne, b) aluminjum rafinowane, c) duralumin, d) stop *Al* z 12% miedzi, e) stopy *Al* z 4,33%, 7,10% i 8,83% *Zn*. Wyniki, wyrażone ilością skorodowanego metalu (stratą ciężaru) lub objętością wydzielonego wodoru, podano na wykresach (rys. 1 do 10).

I. Wstęp.

Przedmiotem niniejszej pracy był aktywujący wpływ rtęci i jej związków na aluminjum. Zjawisko to doprowadza niejednokrotnie do poważnych szkód, wywołanych np. przypadkowem zetknięciem się wyrobów aluminjowych z ośrodkiem, zawierającym drobną zawartość jonów rtęciowych [1]).

Już w r. 1849 *Joule* [2]) zauważył, że amalgamowane aluminjum wykazuje własności metalu mniej szlachetnego aniżeli czyste aluminjum. Według *Jourdain'a* [3]) amalgamaty aluminjum ulegają w wilgotnem powietrzu szybkiemu utlenianiu, przyczem z powierzchni stopu wyrastają białe, puszyste i lekkie włoski, składające się z hydratu $Al_2O_3 . 5 H_2O$, w którym znajduje się około 3,5% *Hg* w postaci drobnych kropel [4]).

Nowsze badania *Dadieu* [5]) oraz *Liebreicha* i *Wiederholta* [6]) zdają się wskazywać w sposób niewątpliwy, że przyczyną zagadkowego elektrochemicznego zachowania się aluminjum jest obecność cienkiej warstwy tlenkowej na powierzchni metalu. Warstwa ta jest szczelna i silnie przylega w przypadku czystego aluminjum, w obecności rtęci zaś ulega zniszczeniu Amalgamowane aluminjum w szeregu napięciowym zajmuje miejsce bezpośrednio po metalach ziem alkalicznych: *Ca, Mg, Al, Mn, Zn*, podczas gdy czyste *Al*, dzięki obecności ochronnej warstwy tlenkowej, wykazuje zazwyczaj własności metalu bardziej szlachetnego, aniżeli cynk.

II. Część doświadczalna.

1. Materjały.

Do doświadczeń użyto:

a) aluminjum techniczne o czystości 99,5% *Al*.

b) aluminjum rafinowane o czystości 99,992% *Al*, dostarczone przez „L'Aluminium Français",

c) duralumin o składzie: 4,07% *Cu*, 0,54% *Mg*, 0,49% *Mn*, 0,57% *Si*, 0,70% *Fe*, reszta *Al*,

d) stop 88% *Al* i 12% *Cu*,

e) stopy *Al* z cynkiem o zawartości: 4,33%, 7,10% i 8,83% *Zn*.

Wszystkie próbki miały kształt płytek

---

[1]) *H. Röhrig*, Korr. Metallschutz, *3*, 121 (1927).

[2]) *J. Joule*, J. Chem. Soc., *1*, 378 (1849).

[3]) *R. Jourdain*, Compt rend., *150*, 391 (1910).

[4]) Patrz również: *B. Neumann*, Z. phys. Chem., *14* 217 (1894); *L. Kahlenberg a J. A. Montgomery*, Trans. Am. Electrochem. Soc., *36*, 277 (1919); *R. Kremann u. R. Müller*, Z Metallkunde, *12*, 28 (1920); *R. Müller u. F. Hölzl*, Z. anorg. allgem. Chem., *121*, 103 (1922); *M. Centnerszwer*, Z. phys. Chem., *131*, 224 (1928); *H. Gerding*, Z. phys. Chem., *151*, 190 (1930).

[5]) *A. Dadieu*, Monatsh., *47*, 497 (1926).

[6]) *E. Liebreich u. W. Wiederholt*, Z. Elektrochem., *31*, 6 (1925).

o grubości 1 mm; wyżarzono je w ciągu ½ godziny przy temperaturze 400°.

Czynnikami korodującemi były wodne roztwory tlenku lub chlorku rtęciowego, ewentualnie z dodatkiem kwasu solnego.

2. Sposób przeprowadzania doświadczeń.

Korozję badano przez określanie: a) strat ciężaru próbek, b) ilości wydzielonego wodoru. W pierwszym przypadku odtłuszczone próbki zawieszano na nitkach w 50 cm³ roztworu, którego temperatura wahała się w granicach od 18 do 22°. Po przebywaniu próbki w ciągu kilku lub kilkunastu minut w silnie mieszanym roztworze wyjmowano ją i pozostawiano na 15 minut w powietrzu, przyczem próbka ogrzewała się, z powierzchni jej zaś wyrastały włoski Al_2O_3. Czas przebywania próbki w powietrzu nie wpływał jednak w sposób wybitny na wyniki pomiaru. Po oczyszczeniu i wysuszeniu próbki ważono ją. Straty przeliczano na 1 cm² powierzchni.

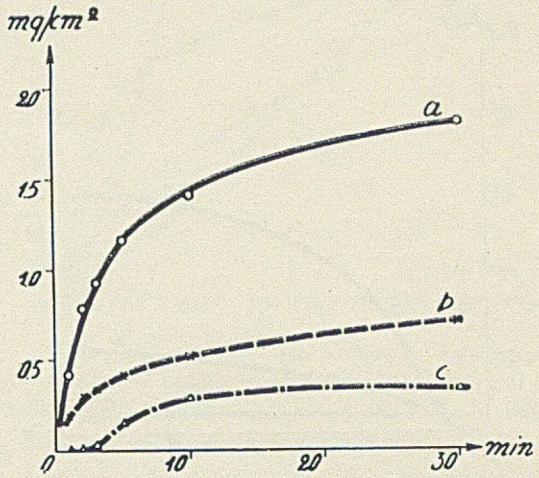
Celem oznaczenia objętości wydzielonego wodoru umieszczano odtłuszczoną próbkę o wymiarach 45×10×1 mm w eudjometrze zamkniętym od dołu korkiem z przelotem i zanurzonym w szerszem naczyniu z roztworem. Próbka opierała się o korek jednym z krótszych boków. Objętości wydzielonego wodoru nie przeliczano na warunki normalne, gdyż rozbieżność wyników, wykonanych w identycznych warunkach, przekraczała ± 10%, podczas gdy maksymalne wahania ciśnienia i temperatury w czasie doświadczeń dawały różnice, sięgające zaledwie ± 1%

3. Wyniki.

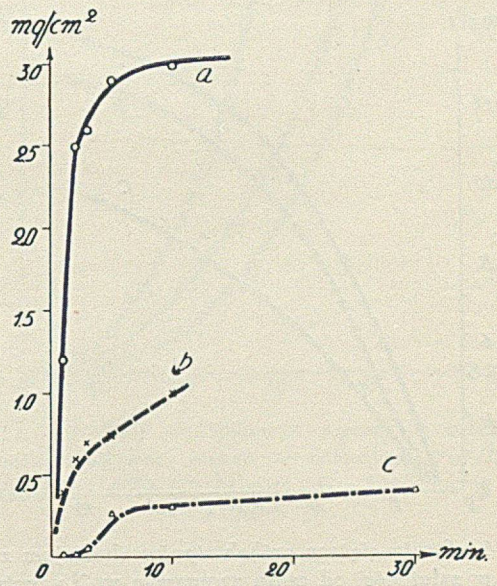
a) *Straty ciężaru w zależności od składu próbek i stężenia roztworu.* Otrzymane wartości przedstawiono graficznie na rys. 1 do 4.

b) *Objętość wydzielonego wodoru przy korozji aluminjum i jego stopów w roztworach, zawierających jony rtęciowe.* Wyniki podane są na rys. 5 do 10.

c) *Wpływ zgniotu na korozję aluminjum w roztworach, zawierających jony rtęciowe.* Stwierdzono, że próbki odkształcone na zimno są znacznie mniej odporne na korodujące działanie roztworów, zawierających jony rtęciowe, aniżeli wyżarzone próbki aluminjowe. Jakościowo można to wykazać w sposób następujący: płytka *Al* z odciskiem, wykonanym zapomocą kulki o średnicy 5 mm, podlega po zwilżeniu



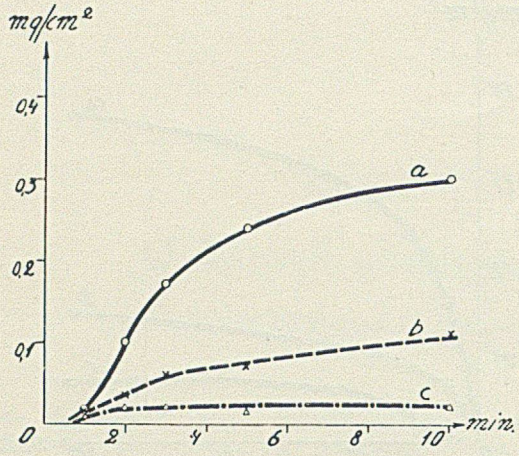
Rys. 1. Straty ciężaru próbek aluminjum technicznego w mg/cm² w zależności od czasu (min.) zanurzenia w roztworze: a) 2% chlorku rtęciowego, b) 0,5% chlorku rtęciowego, c) nasyconym tlenku rtęciowego.



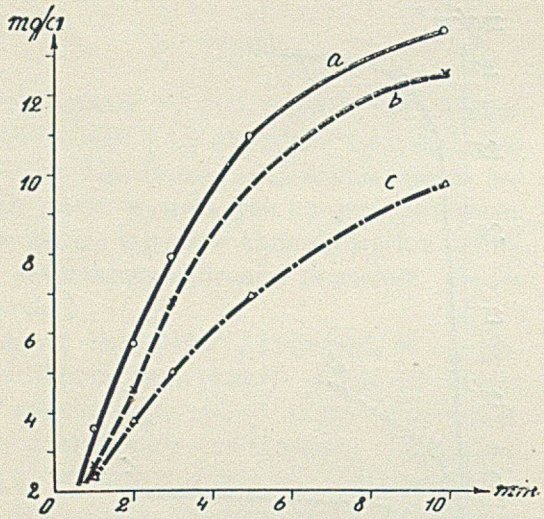
Rys. 2. Straty ciężaru próbek aluminjum rafinowanego w zależności od czasu zanurzenia w roztworze: a) 2% chlorku rtęciowego, b) 0,5% chlorku rtęciowego, c) nasyconym tlenku rtęciowego.

roztworem chlorku rtęciowego najsilniejszej korozji na krawędziach odcisku; włoski wyrastają stopniowo w coraz głębiej położonych miejscach odcisku, poczem dopiero zaczyna korodować nienaruszona powierzchnia próbki. Płytki zgięte w kształcie podkowy wykazują największą

korozję w miejscu zgięcia. Wyżarzanie próbek usuwa wpływ zgniotu w tem większem stopniu, im wyższa jest temperatura wyżarzania.



Rys. 3. Straty ciężaru próbek stopów aluminjum z miedzią w zależności od czasu zanurzenia: a) duralumin w 2% roztworze chlorku rtęciowego, b) duralumin w 0,5% roztworze chlorku rtęciowego, c) stop 12% miedzi i 88% *Al* w 2% roztworze chlorku rtęciowego.



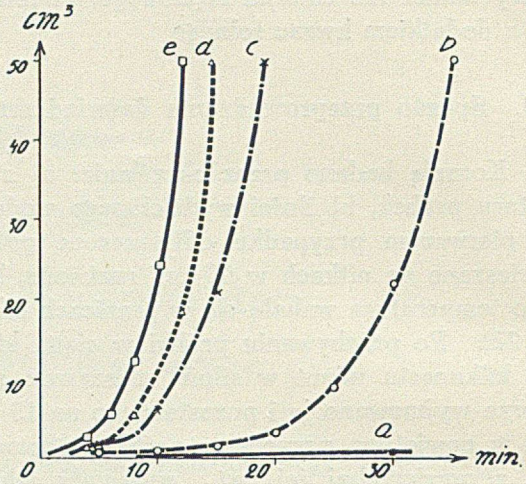
Rys. 4. Straty ciężaru próbek stopów aluminjum z cynkiem w zależności od czasu zanurzenia w 2% roztworze chlorku rtęciowego. a) Stop o zawartości 4,33% *Zn*, b) stop o zawart. 7,10% *Zn*, c) stop o zawart. 8.83% *Zn*

4. Wnioski.

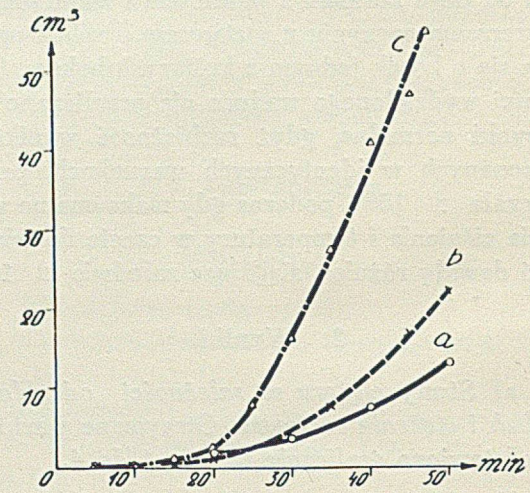
a) *Straty ciężaru próbek.*

1) Krzywe przebiegu korozji próbek w zależności od czasu zanurzenia ich w roztworach, zawierających jony rtęciowe, posiadają jednakowy przebieg w większości zbadanych przypadków (rys. 1 do 4): początkowo wzrost szybkości korozji, a następnie jej spadek.

2) Aluminjum rafinowane (99,992% *Al*)



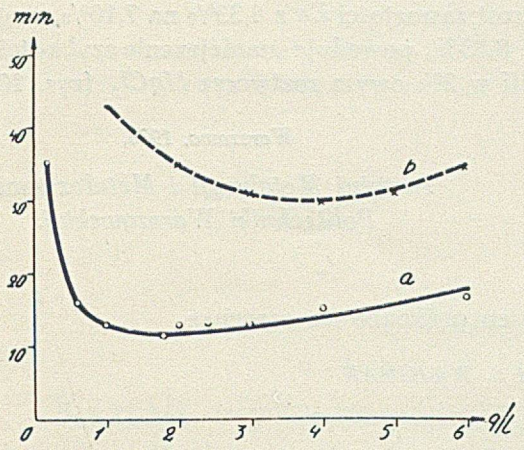
Rys. 5. Objętość wodoru (w cm³) wydzielonego z 10 cm² powierzchni próbek technicznego aluminjum w zależności od czasu zanurzenia (min.) i składu roztworu. a) 5% roztwór wodny kwasu solnego; b) 5% roztwór *HCl* z zawartością 0,2 g $HgCl_2$ w litrze; c) 5% roztwór *HCl* z zawart. 0.4 g $HgCl_2$ w litrze, d) 5% roztwór *HCl* z zawartością 0,6 g $HgCl_2$ w litrze; e) 5% roztwór *HCl* z zawartością 1,8 g $HgCl_2$ *w litrze.*



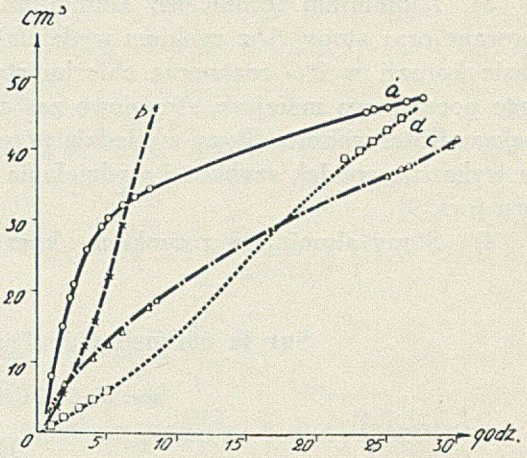
Rys. 6. Objętość wodoru wydzielonego z 10 cm² powierzchni próbek rafinowanego aluminjum w zależności od czasu zanurzenia i składu roztworu. a) 5% roztwór *HCl* z zawart. 0,2 g $HgCl_2$ w litrze; b) 5% roztwór *HCl* z zawart. 0,6 g $HgCl_2$ w litrze; c) 5% *HCl* z zawart. 1,0 g $HgCl_2$ w litrze.

koroduje nieco szybciej niż aluminjum techniczne (99,5% *Al*) (rys. 1 i 2).

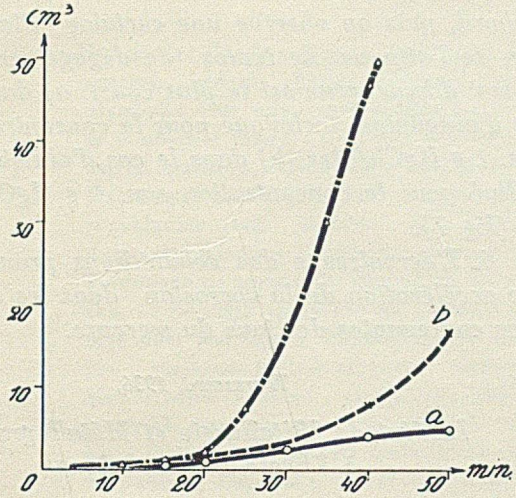
3) Stopy aluminjum z miedzią (rys. 3) korodują w mniejszym stopniu aniżeli alumin-



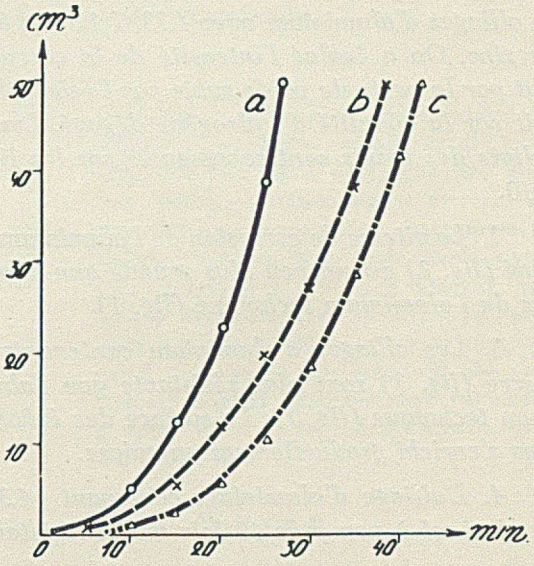
Rys. 7. Zależność między zawartością $HgCl_2$ (w gramach na litr) w 5%-owym roztworze HCl a czasem wydzielenia 50 cm³ wodoru (min., próbki o powierzchni 10 cm²). a) aluminjum techniczne, b) aluminjum rafinowane.



