

dr 1.366

P 927/07

WIADOMOŚCI INSTYTUTU METALURGII I METALOZNAWSTWA

ZAKŁADU METALURGII I METALOZNAWSTWA POLITECHNIKI WARSZAWSKIEJ

oraz

Rok 4, Nr. 2

WARSZAWA - 1937

WIADOMOŚCI

INSTYTUTU METALURGII I METALOZNAWSTWA

oraz

ZAKŁADU METALURGII I METALOZNAWSTWA POLITECHNIKI WARSZAWSKIEJ

REDAKCJA I ADMINISTRACJA: INSTYTUT METALURGII I METALOZNAWSTWA, WARSZAWA, UL. TOPOLOWA 18. Autorzy artykułów są odpowiedzialni za wyrażone w nich poglądy. Przedruk dozwolony pod warunkiem podania źródła.

ROK 4.

Nr. 2, CZERWIEC

1937

Sommaire:

Nr.		Str.		Pag
55.	J. Czochralski, R. Smoluchowski i H. Całus: Zjawiska cieplne towarzyszące procesom sa- moulepszenia	45	J. Czochralski, R. Smoluchowski et H. Całus: Sur les effets thermiques associés aux phénomènes de vieillissement.	45
56.	G. Welter i L. Oknowski: Wpływ szybkości rozciągania w wysokich temperaturach na własności wytrzymałościowe metali II	51	G. Welter et L. Oknowski: Influence de la vitesse de traction sur la résistance des métaux aux tempé- ratures élevées II.	51
57.	<i>M. Śmiałowski:</i> Kilka spostrzeżeń nad bu- dową próbek otrzymanych przy powolnym krzepnięciu stali	58	M. Śmiałowski: Quelques observations sur la struc- ture des échantillons obtenus pendant la solidifi- cation lente de l'acier	58
58.	J. Czochralski i N. Lewicka: Wykres rekry- stalizacji brązów aluminiowych 2% i 5% Al .	61	J. Czochralski et N. Lewicka: Diagramme de la ré- cristallisation des bronzes d'aluminium à 2% et 5% Al	61
59.	S. Pilarski i S. Jaźwiński; Wpływ wtrąceń niemetalicznych na własności wytrzymałościo- we konstrukcyjnej stali chromowo-molibde- nowej I	65	S. Pilarski et S. Jaźwiński: Influence des inclu- sions non métalliques sur les propriétées mécaniques des aciers de construction au chrome-molyb- dène I.	65
60.	G. Welter i S. Goćkowski: Korozja pod wpływem spadających kropel cieczy	73	G. Welter et S. Goćkowski: Corrosion sous l'influ- ence des gouttes tombantes du liquide corrodant	73

SPROSTOWANIE:

Na str. 150 (kol. prawa) i 151 (kol. lewa) pracy: G. Welter: Próba na zmęczenie giętno-obrotowe i rozciągającościskające I (Wiad. Inst. Met., 3 (1936), zesz. 3), zamiast o naprężeniach powinna być mowa o pracy.

Cena pojedyńczego zeszytu 6.- zł.

Treść:

Prenumerata roczna: 20.— zł.

Konto P.K.O. 30118.

J. CZOCHRALSKI, R. SMOLUCHOWSKI i H. CAŁUS

Zjawiska cieplne towarzyszące procesom samoulepszania

Sur les effets thermiques associés aux phénomènes de vieillissement

TREŚĆ: W celu znalezienia podstawy termodynamicznego ujęcia zjawiska samoulepszania stopów aluminiowych badano przy pomocy mikrokalorymetru efekty termiczne towarzyszące temu zjawisku. W stosowanej dotychczas metodzie analizy krzywych ogrzewania należało zwiększyć dokładność i skrócić czas pomiędzy zahartowaniem a pierwszym punktem pomiaru; osiągnięto to przez wprowadzenie odpowiednich wzorów umożliwiających wykorzystanie całego przebiegu krzywych ogrzewania do obliczenia ilości ciepła. Pierwszy punkt pomiarowy otrzymano już w 65 minut po zahartowaniu oraz zdołano zmierzyć całkowite wydzielone ciepło. Pomiarów dokonano również metodą adiabatyczną, przy czym wyniki otrzymane obiema metodami okazały się w granicach błędu zgodne. Na całkowite wydzielone ciepło dla duralu zahartowanego z 510° C otrzymano $1,67 \pm 0,05$ cal na gram.