Rys. 9. Objętość wydzielonego wodoru w zależności od czasu zanurzenia (godz.) w roztworze 2% $HgCl_2$: a) stop 12% Cu i 88% Al; b) aluminjum techniczne; c) duralumin; d) aluminjum rafinowane.



Rys. 8. Objętość wydzielonego wodoru w zależności od czasu zanurzenia próbek duraluminu w roztworze: a) 5% HCl; b) 5% HCl z zawartością 0,4 g $HgCl_2$ w litrze; c) 5% HCl z zawart. 1 g $HgCl_2$ w litrze.



Rys. 10. Objętość wydzielonego wodoru w zależności od czasu zanurzenia próbek w roztworze 2% $HgCl_2$. a) stop Al z 4,33% Zn; b) stop Al z 7,1% Zn; c) stop Al z 8,83% Zn.

jum. Powierzchnia próbek stopniowo wzbogaca się w miedź.

4) Stopy aluminjum z cynkiem wykazują przy zawartości 4,33% Zn prawie 10-krotnie szybszą korozję aniżeli aluminjum. Stopy o zawartości 7,1 oraz 8,83% Zn korodują nieco wolniej niż stop, zawierający 4,33% Zn (rys. 4).

b) *Szybkość wydzielania wodoru.*

1) Wszystkie zbadane stopy wykazują w 5%-owych wodnych roztworach kwasu solnego z zawartością rozmaitych ilości chlorku rtęciowego podobny przebieg korozji: początkowo mniejszą szybkość wydzielania wodoru, następnie coraz większą (rys. 5, 6 i 8).

2) Przy zwiększaniu zawartości chlorku rtęciowego w 5%-owym HCl następuje początkowo wzrost, następnie lekki spadek szybkości korozji. Czas wydzielania 50 cm³ wodoru jest najkrótszy: a) w przypadku aluminjum technicznego przy stężeniu ok. 2g $HgCl_2$ na litr roztworu; b) w przypadku rafinowanego aluminjum przy stężeniu ok. 4g $HgCl_2$ na litr (rys. 7).

3) Aluminjum techniczne, aluminjum rafinowane oraz stopy *Al* z cynkiem wydzielają w czasie korozji w 2% roztworze chlorku rtęciowego początkowo mniejsze, stopniowo zaś coraz większe ilości wodoru. Stopy z miedzią przeciwnie wykazują spadek szybkości wydzielania wodoru (rys. 9).

4) Stopy aluminjum z cynkiem korodują szybciej aniżeli aluminjum, przyczem jednak wzrost zawartości *Zn* z 4,33% na 7,10%, względnie 8,83%, powoduje zmniejszenie szybkości korozji w 2%-owym roztworze $HgCl_2$ (rys. 10).

Warszawa, 1936,

Instytut Metalurgji i Metaloznawstwa Politechniki Warszawskiej.

Sur la corrosion de l'aluminium en présence du mercure

par. J. CZOCHRALSKI et S. WAJGMAN

Résumé

1. On a examiné l'influence des solutions qui contiennent des ions du mercure sur: a) aluminium technique, b) aluminium raffiné, c) duralumin, d) alliage d'aluminium avec 12% de cuivre, e) alliages d'aluminium avec 4,33, 7,10 et 8,83% de zinc. On a évalué l'intensité de la corrosion soit par la perte de poids subie par l'échantillon, soit par la quantité d'hydrogène dégagé. Les résultats des essais sont représentés sur les fig. 1 à 10.

2. La vitesse de corrosion de l'aluminium raffiné (fig. 2) est un peu plus grande que dans le cas de l'aluminium technique (fig. 1).

3. Les alliages d'aluminium contenants du cuivre (fig. 3) sont plus résistants que l'aluminium technique (fig. 1). La surface des échantillons s'enrichi graduellement en cuivre.

4. L'alliage d'aluminium contenant 4,33% de zinc est à peu près 10 fois moins résistant à la corrosion que l'aluminium. Les alliages contenants 7,10 et 8,33% de zinc sont plus résistant que l'alliage à 4,33% de zinc (fig. 4).

5. En augmentant la concentration du chlorure du mercure dans une solution à 5% d'acide chlorhydrique la vitesse de la corrosion croît d'abord, puis on observe une certaine diminution de l'attaque. Le temps de dégagement de 50 cm³ d'hydrogène est le plus court: a) dans le cas d'aluminium technique pour la concentration env. 2 g $HgCl_2$/litre; b) dans le cas d'aluminium raffiné pour la concentration env. 4 g $HgCl_2$/litre (fig. 7).

6. L'écrouissage des échantillons provoque une accélération de la corrosion dans les solutions contenantes des ions du mercure.

Warszawa, 1936,

Institut de Métallurgie et Métallographie à l'Ecole Polytechnique

G. WELTER i S. GOĆKOWSKI

Kształt wykresu maszyny na rozciąganie i szybkość wydłużania materjałów plastycznych w zależności od sposobu obciążenia

Sur les diagrammes charges-allongements ainsi que sur la vitesse de déformation de matériaux plastiques soumis à la traction, en fonction du chargement

TREŚĆ: Nawiązując do dwu poprzednich prac, dotyczących badania górnej i dolnej granicy płynności oraz siły rozrywającej [1]), chodziło w obecnej pracy o ilościowe zbadanie pewnych punktów, które były uprzednio potraktowane bardziej ogólnie. Sprawdzono na przykładzie stali miękkiej, oraz liczbowo wykazano dodatnie rezultaty zmiany układu sztywnego na sprężysty, dochodząc do wniosku, że im ciało sprężyste ma większy skok, tem efekt jest lepszy. Zapomocą 3-ch rodzajów obciążeń (układ sztywny, obciążenie bezpośrednie i układ elastyczny) zbadano materjały bardziej plastyczne niż stal miękka. Obliczono dla tych materjałów pracę zrywania z diagramów zwykłych i z wykresów sił rzeczywistych. W obu przypadkach dla układu sztywnego i obciążenia bezpośredniego znaleziono wielkości bardzo zbliżone. Badano następnie szybkość przyrostu długości próbki (w %/sek) po przekroczeniu granicy płynności. Dla układu sztywnego szybkość ta jest (w pierwszem przybliżeniu) równa średniej szybkości rozciągania maszyny dla wszystkich rodzajów materjałów. Przy obciążeniu bezpośredniem i układzie elastycznym zaobserwowano najpierw dość powolny, a blisko momentu zerwania wyraźny wzrost szybkości. Dodatkowo zbadano zjawiska, zachodzące po zahartowaniu duraluminu, dającego w przypadku układu sztywnego na diagramie załamania podobne do górnej i dolnej granicy płynności. Zastosowanie obciążenia bezpośredniego i układu elastycznego zmieniło spadki sił na siły stałe tak, jak w przypadku stali miękkiej. Badano pozatem wpływ dynamometru wahadłowego w układzie elastycznym na kształt diagramu przez porównanie wykresów, otrzymanych zapomocą maszyny Amsler'a o dynamometrze sprężynowym, przyczem maszyna ta miała również zmieniony układ sztywny na elastyczny. W obu przypadkach kształt diagramu był jednakowy, z czego wynika, że rodzaj dynamometru nie gra tu roli.

Wstęp.

Zagadnienie prawidłowości wykresu, otrzymywanego podczas prób na rozrywanie metali i związana z tem kwestja źródła błędu maszyny były tematem dwuch prac, opublikowanych poprzednio[1]). Praca niniejsza stanowi dalszy ciąg tej serji badań i ma na celu rozszerzenie zakresu badanych materjałów, jak również bardziej szczegółowe oświetlenie niektórych punktów, potraktowanych uprzednio w sposób ogólny. W wymienionych pracach chodziło przedewszystkiem o teoretyczne i praktyczne dowiedzenie niemożliwości spadku raz już nadanej siły, a więc niemożności istnienia górnej i dolnej granicy płynności oraz obserwowanego spadku siły w momencie zerwania próbki. Chodziło dalej o sposób konstrukcyjnego rozwiązania maszyny probierczej tak, aby dawała ona wykresy, zbli-

[1]) *G. Welter*, Wiad. Inst. Met., 2, 38 (1935); 3, 28 *(1936)*.

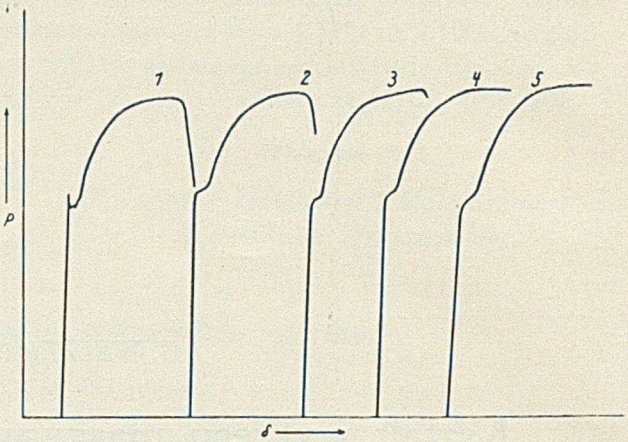
żone do przypadku idealnego: zrywania przez obciążenie bezpośrednie. W zupełnie ogólnych zarysach podano metodę zmiany konstrukcji *sztywnej*, o bardzo dużej przekładni, na konstrukcję *elastyczną* przez umieszczenie sprężyny między śrubą ciągnącą i dolną głowicą lub między górną głowicą i dźwignią siłomierza[2]).

W niniejszej pracy podane będą stosunki ilościowe, panujące w trzech zasadniczych metodach, a mianowicie: metodzie rozciągania zapomocą maszyny o układzie sztywnym, o obciążeniu bezpośredniem i o układzie elastycznym.

Ilościowe przedstawienie efektu wprowadzenia układu elastycznego.

Dla ujawnienia dodatniego efektu zastosowania układów elastycznych, uprzednio podanych tylko jako wynik rozważań teoretycznych, badano próbki z miękkiej stali węglowej (SW8, 0,15% C), tej samej, dla której podane były[3]) diagramy rozciągania maszyną o układzie sztywnym i zapomocą obciążenia bezpośredniego[4]). Należy tu zwrócić uwagę na fakt, że działanie sprężyny jest wówczas skuteczne, o ile istnieje możność wyzyskania całkowitego jej skoku przed zerwaniem próbki. Ponieważ sprężyna jest już zgóry obliczona na pewną siłę, przeto do raz wybranej sprężyny trzeba dobrać odpowiedni przekrój próbki. Wybrana sprężyna osiągała maksymalny skok przy obciążeniu około 500 kg., więc uprzednio stosowany przekrój próbki, t. j. 3.5 mm, mógł być zachowany.

Wykres 2 (rys. 1) przedstawia wynik rozciągania próbki przy użyciu jednej sprężyny jako łącznika między śrubą ciągnącą i głowicą dolną. Jak widać w porównaniu z wykresem 1 dla normalnego, sztywnego układu, efekt działania sprężyny jest duży: przedewszystkiem znika górna i dolna granica płynności, a spadek obciążenia w momencie zrywania próbki staje się mniejszym o około 50%. Niezupełnie prawidłowe zakończenie wykresu tłumaczyć można tem, że skok jednej sprężyny jest zbyt mały i przekładnia maszyny jest jeszcze w stosunku do szybkości wydłużania zbyt duża. Aby temu zapobiec, zostały szeregowo włączone 2 jednakowe sprężyny (też do układu dolnej głowicy). Otrzymano w tym przypadku korzystniejszy wynik, jak to widać na wykresie 3; spowodu znacznego zmniejszenia przekładni maszyny[5]) spadek sił w momencie zerwania próbki wynosił zaledwie kilka kg. Jeszcze lepszy wynik osiągnięto przez umieszczenie 2 sprężyn szeregowo między górną głowicą i dźwignią, jak to wskazuje wykres 4 na rys. 1; kształt tego diagramu zbliża się prawie w zupełności do wykresu, otrzymanego przez obciążenie bezpośrednie (wykres 5, rys. 1). Świadczy to o bardzo daleko idącem zredukowaniu szkodliwego wpływu przekładni maszyny o układzie sztywnym.



Rys. 1. Wykresy obciążenia — wydłużenia próbek stali SW8. *1*, maszyna o układzie sztywnym; *2* do *4*, maszyna o układzie sprężystym (*2*, sprężyna przy głowicy dolnej; *3*, dwie sprężyny przy głowicy dolnej; *4*, dwie sprężyny przy głowicy górnej); *5*, maszyna o bezpośredniem obciążeniu.

W ten sposób, zapomocą materjału uprzednio badanego przy obciążeniu bezpośredniem, a mianowicie przez porównanie rezultatów zrywania, została sprawdzona celowość stosowania układu elastycznego. Z badań tych wynika również, że ilościowo wynik przedstawia się tem lepiej, im większy skok dla danej siły posiada ciało sprężyste, użyte jako wiązadło części ciągnących.

Badanie materjałów plastycznych.

Dotychczas badany był tylko jeden materjał, a mianowicie stal SW8, która służyła z jednej strony jako ogólny dowód braku spadku siły dla górnej i dolnej granicy płynności, a z dru-

[2]) Wiad. Inst. Met., *3*, 33 (1936), rys. 5 i 6.

[3]) Wiad. Inst. Met., *3*, 43 (1936), rys. 8.

[4]) W pracy niniejszej jako obciążenie bezpośrednie stosowane było zawsze obciążenie zapomocą balastu wody.

[5]) *G. Welter*, Wiad. Inst. Met., *3*, 32 (1936), rys. 4.

giej strony jako sprawdzian przerobionej maszyny.

W niniejszej pracy przystąpiono do badania innych metali, przyczem w przeciwieństwie do sprężystej stali wybrano materjały bardziej miękkie, plastyczne, wyżarzone, jako wykazujące najbardziej zniekształcone wykresy w momencie zrywania. Wybrano do badania: *żelazo armco* (o zawartości około 0,05% C), *miedź techniczną, aluminjum techniczne i ołów techniczny.* Wszystkie próbki (oprócz ołowiu) wykonano z prętów przeciąganych; próbki ołowiane wytoczono z wlewka po obróbce plastycznej, polegającej na ściśnięciu o około 50%.

Dla porównania materjały zrywano trzema sposobami, a mianowicie: na normalnej maszynie Amsler'a (5 tonn, z siłomierzem 500 kg.), na przerobionej maszynie o tym samym siłomierzu (2 sprężyny między górną głowicą i dzwignią) i zapomocą obciążenia bezpośredniego balastem wody.

Ponieważ chodziło o jaknajlepsze wyzyskanie sprężyn, o czem już była mowa, dobrano odpowiednie przekroje próbek dla każdego materjału. (Tabl. I).

TABLICA I.

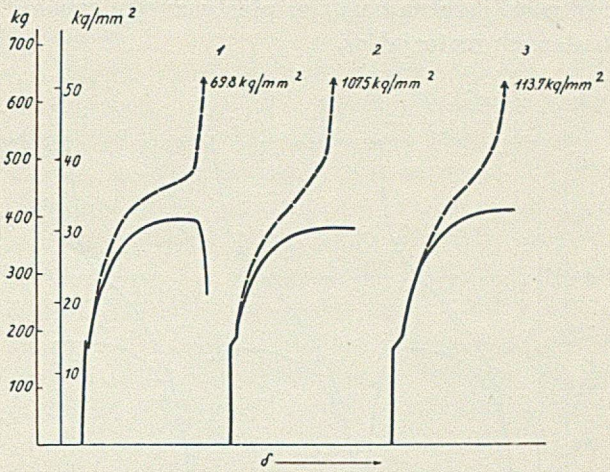
Obróbka termiczna i wymiary badanych próbek

Materjał	temp. żarzenia	czas żarzenia	średnica próbki w mm
Żelazo armco	870°	1 godz.	4
Miedź	500°	„	4,7
Aluminjum	450—500°	„	8,7
Ołów	—	—	17,0

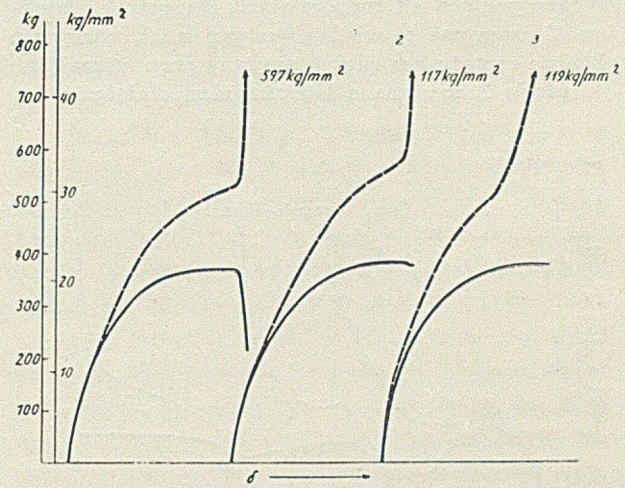
Obliczenie pracy rozrywania.

Jednem z zagadnień niniejszych badań było ilościowe przedstawienie pracy rozrywania w odniesieniu do przekroju początkowego oraz przekroju, każdorazowo odpowiadającego danemu obciążeniu (t. zw. rzeczywisty wykres sił zrywających).

Następujące wykresy przedstawiają wyniki rozciągania poszczególnych materjałów, przyczem jednocześnie wykreślony jest obraz krzywej rzeczywistej (rys. 2 do 5).



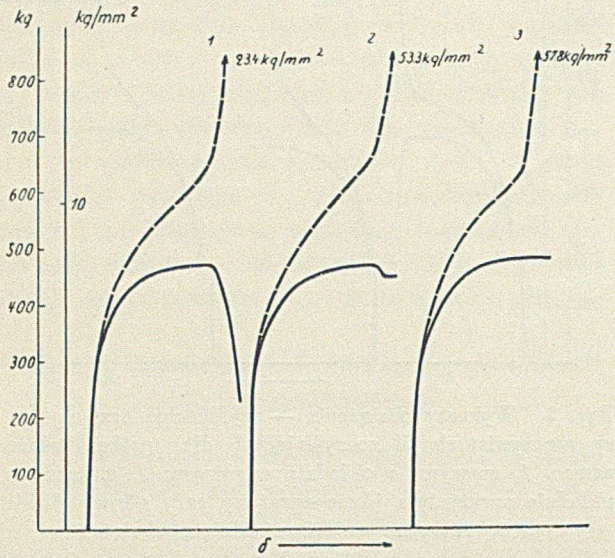
Rys. 2. Wykresy obciążenia — wydłużenia oraz wykresy rzeczywistych sił rozrywających dla próbek żelaza armco. *1*, maszyna o układzie sztywnym; *2*, maszyna o układzie sprężystym (dwie sprężyny przy górnej głowicy); *3*, maszyna o bezpośredniem obciążeniu.



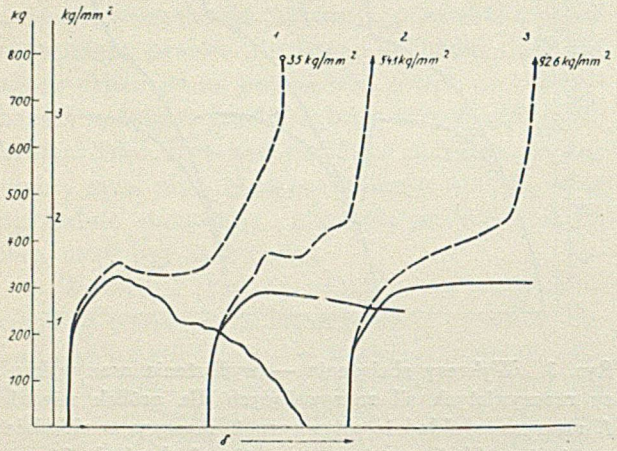
Rys. 3. Wykresy obciążenia — wydłużenia oraz wykresy rzeczywistych sił rozrywających dla próbek miedzi. *1*, maszyna o układzie sztywnym; *2*, maszyna o układzie sprężystym (dwie sprężyny przy górnej głowicy); *3*, maszyna o bezpośredniem obciążeniu.

Obserwując poszczególne wykresy daje się przedewszystkiem zauważyć dla diagramów maszyny o układzie sztywnym (wykresy oznaczone liczbą 1) wielki spadek siły w momencie zerwania, przyczem im materjał więcej odkształca się plastycznie (brane jest tu pod uwagę *przewężenie)*, tem większy następuje spadek sił (obraz przewężeń próbek poszczególnych materjałów przedstawia fot. 2 do 6, Pl. XIV). Najjaskrawszy tego przykład zauważyć można, porównywując diagramy żelaza, jako najbardziej sprężystego

i ołowiu, jako najbardziej plastycznego, spośród badanych materjałów.



Rys. 4. Wykresy obciążenia — wydłużenia oraz wykresy rzeczywistych sił rozrywających dla próbek aluminjum. *1*, maszyna o układzie sztywnym; *2*, maszyna o układzie sprężystym (dwie sprężyny przy górnej głowicy); *3*, maszyna o bezpośredniem obciążeniu.



Rys. 5. Wykresy obciążenia — wydłużenia oraz wykresy rzeczywistych sił rozrywających dla próbek ołowiu. *1*, maszyna o układzie sztywnym; *2*, maszyna o układzie sprężystym (dwie sprężyny przy górnej głowicy); *3*, maszyna o bezpośredniem obciążeniu.

Żelazo daje przy układzie sztywnym i przy przewężeniu C=45% spadek, wynoszący w stosunku do siły maksymalnej 35%, a ołów przy przewężeniu 88% daje spadek sił, wynoszący 98%. Materjały o własnościach plastycznych pośrednich dają, jak to wynika z zestawienia w tablicy II (kolumna I i II) i diagramów Nr. 1 na rys. 2—5, wyniki pośrednie.

Jeżeli skolei rozpatrzeć diagramy, zaopatrzone numerami 2 (rys. 2—5), otrzymane zapomocą agregatów elastycznych, wówczas daje się zauważyć zjawisko analogiczne. Mianowicie wszystkie wykresy wykazują tendencję do upodabniania się do wykresów, otrzymanych zapomocą obciążenia bezpośredniego przez zmniejszenie spadku sił w momencie zerwania. I tu jednak zmniejszenie różnicy układa się w tym samym porządku, według plastyczności materjałów. Najbardziej elastyczne żelazo upodobniło się prawie zupełnie, osiągając różnicę praktycznie = O, ołów zaś wykazał jeszcze różnicę 13,5%, która jednak w stosunku do zrywania agregatem sztywnym jest już znikomo mała.

Stosunki te wskazuje tablica II (kol. I i III) oraz diagramy 2 na rys. 2—5.

Przy zrywaniu zapomocą obciążenia bezpośredniego, jak już wspomniano, żaden z materjałów nie wykazał spadku sił.

TABLICA II.

Spadek obciążenia w chwili zerwania próbki dla różnych materjałów.

Materjał	I	II	III
	C% przewężenie	Spadek obc. w % w stosunku do sił max. przy układzie sztywnym	przy układzie elastycznym
Żelazo armco	45	35	0
Miedź	54	43	1,8
Aluminjum	58,5	52	3,5
Ołów	88	98	13,5

Z zestawienia tych liczb wynika, jak korzystny wpływ na kształt wykresu wywiera zastosowanie odpowiedniego układu sprężystego.

W tablicy III (kol. I i II) zestawione są wyniki obliczenia pracy zrywania (w kgcm) w przypadku układu sztywnego maszyny i zrywania zapomocą obciążenia bezpośredniego, przyczem za punkt wyjścia użyte były diagramy aparatu rejestrującego. Jak z zestawionych liczb wynika, wartość pracy w obu przypadkach jest bardzo zbliżona, tak, że w przybliżeniu można przyjąć je za równe. Nieznaczna przewaga na stronę układu sztywnego da się wytłumaczyć nachyleniem krzywej, ilustrującej spadek siły w momencie zerwania.

Mniejwięcej to samo da się stwierdzić przy obliczaniu pola pracy wykresów sił rzeczywistych (tablica III, kol. III i IV). Należy jednak zauważyć, że nie były tu brane wyniki w momencie zerwania, gdyż wówczas wartość pracy w przypadku obciążenia bezpośredniego byłaby znacznie większa od analogicznej wartości w przypadku układu sztywnego. Najlepiej zilustrują to dane na wykresach. Tak np. dla żelaza (rys. 2, diagr. 1) przy stosowaniu układu sztywnego wartość siły rozrywającej w momencie zerwania wynosi 69,8 kg/mm², przy obciążeniu zaś bezpośredniem (rys. 2, diagr. 3) 113,7 km/mm²; dla miedzi (rys. 3, diagr. 1) w pierwszym przypadku 62,2 kg/mm², a w drugim (rys. 3, diagr. 3) 109 kg/mm².

Ostatni ten punkt został jednak rozmyślnie pominięty, a to z tego względu, że nie można dokładnie zmierzyć średnicy próbki w momencie zrywania. Niewiadomo również, czy średnica po zerwaniu nie jest nieco większa niż w momencie zrywania dlatego, że materjał może w ostatniej chwili zużyć resztę własności sprężystych, przeciwstawiających się deformacji; proces ten jednak zachodzi stosunkowo szybko i dokładny pomiar jest trudny. Z tego względu pomiar pracy wykonany był na diagramie dla wydłużenia, odpowiadającego punktowi blisko momentu zerwania.

TABLICA III.

Materjał	Praca w kg.cm przy zrywaniu			
	I	II	III	IV
	zwykłem, wykres normalny	zapomocą obc. bezpośr., wykres norm.	zwykłem, wykres sił rzeczywist.	zapomocą obc. bezpośr. wykres sił rzeczywist.
Żelazo	77,3	76,2	85,3	88,7
Miedź	105,4	99,3	115,6	140,0
Aluminjum	111,6	99,3	118,4	124,4
Ołów	107,6	107,5	141,7	132,0

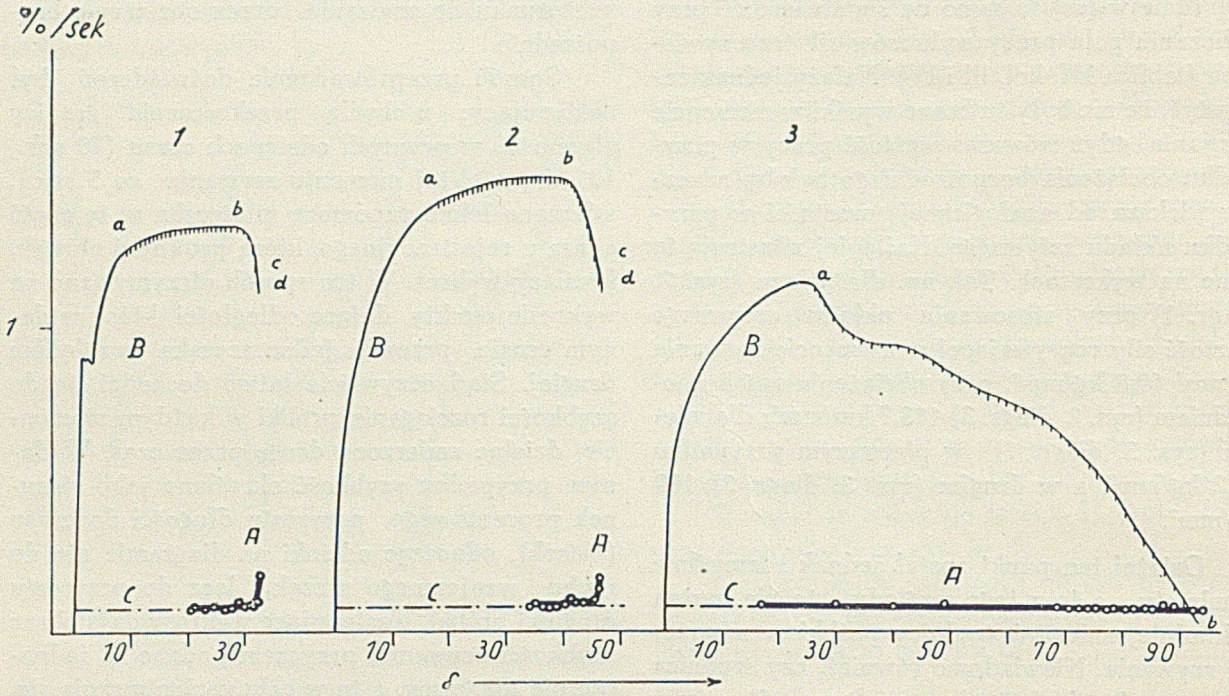
Badanie szybkości zrywania.

Ważnem zagadnieniem jest badanie szybkości rozrywania, gdyż wyniki tych badań z innej jeszcze strony oświetlają rolę układu sztywnego w stosunku do zrywania przez obciążenie bezpośrednie.

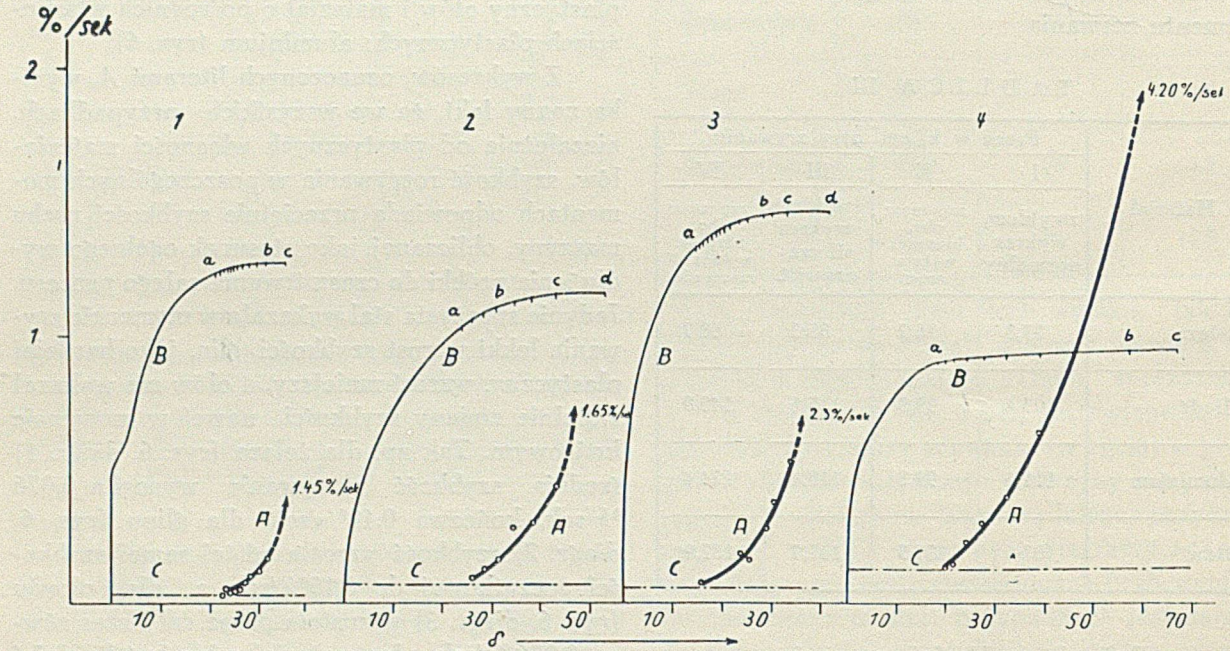
Sposób przeprowadzenia doświadczeń był następujący: z chwilą przekroczenia granicy płynności, w pewnych odstępach czasu (20 sek., 10 sek., a bliżej momentu zerwania co 5 sek.), uderzano lekko zapomocą młoteczka w tę część aparatu rejestracyjnego, która prowadzi ołówek, kreślący wykres. W ten sposób otrzymywano na wykresie punkty, dające odległości, które w danym czasie przeszła jedna szczęka względem drugiej. Stąd oczywiście łatwo dochodzi się do szybkości rozciągania próbki w każdym momencie, dzieląc zmierzoną drogę przez czas. W danym przypadku szybkość określano jako stosunek procentowego przyrostu długości do czasu (%/sek), odnosząc odcinki na diagramie nie do ruchu wzajemnego szczęk, lecz do przyrostu długości próbki. Następujące wykresy dają obraz szybkości zrywania, przyczem podane są jednocześnie diagramy, a to w celu zorjentowania się, do jakiego momentu zrywania odnosi się wykres szybkości; podano również wykres średniej szybkości zrywania maszyny.

Najpierw zbadano warunki zrywania w układzie sztywnym. Wybrane zostały 3 materjały: stosunkowo mało plastyczny: stal SW8, znana z początkowych doświadczeń, najbardziej plastyczny ołów i materjał o pośrednich własnościach plastycznych: aluminjum (rys. 6).

Z wykresów, oznaczonych literami *A*, wynika znany fakt, że we wszystkich przypadkach, niezależnie od plastycznych własności materjałów, szybkość rozrywania w poszczególnych momentach odpowiada przeciętnie szybkości ruchu maszyny, obliczanej jako stosunek ogólnego wydłużenia próbki do czasu trwania całego procesu. Jedynie sprężysta stal wykazała w momencie zrywania lekki wzrost szybkości, glin, jako bardziej plastyczny, wzrost mniejszy, a ołów nie wykazał zupełnie zmiany szybkości nawet w momencie końcowym. Tak np. dla żelaza (rys. 6, diagr. 1) średnia szybkość rozrywania wynosiła 0,076 %/sek, końcowa 0,18%/sek, dla glinu (rys. 6, diagr. 2) szybkość wzrosła od tej samej szybkości początkowej do 0,15%/sek, a dla ołowiu (rys. 6, diagr. 3) pozostała przez cały czas równa 0,076%/sek. Im materjał więc jest bardziej plastyczny, tem jego przyrost długości bardziej upodabnia się do szybkości maszyny. Można więc w pierwszem przybliżeniu stwierdzić, że dla układu sztywnego szybkość przyrostu długości



Rys. 6. Wykresy szybkości zrywania dla maszyny o układzie sztywnym. *1*, stal SW8; *2*, aluminjum; *3*, ołów; krzywe *A:* szybkości przyrostu długości próbek w%/sek; krzywe *B:* wykresy maszyny z oznaczeniem przyrostów długości próbek; krzywe *C:* średnie szybkości rozrywania maszyny. Przyrosty długości mierzone: dla krzywej *1B* co 10 sek. (a-b), względnie 2,5 sek (b-c); *2B,(c-d);* dla krzywej *2B* co 10 sek *(a-b)*, 5 sek *(b-c)* i 1,3 sek *(c-d);* dla krzywej *3B* co 10 sek (a-b).



Rys. 7. Wykresy szybkości zrywania dla maszyny o bezpośredniem obciążeniu. *1*, żelazo armco; *2*, miedź; *3*, aluminjum; *4*, ołów; *A*, szybkości przyrostu długości próbek w %/sek; *B*, wykresy maszyny z oznaczeniem przyrostów długości próbek; *C*, średnie szybkości zrywania maszyny. Przyrosty długości mierzone: w przypadku krzywej *1B* co 10 sek (a-b), względnie 2.5 sek (b-c); *2B*,co 15 sek (a-b), 10 sek (b-c) i 5,8 sek (c-d); *3B*, co 10 sek (a-b), 5 sek (b-c) i 4 sek (c-d); *4B*, co 10 sek (a-b) i 2 sek (b-c).

próbki prawie aż do końca diagramu (z wyjątkiem materjałów bardzo elastycznych) nie różni się od przeciętnej szybkości, z jaką próbka jest rozrywana.

Inaczej przedstawia się ta sprawa w przypadku zrywania próbek zapomocą obciążenia bezpośredniego, co ilustrują następujące wykresy (rys. 7).

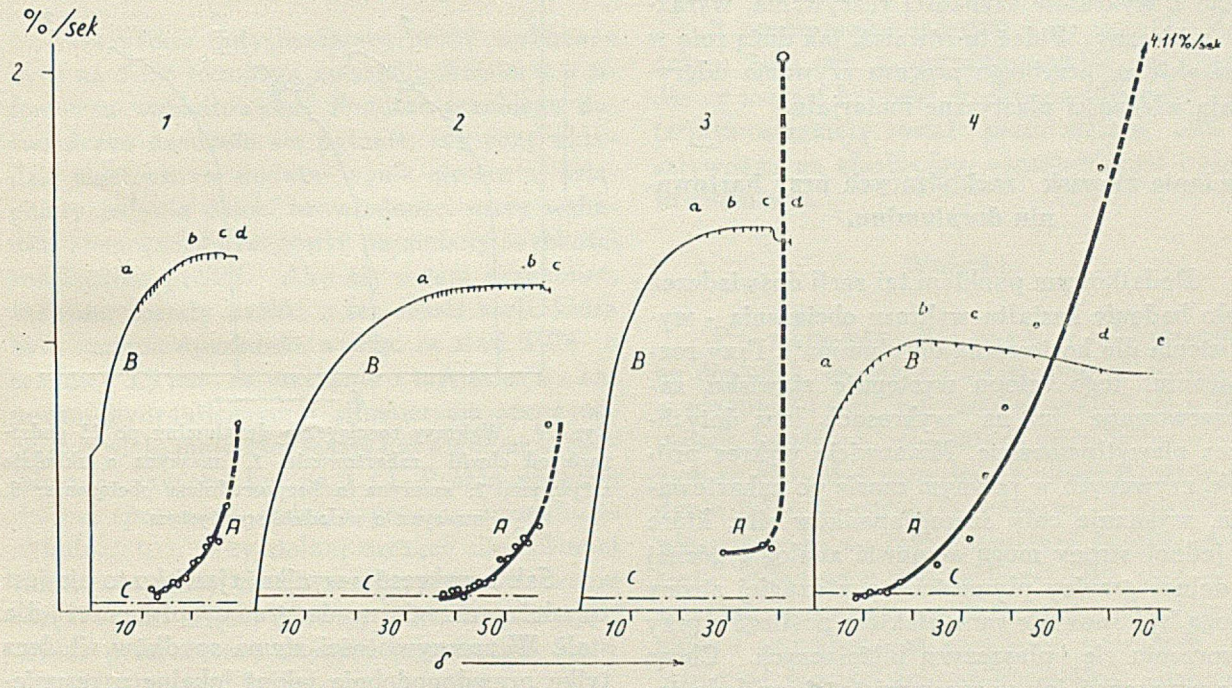
Zauważyć tu można przedewszystkiem wzrost szybkości rozciągania próbki w ostatniej chwili zerwania, który jest tem większy i zaczyna się tem wcześniej, im bardziej plastyczny jest metal, to znaczy im większe jest jego przewężenie. Dla metali plastycznych, jak żelazo miękkie i miedź, wyraźny wzrost szybkości zaczyna się prawie w ostatnim momencie przed zerwaniem; przedtem szybkość mało się różni od średniej szybkości, z jaką cały proces przebiega. Natomiast metale jeszcze bardziej plastyczne wykazują większą tendencję do wzrostu szybkości, jak to widać na krzywej dla aluminjum (rys. 7), a jeszcze wyraźniej dla ołowiu, gdzie krzywa zaczyna się szybko przeginać do góry nieomal od samej granicy płynności.

Tak np. dla żelaza (rys. 7, diagr. 1) wzrost szybkości zaczyna się nie ściśle w ostatnim momencie, czem się różni od układu sztywnego; wzrost ten odbywa się powoli i dla wydłużenia ok. 24% wynosi 0,056%/sek w stosunku do przeciętnej szybkości 0,034%/sek; dla 30% szybkość wynosi 0,12, a dla końcowego momentu, odpowiadającemu ok. 35%/sek, szybkość wynosi ok. 0,5%/sek. (Ostatni punkt spowodu trudnej obserwacji był pominięty).

Jeżeli wziąć pod uwagę wykres dla ołowiu (rys. 7, diagr. 4), to okaże się, że w stosunku do średniej szybkości zrywania 0,13%/sek dla wydłużenia 30% szybkość wynosiła 0,32%/sek, dla 40% wydłużenia szybkość wynosiła 0,65%/sek, a dla momentu blisko zerwania, odpowiadającego ok. 65% wydł., około 2%/sek.

Jaki wpływ wywiera podwyższona wytrzymałość ołowiu przy tej stosunkowo dużej szybkości i jaki wpływ ma na przebieg diagramu (przedewszystkiem na ostatni punkt przy dużej lokalnej deformacji) nie jest wiadome. Nie jest również zbadany wpływ szybkości rozrywania na własności wytrzymałościowe ołowiu.

Z zestawienia obu przypadków wynika, że układ sztywny maszyny probierczej hamuje naturalny przebieg zrywania, niejako kierując całym procesem, który jednak w warunkach naturalnych, t. j. przy obciążeniu bezpośredniem, ma zupełnie odmienny charakter; tem również moż-



Rys. 8. Wykresy szybkości zrywania dla maszyny o układzie sprężystym. *1*, żelazo armco; *2*, miedź; *3*, aluminjum; *4*, ołów; *A*, szybkość przyrostu długości próbki w %/sek; *B*, wykresy maszyny z oznaczeniem przyrostów długości próbek; *C*, średnie szybkości zrywania maszyny. Przyrosty długości mierzone: w przypadku krzywej *1B*, co 10 sek (a-b), 5 sek (b-c) i 3,5 sek (c-d); *2B*, co 5 sek (a-b) i 2 sek (b-c); *3B*, co 10 sek (a-b), 5 sek (b-c) i 2,3 sek (c-d); *4B*, co 20 sek (a-b), 10 sek (b-c), 5 sek (c-d) i 2,56 sek (d-e).

na wytłumaczyć anormalny kształt diagramu zwykłej maszyny.

W przypadku zastosowania układu elastycznego (rys. 8) zaobserwować można zjawisko podobne, jak przy obciążeniu bezpośredniem.

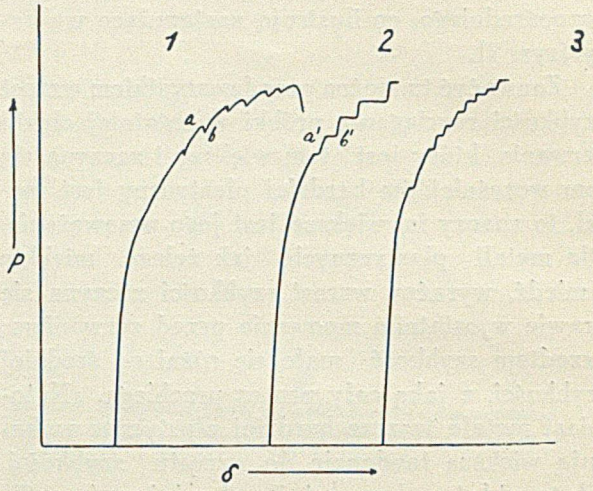
W porównaniu z układem sztywnym jest tu pewna poprawa w tym sensie, że krzywe zbliżają się do krzywych przy próbach bezpośredniego obciążenia, ale i tu widać pewien wpływ maszyny na proces zrywania. Widać to przedewszystkiem w zmniejszeniu szybkości w momencie zrywania, przyczem zmniejszenie to jest znaczniejsze dla materjałów sprężystych, a mniej widoczne dla plastycznych (dla Pb jest bardzo małe, rys. 7 i 8). Oprócz tego zmienia się nieco charakter przebiegu krzywych, zwłaszcza dla materjałów bardziej sprężystych, gdzie początek wzrostu szybkości jest widoczny dość daleko od końca wykresu. Wzrost szybkości dla żelaza (rys. 8, diagr. 1), w stosunku do średniej szybkości 0,032%/sek, jest widoczny już dla wydłużenia około 10%, a w końcowym momencie wynosi ok. 0,66%/sek.

Dla ołowiu (rys. 8, diagr. 4) zmiana jest najmniejsza, a szybkość w momencie końcowym wynosi ok. 0,66%/sek.

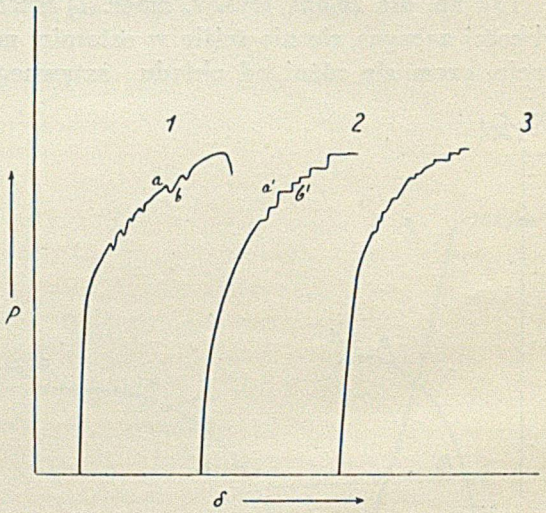
Niemniej wpływ dodatni sprężyn jest, sądząc z wykresów szybkości rozrywania, wyraźnie widoczny. Widać tu również, jak dużą rolę w charakterze przebiegu procesu zrywania odgrywają własności plastyczne materjału.

Badanie zjawisk zachodzących przy hartowaniu duraluminu.

Dodatkowym punktem tej serji doświadczeń było badanie kształtu wykresu obciążenia - wydłużenia dla hartowania duraluminu[1]). Przy rozciąganiu tego stopu występuje zjawisko, zaobserwowane już na wykresach, lecz dotychczas niewytłumaczone. Mianowicie wykres próbek, zrywanych w pewnym czasie po zahartowaniu, wykazuje cały szereg spadków siły, które z jednej strony mogą stanowić analogję górnej i dolnej granicy płynności, a z drugiej strony mogą być spowodowane efektem poślizgów przy tworzeniu się płaszczyzn bliźniaczych. Chcąc się przekonać jak w rzeczywistości wygląda taki wykres, zostały zerwane zapomocą obciążenia bezpośredniego próbki w 2, 4, 6 i 15 godzin po hartowaniu. Oprócz tego zostały w tych samych warunkach zerwane próbki na maszynie o sztywnym i elastycznym układzie. Ilustrują to rys. 9 i 10.



Rys. 9. Wykresy rozciągania duraluminu po 6 godzinach od chwili zahartowania. *1*, maszyna o układzie sztywnym; *2*, maszyna o bezpośredniem obciążeniu; *3*, maszyna o układzie sprężystym.



Rys. 10. Wykresy rozciągania duraluminu po 15 godzinach od chwili zahartowania. *1*, maszyna o układzie sztywnym; *2*, maszyna o bezpośredniem obciążeniu; *3*, maszyna o układzie sprężystym.

Jak z wykresów wynika, zjawisko to nie jest zupełnie analogiczne do granicy płynności dla stali. W rzeczywistości niema spadków sił, lecz tylko prawdopodobnie jakieś lokalne przesunięcia płaszczyzn, powodujące lokalne zwiększenie szybkości płynięcia materjału, stąd powstanie charakterystycznych schodków dla obciążenia bezpośredniego (diagr. 2, rys. 9 i 10), przyczem

[1]) Temat wskazany przez p. inż. *Wolskiego* z I. B. T. L.

linje *a'-b'* odpowiadają spadkowi sił (a-b, na diagr. 1, rys. 9 i 10), gdzie przy układzie sztywnym zbyt duże przekładnie w ten sposób reagowały na zmiany szybkości. W diagramach Nr. 2, przy obciążeniu bezpośredniem, schodki a'-b' są dłuższe, niż na wykresach Nr. 3. Jest to skutek bezwładności masy, która w pierwszym przypadku powoduje większe płynięcie lokalne materjału, niż przy układzie elastycznym.

Z drugiej strony, ponieważ wykresy 2 i 3 wykazują linje ściśle równoległe do osi odciętych, w przeciwieństwie do stali, gdzie obciążenie stale i regularnie rośnie, przeto możliwem jest, że poślizgi płaszczyzn bliźniaczych mogą powstać przy obciążeniach nawet niższych niż pierwotnie nadane, co przypomina zjawiska przy przezwyciężaniu tarcia.

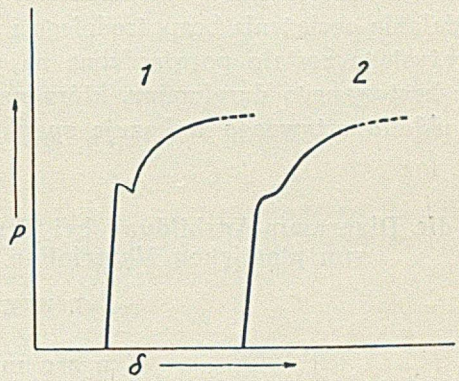
Wykres 3 dla układu elastycznego daje wynik podobny do diagr. 2 na rys. 9 i 10 z tą różnicą, że schodki są nieco drobniejsze.

Diagramów dla 2 i 4 godz. po hartowaniu nie podano, gdyż kształt ich jest analogiczny do opisanych; różnią się tylko wielkością i ilością zębów na wykresie.

Badania wpływu siłomierza na wyniki przy układzie elastycznym.

Wszystkie dotychczasowe próby wykonane były na 5-cio tonnowej maszynie Amsler'a o siłomierzu wahadłowym. Podczas przebiegu doświadczeń nasunęło się pytanie, czy przy układzie elastycznym dodatni wynik nie został osiągnięty jedynie dzięki bezwładności masy wahadła, niemogącego reagować na zmiany szybkości rozciągania próbki. Aby się o tem przekonać, zerwane zostały próbki z tej samej serji, która była badana uprzednio, a więc ze stali SW8 o średnicy 3,5 mm, na maszynie 3 t. Amsler'a z napędem hydraulicznym i siłomierzem sprężynowym o wiele mniejszej masie bezwładności (siłomierz nastawiony był na 1 t.). Próbki zrywano dwoma sposobami, jedną zapomocą normalnego układu, t. j. przy dolnej szczęce nieruchomej (układ sztywny), drugą zaś przy wprowadzeniu sprężyny do dolnej głowicy (układ sprężysty). Widok przerobionej maszyny przedstawia fot. 1 (Pl. XIV.).

Na rys. 11 widoczne są wyniki zrywania temi dwiema metodami. Diagram 1 na rys. 11 odnosi się do układu sztywnego. Podobnie jak w przypadku maszyny o dynamometrze wahadłowym (rys. 1, diagr. 1) widoczny jest spadek sił w momencie płynności, a więc górna i dolna granica płynności. Ze względu na inny układ maszyny spadek ten jest mniejszy, niż przy maszynie uprzedniej. Diagram 2 jest wykresem dla układu sprężystego. Nie wykazuje on spadku sił w momencie płynności, ale regularny i stały wzrost siły, zupełnie analogicznie do wykresów w przypadku obciążenia bezpośredniego (rys. 1, diagr. 5), jak również do układu sprężystego przy dynamometrze wahadłowym (rys. 1, diagr. 2).



Rys. 11. Wykresy rozciągania próbek stali SW8 na 3-tonnowej maszynie Amslera. *1*, układ sztywny; *2*; układ sprężysty.

Z porównania diagramu 2 na rys. 11 i diagramu 2 na rys. 1 wyraźnie wynika, że prawidłowy kształt krzywej w okresie płynności materjału osiągnięty został przez zmianę układu sztywnego na elastyczny, niezależnie od rodzaju siłomierza.

Wnioski.

Powyższe badania i wyniki z nich otrzymane dowodzą, że górna i dolna granica płynności w przypadku stali, jak również spadek sił w momencie lokalnych odkształceń materjałów o różnym stopniu plastyczności, są uwarunkowane jedynie tylko konstrukcją maszyny, a nie stanowią własności charakterystycznej danego materjału. Świadczy o tem najlepiej fakt, że zmiana własności maszyny, w tym przypadku zmiana układu sztywnego na sprężysty, powoduje, zależnie od sposobu zmiany obciążenia, częściowy lub zupełny zanik własności, przypisywanych materjałowi. Gdyby górna i dolna granica płynności istotnie stanowiły własności charakterystyczne materjału, musiałyby występować nieza-

leżnie od sposobów zrywania i od rodzaju maszyny.

Anomalje wykresów, otrzymywanych zapomocą zwykłych maszyn na rozrywanie, można jeszcze tłumaczyć tem, że maszyna o układzie sztywnym odtwarza proces zrywania w warunkach sztucznych, co widoczne jest wyraźnie w przypadku badania szybkości zrywania próbki. Szybkość ta jest w stosunku do naturalnego biegu procesu przy obciążeniu bezpośredniem, przedewszystkiem w końcowych momentach, wyraźnie hamowana, przez co zmieniać się może charakter krzywej: obciążenie — wydłużenie.

Działanie obciążenia bezpośredniego i układu sprężystego zostało potwierdzone na przykładzie hartowanego duraluminu, który na maszynie układu sztywnego wykazuje spadki sił; spadki te zostały zmienione w linje równoległe do osi odciętych.

Zostało wreszcie dowiedzione, że w przypadku układu elastycznego dodatnie rezultaty nie zostały osiągnięte dzięki bezwładności masy dynamometru, który nie zdążył reagować na zmiany szybkości rozciągania. Te same dodatnie rezultaty osiągnięto bowiem w przypadku układu elastycznego dla maszyny, posiadającej dynamometr sprężynowy, gdzie wpływ bezwładności masy był wyeliminowany.

Warszawa, 1936,

Zakład Metalurgji i Metaloznawstwa
Politechniki Warszawskiej.

Ueber die Diagramm-Ausbildung bei Zerreiss-Maschinen und die Dehnungs-Geschwindigkeit von plastichen Materialien in Abhängigkeit von der Belastungsart

von G. WELTER und S. GOĆKOWSKI

Zusammenfassung

Auf Grund der Ergebnisse, die in den beiden vorhergehenden Arbeiten über das Problem der Oberen- und Unteren-Streckgrenze sowie der Höchstlastgrenze im Zusammenhang mit der Kraft-Uebertragung der Zerreiss-Maschinen niedergelegt wurden, ist die nachstehende Arbeit zur weiteren Klärung einiger Punkte durchgeführt worden; auch wurde der Einfluss der Belastungsvorrichtung auf die Diagrammausbildung von Metallen, die plastischer sind als Stahl, untersucht.

So wurde der Einfluss der Maschinen mit zwangsschlüssiger steifer Belastungsvorrichtung gegenüber zwangsschlüssig-elastischer Belastung auf das Belastungs-Dehnungs-Diagramm von weichem Stahl SW8 (0,15% C) ermittelt. Durch Einschaltung eines elastischen Zwischengliedes, z. B. Feder zwischen Zugspindel und unterem Spannkopf der Maschine wurde ein völliges Verschwinden der Oberen- und Unteren-Streckgrenze festgestellt; bei der Höchstlastgrenze war nur noch ein Lastabfall vorhanden, der um die Hälfte niedriger war, als bei der Maschine mit steifer Belastung. Bei Verwendung von zwei hintereinander geschalteten Federn können diese Verhältnisse so verbessert werden, dass dieser Lastabfall nur noch wenige Kg. beträgt. Zu etwa glechen Ergebnissen kommt man in dem Falle, wenn 2 Federn zwischen dem oberen Spannkopf und dem Dynamometer der Maschine eingebaut werden. Je grösser bei einer gegebenen Belastung, der von der Feder zurückgelegte Weg ist, umso deutlicher und restloser wird der gewünschte Effekt erzielt (Rys. 1).

Für eine Reihe plastischer Materialien wie Armco-Eisen, Kupfer geglüht, Aluminium geglüht und Blei wurde die für das Zerreissen erforderliche Arbeit im Falle einer zwangsschlüssig-steifen und einer zwangslos-freien Belastung auf Grund der Maschinen-Diagramme errechnet. In beiden Fällen, sowohl für das gewöhnliche Diagramm wie auch für das Diagramm, das an Hand effektiver Belastungen ermittelt wurde, sind die Ergebnisse sehr angenähert. (Tabelle II und Rys. 2—5). Die Arbeit, die aus dem Diagram der effektiven Beanspruchungen errechnet wird, ist bei zwanglos-freier Belastung etwas grösser als bei zwangschlüssig-steifer Belastung. (Tabelle III, Rys. 2—5).

Bei der Ermittelung der Zerreissgeschwindigkeit oberhalb der Streckgrenze zeigte es sich, dass im Falle einer zwangsschlüssig-steifen Belastung, die Dehnungs-Geschwindigkeiten in %/Sek. (sowohl für wenig plastische, als auch

stark plastische Materialien) während des ganzen Zerreiss-Vorganges etwa der mittleren Zerreiss-Geschwindigkeit der Maschine entspricht (Rys. 6). Ganz anders stellt sich jedoch diese Angelegenheit dar bei zwanglos-freier Belastung oder bei zwangsschlüssig-elastischer Belastung. In diesem Fall steigt die Dehn-Geschwindigkeit um so augenfälliger an, je mehr man sich dem Ende des Zerreiss-Prozesses nähert (besonders bei sehr plastischen Materialien, wie Aluminium und Blei), so dass im Momente des Zerreissens erhebliche Werte erziehlt werden (Rys. 7). Welchen Einfluss diese höheren Zerreissgeschwindigkeiten auf die Festigkeits-Eigenschaften z. B. des Bleies oder des Aluminiums haben, bei denen die Geschwindigkeiten einige Augenblicke vor dem Bruchvorgang die Grössen-Ordnung von etwa 1—2% erreichen, ist nicht bekannt; es ist jedoch anzunehmen, dass das Diagrammende, das bei niedrigeren Geschwindigkeiten gewonnen wird, keine wesentlichen veränderten Ergebnisse gegenüber den hier auftretenden höheren Geschwindigkeiten aufweisen wird.

Mittels der 3 verschiedenen Belastungen, steife, elastische und freie Belastung wurde ferner die Frage des Spannungs-Dehnungs-Diagrammes von veredeltem Duralumin in Abhängigkeit von der Nachhärtungszeit untersucht. Bekanntlich zeigt das Zerreiss-Diagramm von gehärtetem Duralumin einige Zeit nach der Abschreckung mehrere Lastabfälle (wahrscheinlich Zwillingsbildung). Werden die Duralumin-Proben in Zerreiss-Maschinen mit zwangsschlüssiger elastischer Belastungs-Vorrichtung oder mit zwangloser freier Belastung geprüft, so tritt kein Lastabfall auf; die Spannungs Dehnungs-Linie verläuft streckenweise parallel zur Dehnungs-Achse des Diagrammes, so dass das Diagramm eine treppenartige Linie annimt (Rys. 9 u. 10). Dies besagt, dass das Duralumin einige Zeit nach dem Abschrecken bei steigender Belastung Fliess-Erscheinungen aufweist derart, dass das Material sich bei verschiedenen Belastungsstufen ohne Laststeigerung beschleunigt dehnt. Eine Erscheinung wie sie bei weichem Stahl auftritt, jedoch mit dem wesentlichen Unterschied, dass die Dehnungs-Geschwindigkeit bei Duralumin äusserst gross ist, während sie bei Stahl nur wenig über der üblichen Dehrgeschwindigkeit liegt. Ausserdem erfolgt die Dehnung an der Streckgrenze von weichem Stahl ausschliesslich unter stetig ansteigender Belastung, was als grundlegender Unterschied zwischen diesen beiden Vorgängen angesprochen werden muss.

Ferner wurde noch der Einfluss des Dynamometers (Pendel-Dynamometer) auf den Verlauf des Diagrammes untersucht, um festzustellen, ob die Dynamometermassen in irgendeiner auffälligen Weise auf die Obere- und Untere-Fliessgrenze zurückwirken. Zu diesem Zweck wurden Proben aus weichem Stahl (0,15% C) auf einer hydraulischen 3-Tonnen Amsler-Maschine mit Feder-Dynamometer, das wesentlich geringere Massen als das Pendelmanometer aufwies, untersucht. Es wurde festgestellt, dass bei elastischen Belastung unter Zwischenschaltung einer Spiralfelder zwischen unteren Spannkopf und Rahmen der Maschine, das Diagramm den bei direkter Belastung bekannten Verlauf aufweist, d. heisst einen stetig ansteigenden Linien-Zug, der im mittleren Teil ein nur wenig beschleunigteres Fliessen des Materiales anzeigt (Rys. 11). Bei steifer Belastung weist das Diagramm hingegen die bekannte Obere-und Untere-Streckgrenze, deutlich wenn auch infolge des kleineren Uebersetzungs-Verhältnisses dieser Maschine, in etwas geringerem Masse auf. Es kann demzufolge festgestellt werden, dass die Diagramm-Aufzeichnung auch bei elastischer Belastung unabhängig von den auftretenden Massen-Kräften des Pendel-Dynamometers ist.

Warszawa, 1936,

Institut für Metallurgie und Metallkunde der Technischen Hochschule.

J. CZOCHRALSKI i J. MIKOŁAJCZYK

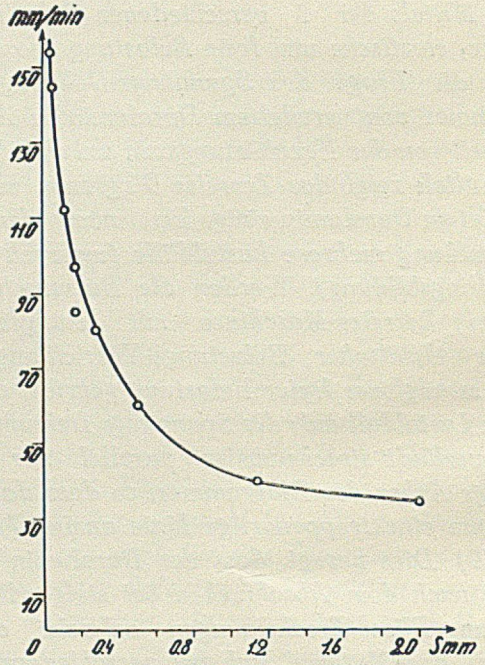
Szybkość krystalizacji aluminjum o czystości 99,992%

La vitesse de cristallisation de l'aluminium à 99,992% de pureté

TREŚĆ: Zbadano metodą *Czochralskiego* szybkość krystalizacji rafinowanego aluminjum o czystości 99,992%. Maksymalna szybkość, z jaką można wyciągać bez zerwania *monokrystaliczną* igłę Al ze stopionego metalu w temperaturze krzepnięcia, wynosi 160 mm/min. Wartość ta jest równa maksymalnej szybkości, osiągniętej w pracy *Beckerówny* [1]) nad aluminjum o czystości 99,90%, odpowiadającej jednak powstawaniu igły *polikrystalicznej*.

Zanieczyszczenia w metalach odgrywają jak wiadomo bardzo ważną rolę. Wpływają one w pierwszym rzędzie na strukturę pierwotną odlewu, decydując o ilości ośrodków, a temsamem i o wielkości wytworzonych ziaren. Uzupełnienie porzednio wykonanych badań[1]) nad aluminjum o czystości 99,90% pomiarami szybkości krystalizacji aluminjum o wysokiej czystości 99,992%, wydawało się więc szczególnie pożądane.

Podobnie jak w poprzednich pracach[1]) [2]) szybkość krystalizacji rafinowanego aluminjum[3]) oznaczono metodą *Czochralskiego*[4]). Metal stapiano w tyglu grafitowym, umieszczonym w pionowym piecu elektrycznym. Temperaturę mierzono zapomocą termopary i miliwoltomierza. Spoinę termopary umieszczano w otworze, wywierconym w ścianie tygla i sięgającym do połowy wysokości słupa metalu. Do wyciągania kryształów służył drut srebrny, oraz odpowiednio zmodyfikowany mechanizm sprężynowy z przekładnią kołową.



Rys. 1. Zależność średnicy (s, mm) kryształu Al od szybkości wyciągania (mm/min.).

Stwierdzono, że maksymalna szybkość, z jaką można wyciągać igłę krystaliczną Al, jest tem większa, im niższą temperaturę posiada stopiony metal. W temperaturze 660° osiągnięto szybkość krystalizacji 140 mm/min., w temperaturze 659°: 154 mm/min., zaś w temperaturze

---

[1]) *Z. Beckerówna*, Wiad. Inst. Met., 1, 7 (1934).

[2]) *H. Jabłońska*, Wiad. Inst. Met., 1, 11 (1934); *I. Makowska*, tamże, str. 14; *J. Czochralski* i *W. Garlicka*, tamże, 3, 39 (1936).

[3]) Aluminjum rafinowane elektrolitycznie metodą *Hulin'a* dostarczyła firma „Aluminium Français" w Paryżu.

[4]) *J. Czochralski*, Z. phys. Chem., 92, 219 (1918).

krzepnięcia: 160 mm/min., przyczem otrzymane igły były *pojedyńczemi kryształami*. W stałej temperaturze przekrój wyciąganego kryształu jest tem mniejszy, im większa jest szybkość wyciągania (rys. 1).

Przy dużych szybkościach wyciągania tworzą się z reguły kryształy cylindryczne (Fot. 1, Pl. XV), podczas gdy przy mniejszych (rzędu 20 mm/min., w temperaturze 660°) powstają zazwyczaj kryształy dendrytyczne (Fot. 2, Pl. XV).

Porównanie wyników powyższej pracy z wynikami *Beckerówny*, która w przypadku aluminjum o czystości 99,9% osiągnęła szybkość 40 mm/min. dla igieł monokrystalicznych i 160 mm/min. dla polikryształów, nasuwa wniosek, że stopień czystości Al nie wywiera wpływu na szybkość krystalizacji tego metalu, decyduje natomiast o ilości powstających ośrodków.

Warszawa, 1936.

Zakład Metalurgji i Metaloznawstwa Politechniki Warszawskiej.

J. CZOCHRALSKI et J. MIKOŁAJCZYK

La vitesse de cristallisation de l'aluminium à 99,992% de pureté

Résumé

On a déterminé d'après la méthode de Czochralski[1]) la vitesse de cristallisation de l'aluminium à 99,992% de pureté. Un barreau monocristallin peut être étiré du bain fondu, sans rupture, dans la température de solidification, à une vitesse maximale de 160 mm/min. Cette valeur est égale à la vitesse maximale obtenue par Beckerówna[2]) dans le cas de l'aluminium à 99,9% de pureté; cette valeur correspond pourtant au barreau policristallin. Il en résulte que les impuretés n'ont aucune influence sur la vitesse de cristallisation de l'aluminium, mais par contre elles influent sur la quantité des centres de cristallisation qui se forment pendant la solidification.

Fig. 1 représente la relation entre le diamètre du cristal (s en mm) et la vitesse de l'étirage du barreau (en mm/min.), ainsi que fot. 1 et 2 (pl. XV) — quelques cristaux.

Warszawa, 1936.

Institut de Métallurgie et Métallographie à l'Ecole Polytechnique.

[1]) *J. Czochralski*, Z. phys. Chem., 92, 219 (1918).
[2]) *Z. Beckerówna*, Wiad. Inst. Met., 1, 7 (1934).

J. CZOCHRALSKI i J. MIKOŁAJCZYK

Korozja aluminjum rafinowanego o czystości 99,992%

Sur la corrosion de l'aluminium raffiné à 99,992% de pureté

TREŚĆ: Celem oznaczenia stopnia odporności rafinowanego aluminjum na działanie korozji przeprowadzono szereg doświadczeń, posługując się następującemi metodami: 1) zmodyfikowaną metodą *Mylius'a*, 2) metodą badania zmian wytrzymałościowych pod działaniem mgły 3%-owego roztworu chlorku sodowego, 3) metodą oznaczania szybkości rozpuszczania się w roztworach kwasu solnego. Równolegle prowadzono porównawcze doświadczenia nad aluminjum technicznem o czystości 99,63%. Wszystkie próby wykazały znacznie większą odporność chemiczną aluminjum rafinowanego w porównaniu z technicznem.

Praca miała na celu porównanie odporności chemicznej aluminjum rafinowanego (99,992% Al) i technicznego (99,63% Al, 0,27% Fe, 0,02% Zn i 0,08% Si), posługując się trzema metodami: 1) zmodyfikowaną metodą *Mylius'a*, 2) badaniami zmian własności wytrzymałościowych pod działaniem mgły 3%-owego roztworu chlorku sodowego, 3) oznaczaniem szybkości rozpuszczania się w roztworach kwasu solnego. Wszystkie próby wykonano przy użyciu blach w stanie utwardzonym przez walcowanie.

1. Badanie korozji metodą Mylius'a[1]).

Próbki w postaci skrawków blach o grubości 1, 2 i 5 mm, powierzchni 20 cm², odtłuszczano eterem i umieszczano w próbówkach szklanych z 20 cm³ roztworu, zawierającego 3% dwutlenku wodoru oraz 1% chlorku sodowego. Wymiary naczyń były dobierane do wielkości próbek w ten sposób, że roztwór pokrywał je całkowicie i powierzchnia jego znajdowała się zawsze na wysokości 1 cm ponad górną krawędzią próbki.

Naczynia z próbkami w czasie doświadczenia utrzymywano w ciemności, w temperaturze pokojowej (18 do 22°). Po 24 godzinach wyjmowano próbki, zbierano osad $Al/OH/_3$ z dna naczynia, oraz z powierzchni metalu, suszono go i żarzono w tyglu platynowym na Al_2O_3. Wyniki, wyrażone w gramach Al na metr kwadratowy powierzchni próbek, podane są w tabl. I.

TABLICA I.

Korozja aluminjum rafinowanego i technicznego, badana metodą *Myliusa*.

Aluminjum	Grubość blachy mm	Straty metalu w g/m² po 24 godz. korozji (średnio)
Rafinowane	1	1,68
	2	2,18
	5	2,77
Techniczne	1	5,51

Z powyższych danych widać, że aluminjum rafinowane jest bardziej odporne aniżeli aluminjum techniczne, i to w tem większym stopniu, im cieńsza jest blacha. Jak wynika z makrografij, przedstawiających strukturę próbek po rekrystalizacji w 500° (Fot. 3, Pl. XV), blacha o grubości 1 mm posiada największy stopień zgniotu. Widoczne to jest również na makrografjach

[1]) *F. Mylius*, Korr. Metallschutz, *1*, 70 (1925).

próbek nieżarzonych (Fot. 4 do 6, Pl. XVI); blacha o grubości 1 mm wykazuje najbardziej wybitną grubokrystaliczną budowę włóknistą. Przeciwnie, badana próbka technicznego aluminjum jest drobnokrystaliczna (Fot. 7, Pl. XVI). Rafinowane aluminjum wykazuje wogóle dużą skłonność do tworzenia wielkich kryształów.

Fot. 8 i 9 (Pl. XVI) przedstawiają próbki blach aluminjum rafinowanego i technicznego po korozji. Jak widać, zaczernienie powierzchni aluminjum rafinowanego jest większe niż aluminjum technicznego. Zaczernienie to prawdopodobnie pochodzi od tlenku miedzianego (aluminjum rafinowane zawiera około 0.01% Cu).

2. Badanie zmian własności wytrzymałościowych pod działaniem mgły 3%-owego roztworu chlorku sodowego.

Do prób zastosowano te same metody i urządzenia, które opisali *Czochralski Welter i Maruszewska*[1]). Wyniki podane są w tabl. II.

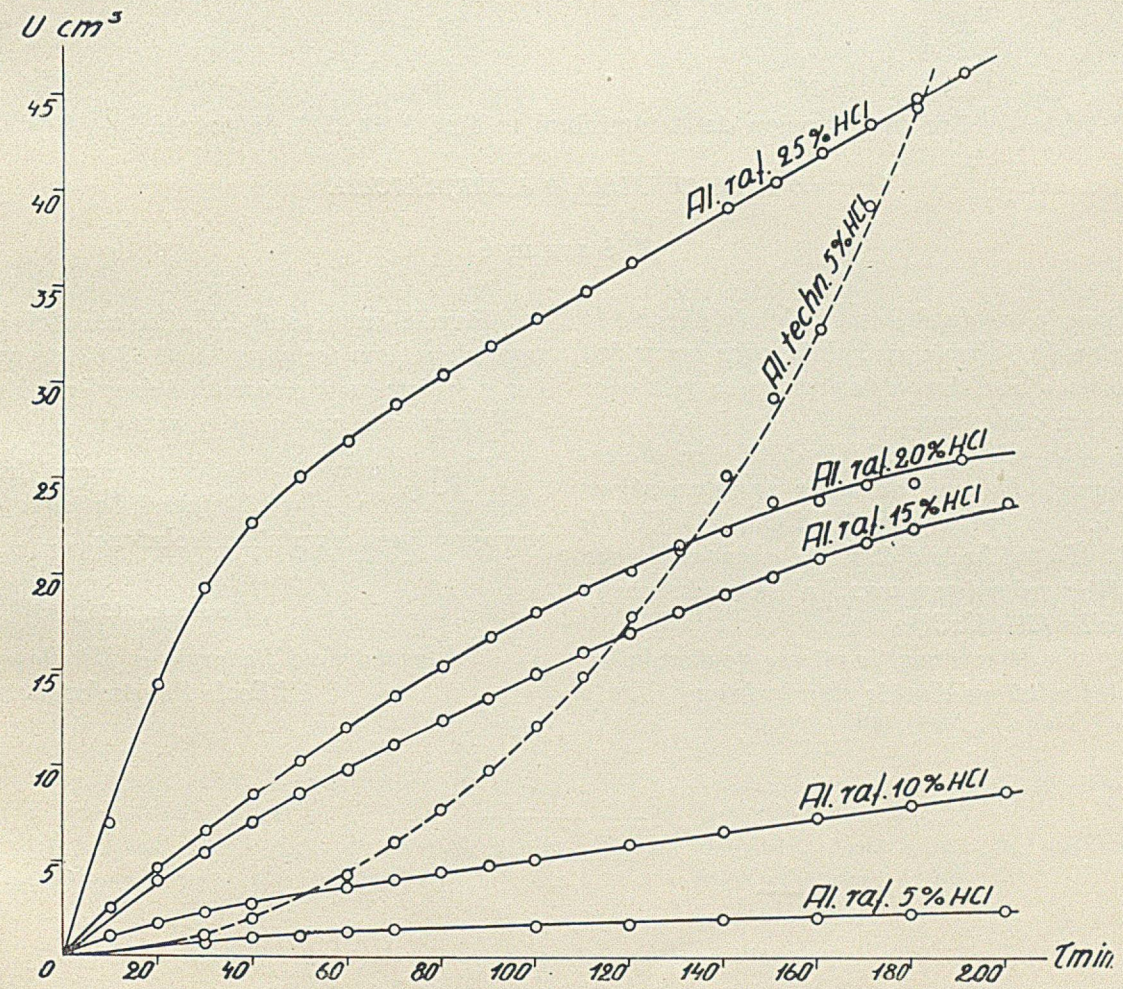
TABLICA II.

Korozja aluminjum rafinowanego i technicznego pod działaniem mgły 3%-owego roztworu *Na Cl.*

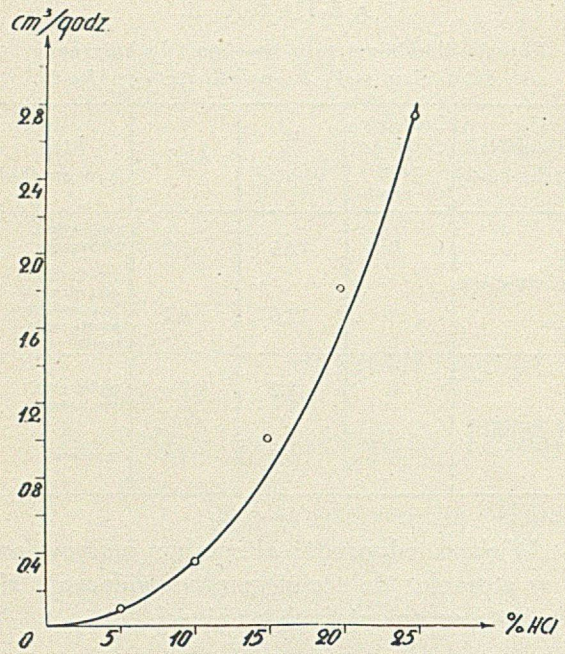
Aluminjum (blacha 1 mm)	Czas działania korozji w mies.	R_r kg/mm²	A_{10} %	Stan powierzchni
Rafinowane	0	12,6	4,2	srebrzysta, błyszcząca
	9	12,5	4,2	srebrzysta z bardzo nielicznemi punktami matowemi
Techniczne	0	8,2	12,6	srebrzysta, błyszcząca
	9	7,3	11,4	matowa

Większa odporność aluminjum rafinowanego w stosunku do technicznego uwidacznia się również i w powyższych wynikach.

[1]) *J. Czochralski, G. Welter i W. Maruszewska*, Wiad. Inst. Met., 3, 84 (1936).



Rys. 1. Objętość wodoru (w cm³) wydzielonego z 10 cm² powierzchni próbek aluminjum w zależności od stężenia kwasu solnego i czasu (min.).



Rys. 2. Objętość wodoru (cm³) wydzielonego w ciągu godziny z 1 cm² powierzchni próbek rafinowanego aluminjum w zależności od stężenia (%) *HCl*.

3. Badanie szybkości rozpuszczania się Al w roztworach kwasu solnego.

Próbki blach o powierzchni 10 cm² odtłuszczano eterem i zanurzano w 150 cm³ roztworu kwasu solnego w eudjometrze; objętość wydzielonego wodoru przeliczano na ciśnienie 760 mm i temperaturę 20°. Wyniki przedstawione są na rys. 1 i 2.

Jak z rys. 1 wynika, szybkość wydzielania wodoru maleje w miarę postępu procesu rozpuszczania się rafinowanego aluminjum, wzrasta zaś w przypadku aluminjum technicznego. Rys. 2 wskazuje, że szybkość rozpuszczania się Al jest tem większa, im roztwór kwasu solnego posiada wyższe stężenie.

Warszawa, 1936,

Zakład Metalurgji i Metaloznawstwa Politechniki Warszawskiej.

Sur la corrosion de l'aluminium raffiné à 99,992% de pureté

par J. CZOCHRALSKI et J. MIKOŁAJCZYK

Résumé

Dans le but de déterminer la résistance à la corrosion de l'aluminium raffiné nous avons fait une série d'expériences suivants les méthodes énumérées ci-dessous:

1. La méthode modifiée de Mylius (détermination de la perte de poids après un séjour De 24 h. dans une solution 3% H_2O_2 et 1% NaCl);

2. La méthode d'étude de changement des propriétés mécaniques sous l'influence du brouillard sallin (3% NaCl);

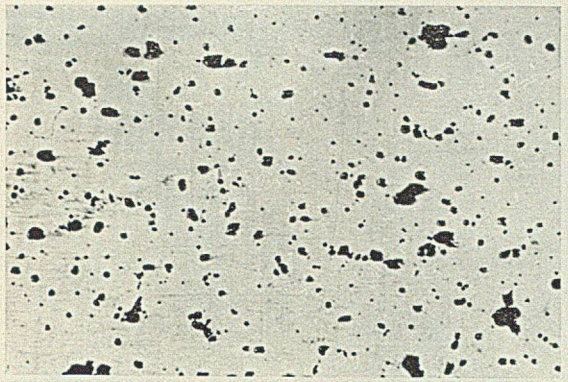
3. En déterminant la vitesse de dissolution dans les solutions d'acide chlorhydrique.

Parallèlement ont été effectués des essais sur l'aluminium technique à 99,63 % de pureté. Les résultats sont rassemblés dans le tableau I et II, ainsi que sur la fig. 1 et 2.

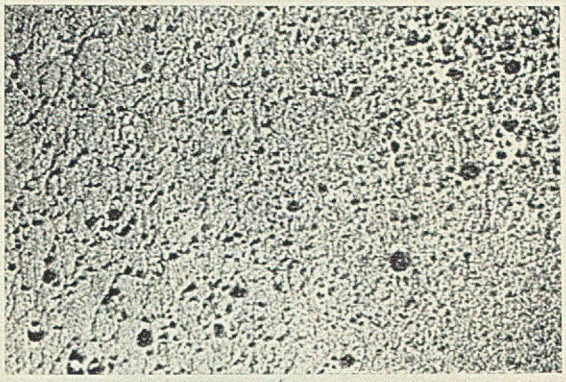
Tous les essais ont démontré que l'aluminium raffiné est plus résistant à l'attaque de la corrosion que l'aluminium technique.

Warszawa, 1936,

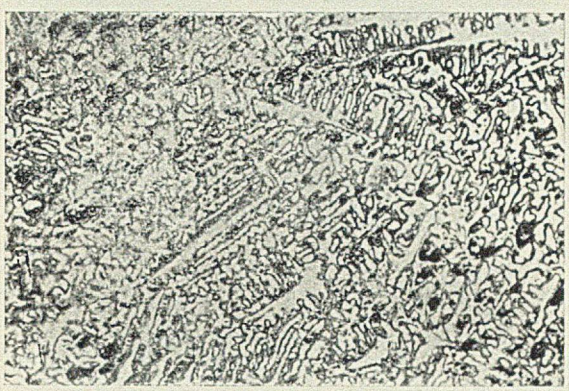
Institut de Métallurgie et Métallographie à l'Ecole Polytechnique.



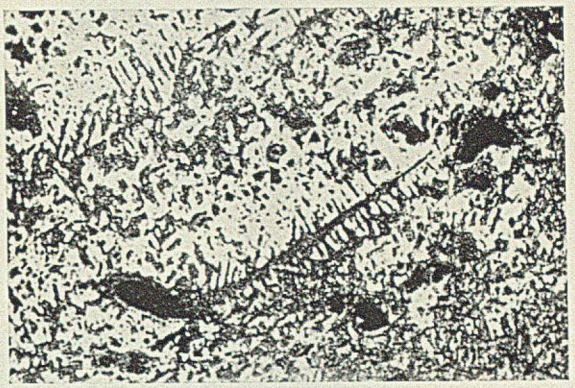
Fot. 1.



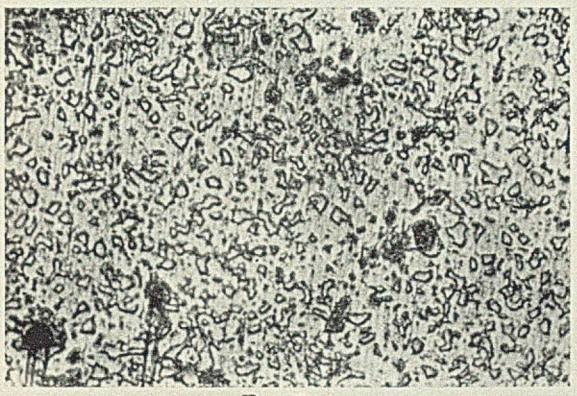
Fot. 2.



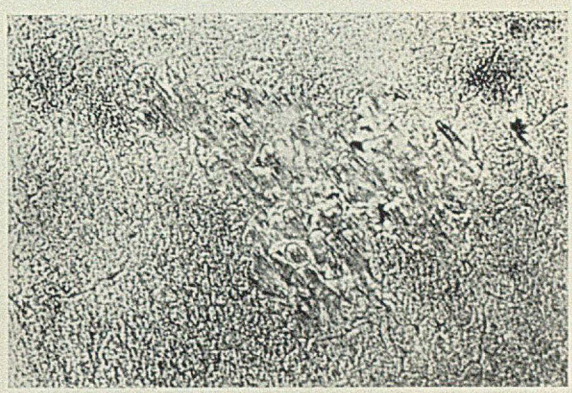
Fot. 3.



Fot. 4.



Fot. 5.



Fot. 6.

Fot. 1. Mikrografja próbki stopu „U" (5% Pb, nietrawiona, × 32).

Fot. 2. Mikrografja próbki stopu „J" (28% Pb, nietrawiona, × 32).

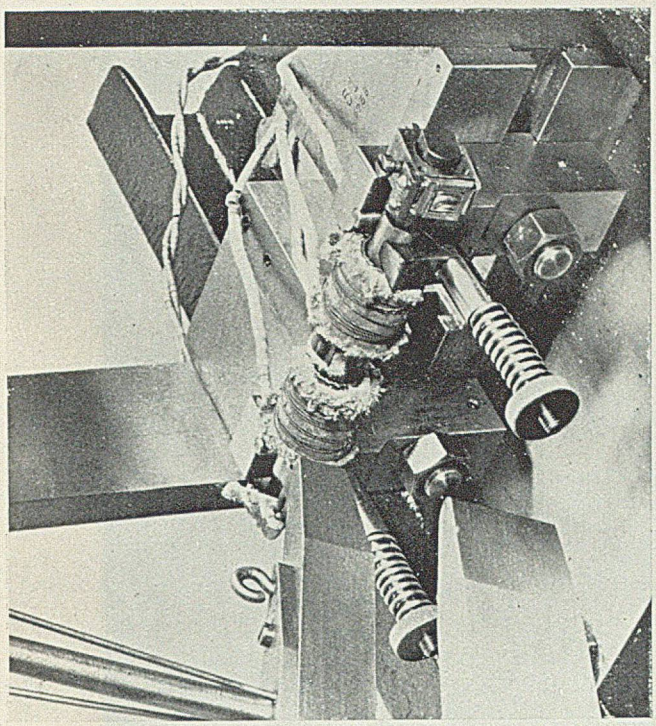
Fot. 3. Mikrografja próbki stopu „X" (4,8% Pb, trawiona amoniakiem, × 32).

Fot. 4. Mikrografja próbki stopu „H" (38% Pb, trawiona amoniakiem, × 32).

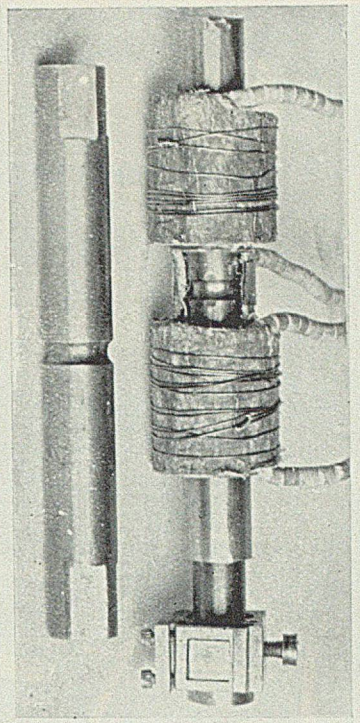
Fot. 5. Mikrografja próbki stopu „Ł" (20% Pb, trawiona amoniakiem, × 80).

Fot. 6. Mikrografja próbki stopu „M_2" (37% Pb, trawiona amoniakiem, × 80).

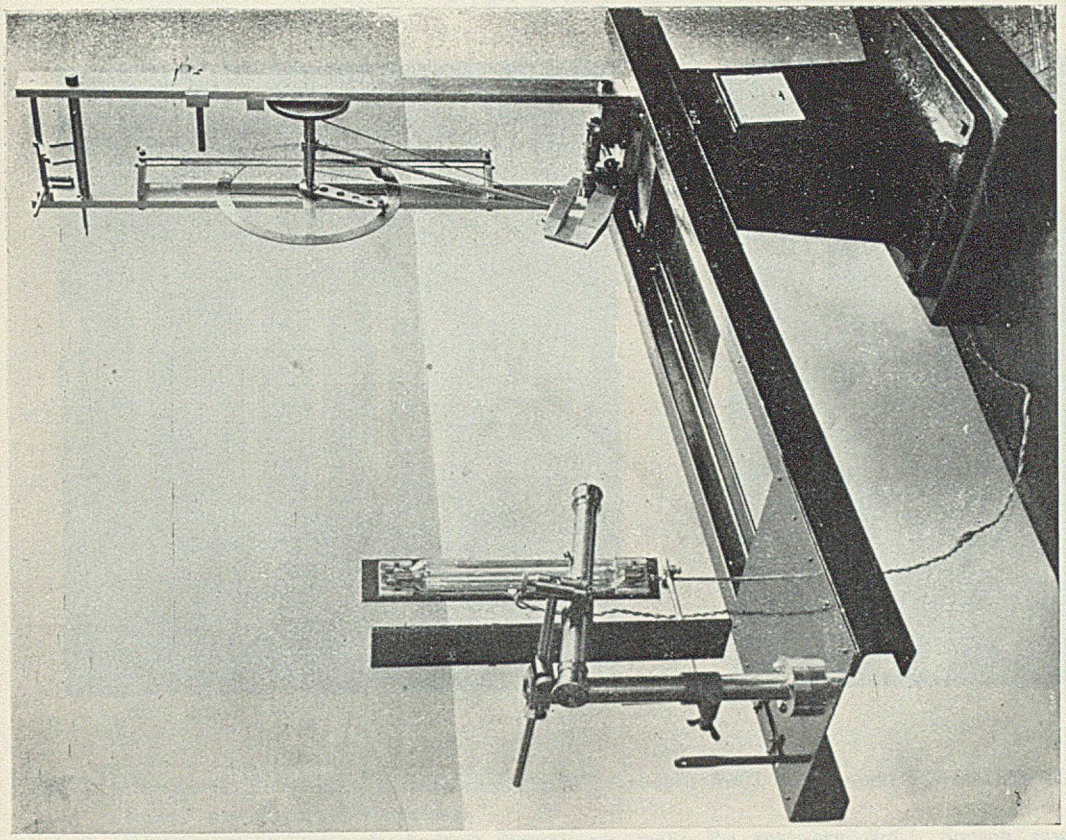
J. CZOCHRALSKI i H. ŁUKOMSKI (str. 74).



Fot. 2.

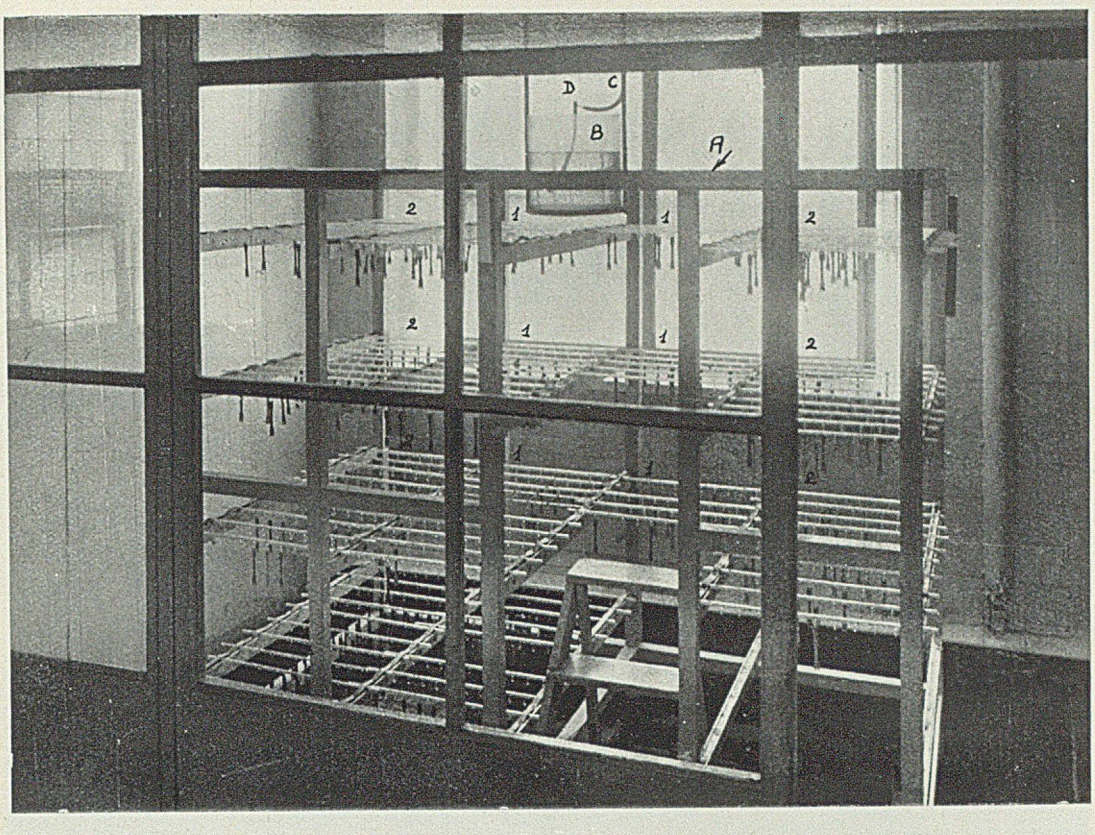


Fot. 3.

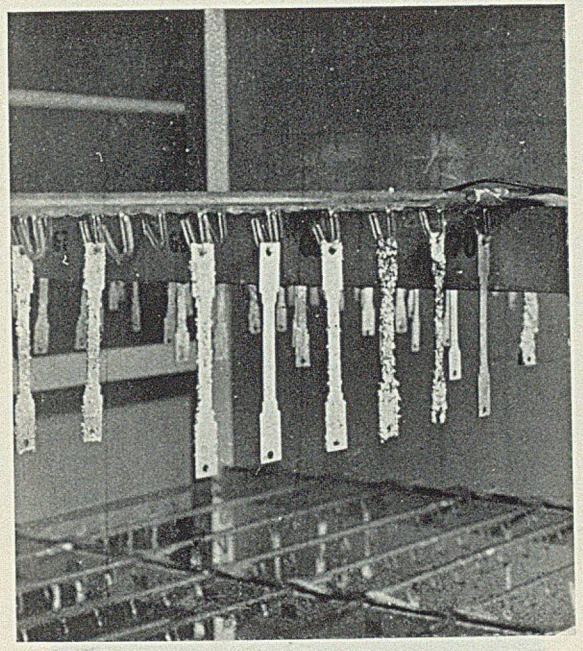


Fot. 1.

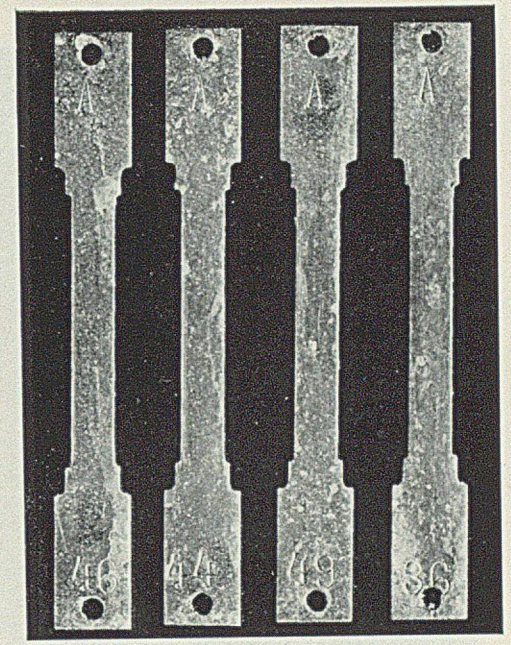
Fot. 1. Ogólny widok urządzenia do badania mikro-odkształceń przy zginaniu udarnem w wyższych temperaturach.
Fot. 2. Część powyższego urządzenia (młot, próbka, podpory).
Fot. 3. Widok próbki. U dołu próbka całkowicie przygotowana do pomiaru mikro-odkształceń przy zginaniu udarnem w wyższych temperaturach.



Fot. 1.



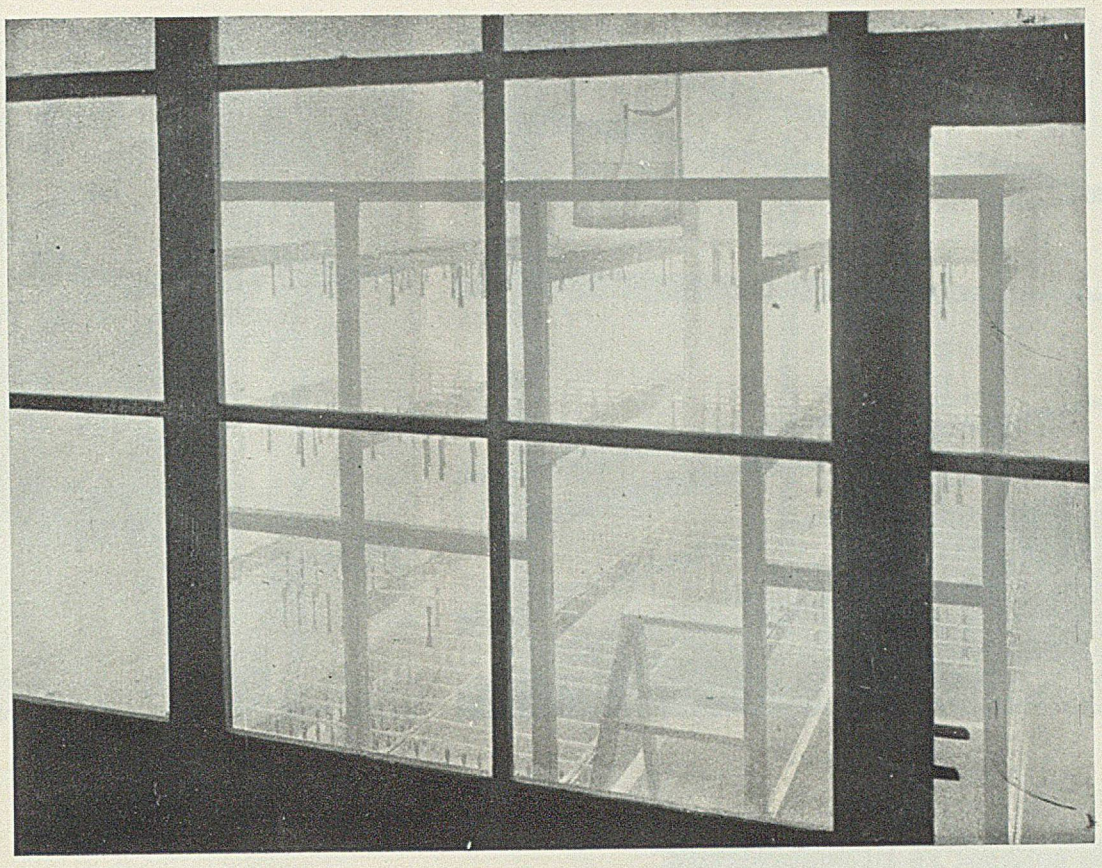
Fot. 2.



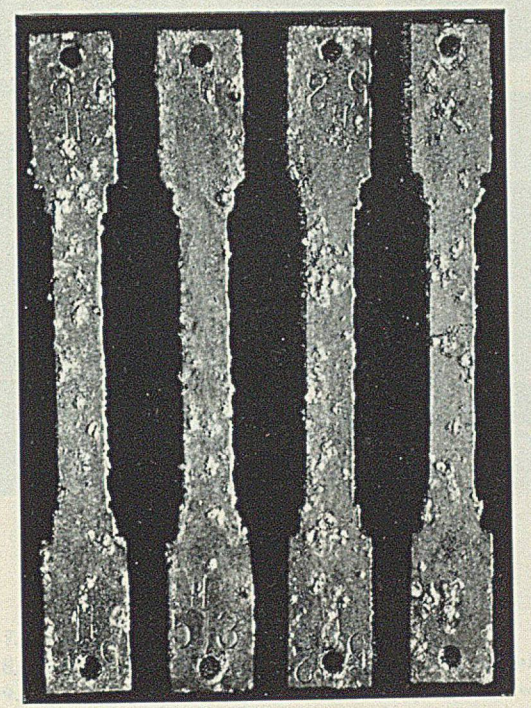
Fot. 3.

Fot. 1. Urządzenie do badania korozji we mgle 3% roztworu *NaCl*. *A*, stojak; *B*, zbiornik; *C*, przewody sprężonego powietrza; *D*, rozpylacz.
Fot. 2. Fragment urządzenia do badania korozji we mgle 3% roztworu *NaCl*. Sposób zawieszania próbek.
Fot. 3. Próbki aluminjum technicznego po 2¾ miesiącach działania mgły 3% roztworu *NaCl*.

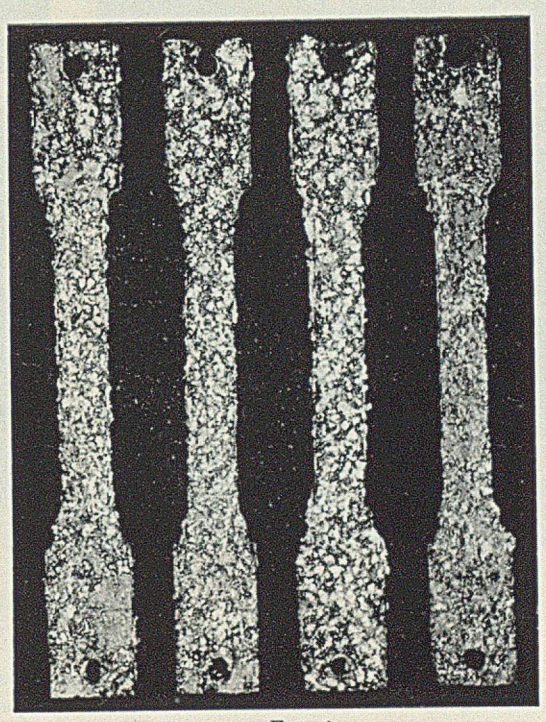
J. CZOCHRALSKI, G. WELTER i W. MARUSZEWSKA (str. 85).



Fot. 4.



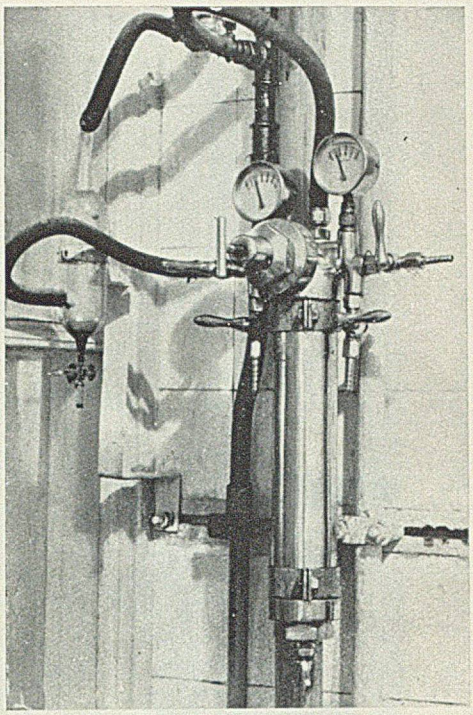
Fot. 5



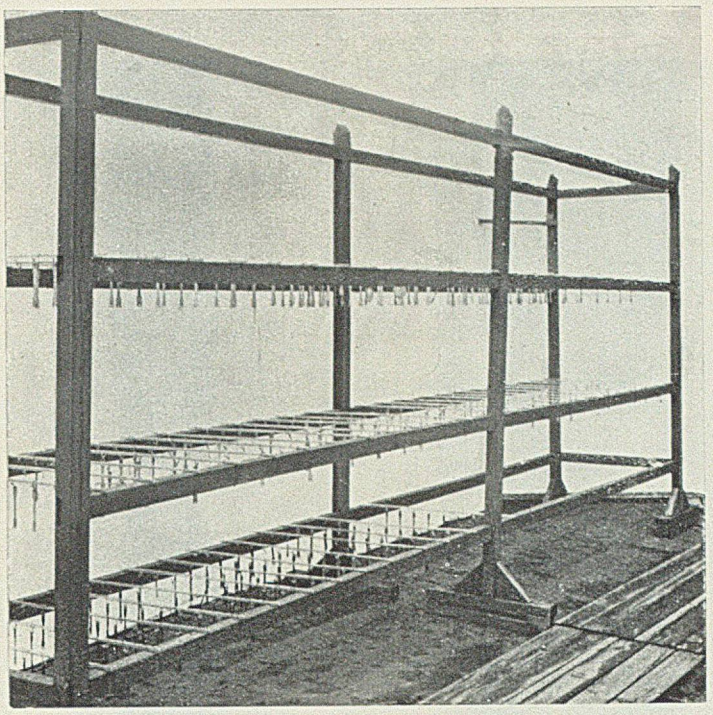
Fot. 6.

Fot 4. Urządzenie do badania korozji we mgle 3% roztworu *NaCl* podczas rozpylania mgły.
Fot. 5. Próbki alupolonu po 2¾ miesiącach działania mgły 3% roztworu *NaCl*.
Fot. 6. Próbki alupolonu po 11½ miesiącach działania mgły 3% roztworu *NaCl*.

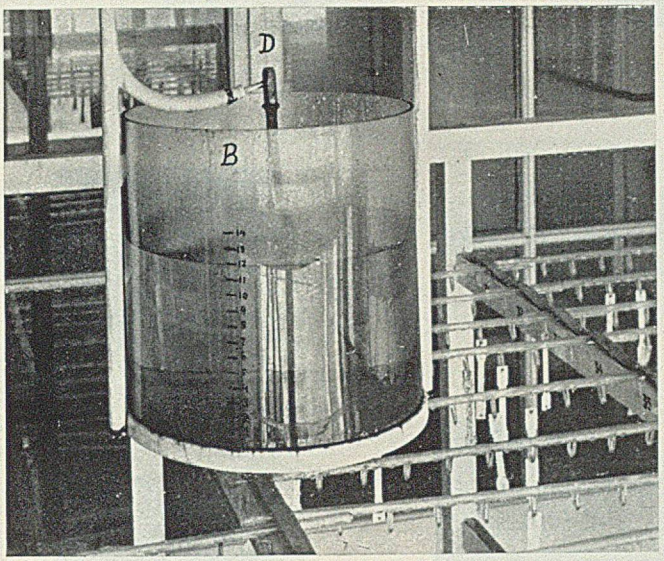
J. CZOCHRALSKI, G. WELTER i W. MARUSZEWSKA (str. 85).



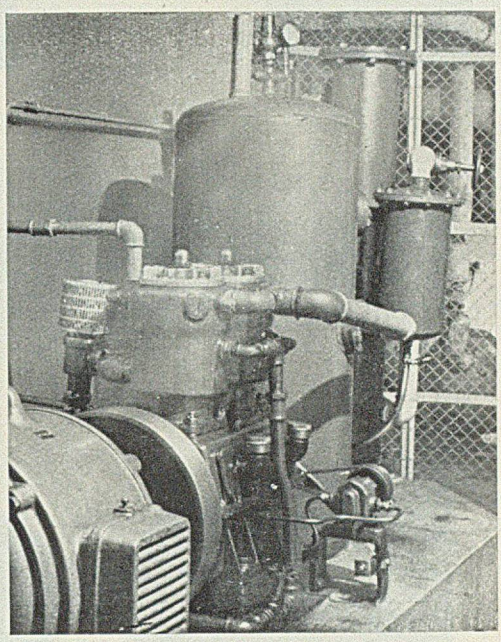
Fot. 7.



Fot. 8.



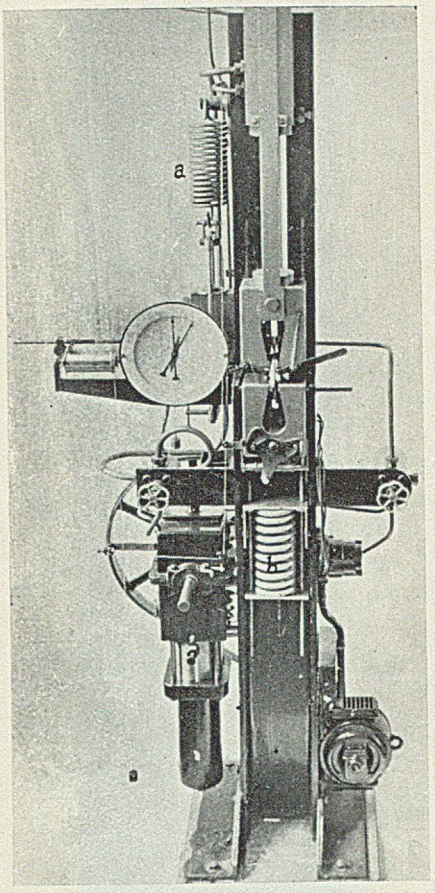
Fot. 9.



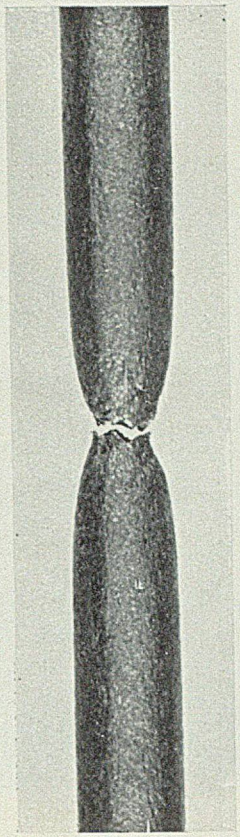
Fot. 10.

Fot. 7. Reduktor ciśnienia powietrza.
Fot. 8. Stojak z próbkami, wystawionemi na działanie korozji atmosferycznej.
Fot. 9. Fragment urządzenia do badania korozji we mgle 3% roztworu *NaCl*. *B*, zbiornik z roztworem; *D*, rozpylacz.
Fot. 10. Sprężarka.

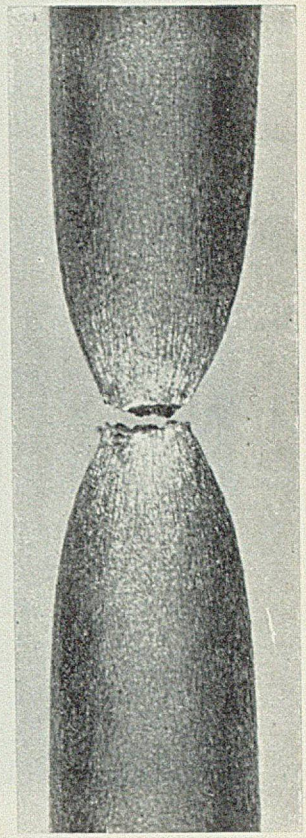
J. CZOCHRALSKI, G. WELTER i W. MARUSZEWSKA (str. 85).



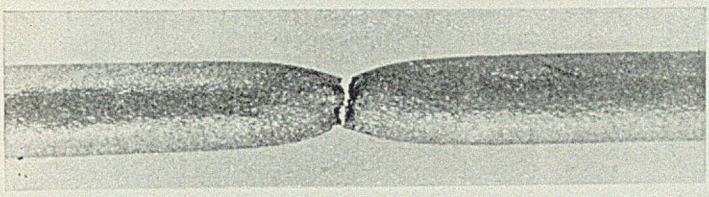
Fot. 1.



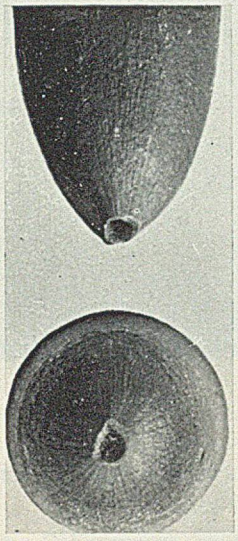
Fot. 2.



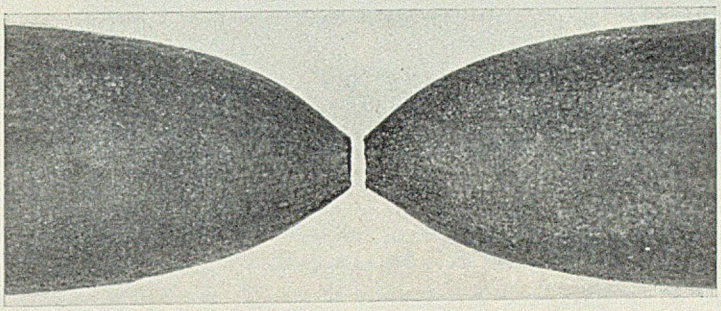
Fot. 3.



Fot. 4.



Fot. 5.

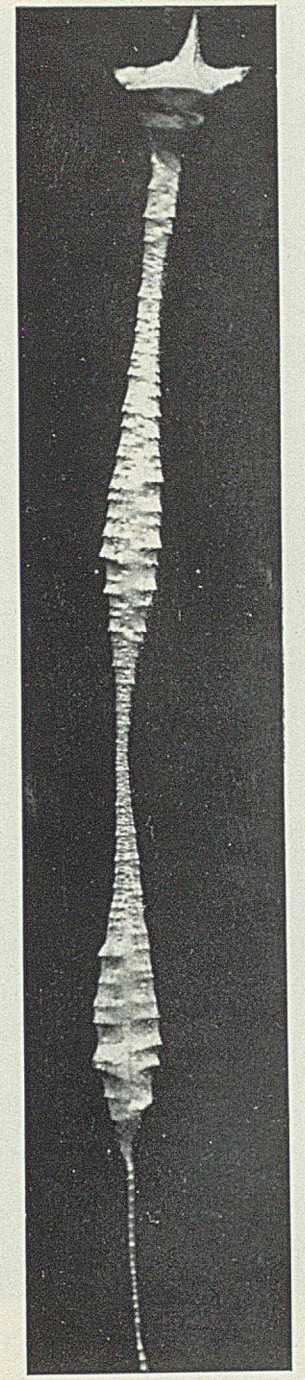


Fot. 6.

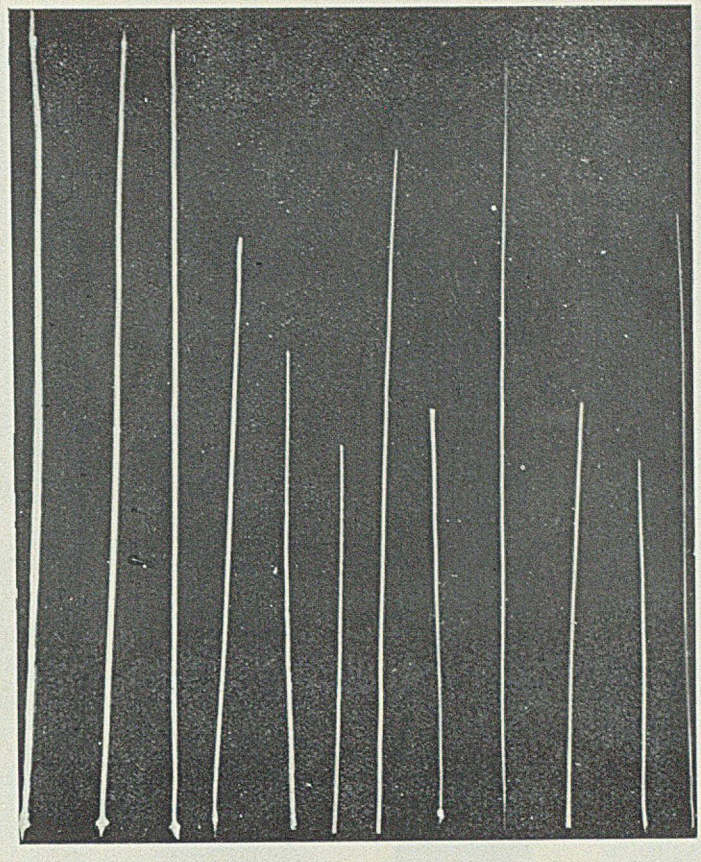
Fot. 1. Maszyna Amslera o układzie elastycznym i dynamometrze sprężynowym. *a*, sprężyna dynamometru; *b*; sprężyna układu obciążającego.

Fot. 2 do 6. Zerwane próbki. (2, żelazo armco, × 4,5; 3, aluminjum, × 3,7; 4, miedź, × 4,3; 5 i 6, ołów, × ok. 2).

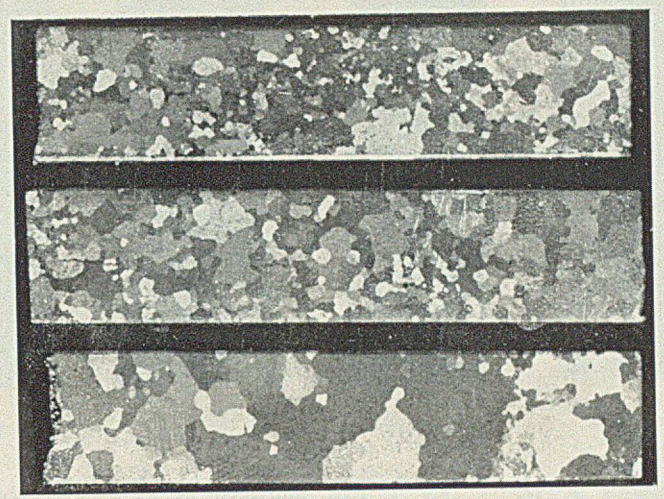
G. WELTER i S. GOĆKOWSKI (str. 97).



Fot. 1.



Fot. 2.



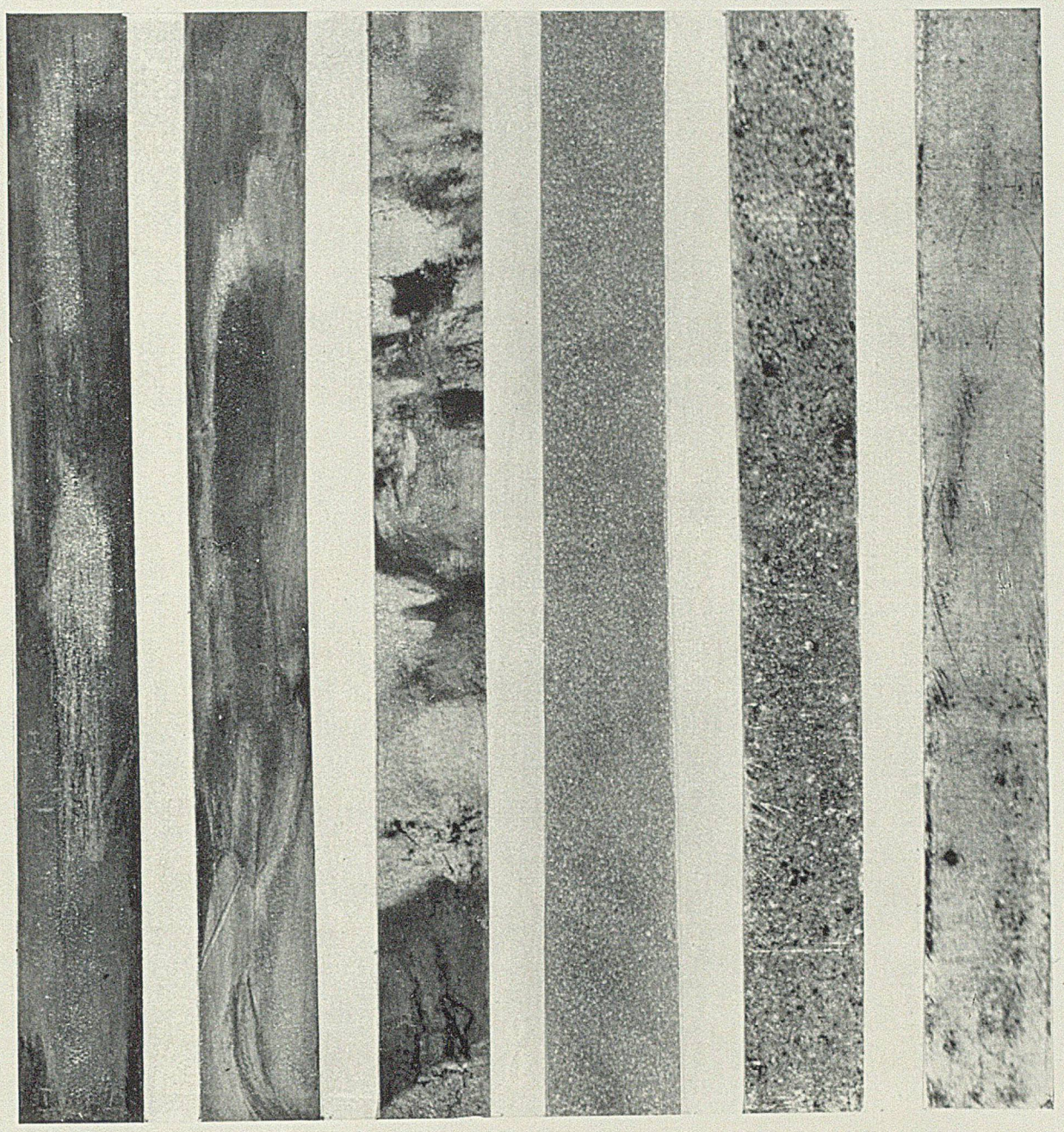
Fot. 3.

Fot. 1. Kryształ aluminjum wyciągnięty w temperaturze 660°. U dołu część cylindryczna, utworzona przy szybkości wyciągania Sk = 70 mm/min, wyżej część dendrytyczna (Sk = 20 mm/min), × 2).

Fot. 2. Cylindryczne kształty aluminjum, otrzymane przy rozmaitych szybkościach wyciągania od 35 mm/min (pierwszy od lewej strony) do 145 mm/min (ostatni na prawo), × 0,5.

Fot. 3. Budowa próbek rafinowanego aluminjum po rekrystalizacji w ciągu 2 godzin w temperaturze 500°. U góry blacha o grubości 1 mm, w środku 2 mm, u dołu 5 mm. Trawione *HCl* + *HF*, × 2.

J. CZOCHRALSKI i J. MIKOŁAJCZYK (str. 107 i 108).



Fot. 4. Fot. 5. Fot. 6. Fot. 7. Fot. 8. Fot. 9.

Fot. 4 do 7. Budowa próbek walcowanych blach aluminjowych (trawione $HCl + HF$, × 2). 4, aluminjum rafinowane, przekrój podłużny blachy o grubości 1 mm; 5, aluminjum rafinowane, przekrój podłużny blachy o grubości 5 mm; 6 aluminjum rafinowane, przekrój poprzeczny blachy o grubości 2 mm; 7, aluminjum techniczne, blacha o grubości 1 mm.

Fot. 8. Wygląd powierzchni próbki rafinowanego aluminjum po 24 godzinach korozji w roztworze 3% H_2O_2 + 1% $NaCl$.

Fot. 9. Wygląd powierzchni próbki technicznego aluminjum po 24 godzinach korozji w roztworze 3% H_2O_2 + 1% $NaCl$.

J. CZOCHRALSKI i J. MIKOŁAJCZYK (str. 109).