I. Wstęp.

Zjawisko samoulepszania się stopów aluminiowych stanowi jedno z ważnych zagadnień w dziedzinie badań mechanicznych właściwości tych stopów i ich stosowalności w praktyce. Zahartowany blok (np. duralowy) wykazuje stopniowy wzrost twardości zależny od różnych warunków termicznych, przy czym towarzyszą temu procesowi zmiany szeregu własności fizycznych i chemicznych. Poza właściwościami mechanicznymi które ulegają najsilniejszym zmianom, bardzo wyraźne efekty wykazuje opór elektryczny i przenikalność magnetyczna, przy czym na charakter tych zmian i ich szybkość zasadniczy wpływ ma temperatura, w której proces samoulepszania się odbywa. Badania roentgenograficzne¹) wykazały w początkowej fazie procesu ledwo dostrzegalne zmiany siatki krystalicznej, w dalszej fazie, poza innymi efektami, także pewien nieznaczny wzrost stałej siatki.

Z szeregu badań tego zjawiska²) w różnych temperaturach wynika, że pomiędzy tymi rozmaitymi zmianami istnieje niewątpliwie pewien związek. Pomimo to jednolitego i należycie ugruntowanego wytłumaczenia mechanizmu badanego procesu, a tym bardziej jego ujęcia ilościowego, jeszcze nie ma. Proces samoulepszania rozpoczyna się w chwili gdy stop posiadający skład i znajdujący się w temperaturze, odpowiadającym obszarowi roztworu stałego granicznego, zostaje zahartowany przechodząc w obszar niejednorodny, przez co rozpoczyna się wydzielanie kryształów związków (przeważnie CuAl₂). Najbardziej prawdopodobne wydaje się przypuszczenie, że mamy tutaj do czynienia z dwoma odrebnymi stadiami procesu: pierwsze stadium jest to okres poprzedzający wydzielenie się miedzi, drugie jest z tym wydzieleniem związane 3). O ile

- G. Wassermann, J. Weerts, Metallwirtschaft, 14, 605 (1935).
- J. Hengstenberg, G. Wassermann, Z. Metallkunde, 23, 114 (1931).
- ²) *W. Fraenkel, E. Scheuer, Z.* Metallkunde, **14**, 49 (1922).
- W. Fraenkel, E. Scheuer, Z. Metallkunde, 12, 427 (1920).

G. Masing, Archi. Eisenhüttenwes. 2, 185 (1929).

G. Masing, Stahl Eisen, 48, 1472 (1928).

- M. L. V. Gayler, G. D. Preston, J. Inst. Metals, 41, 191 (1929).
- P. A. Chevenard, A. M. Portevin, X. F. Waché, J. Inst. Metals, 42, 337 (1929).

W. Fraenkel, Z. Metallkunde, 22, 84 (1930).

G. Tammann, Z. Metallkunde, 22, 365 (1930).

- ³) C. H. Desch, The Chemistry of Solids, Ithaca N. Y. (1934).
- M. L. V. Gayler, G. D. Preston, J. Inst. Metals, 41, 191 (1929).

¹) E. Schmid, G. Wassermann, Metallwirtschaft, 9, 421 (1930).

W. Stenzel, J. Weerts, Metallwirtschaft, 12, 353, 369 (1933).

v. Göler, G. Sachs, Metallwirtschaft, 8, 671 (1929).

M. L. V. Gayler, J. Inst., Metals, 60 (1937).

w pierwszym okresie zmiany własności metalu są spowodowane dyfuzją atomów rozpuszczonego metalu do pewnych części siatki krystalicznej (przez co np. wzrasta opór elektryczny), o tyle w drugim okresie głównym czynnikiem jest powstawanie cząsteczek związku, które z czasem tworzą drobne kryształy. Szybkość z jaką oba te procesy zachodzą, jak też ich wzajemne nakładanie się w czasie, a więc i nakładanie się z nimi związanych zmian właściwości metalu, jest w dużym stopniu zależne od temperatury. Zasadniczym zagadnieniem jest więc tutaj zbadanie przebiegu tych procesów w czasie czyli ich kinetyki. O ile jednak zmiany wspomnianych właściwości zostały już dość szczegółowo zbadane, o tyle możliwość wyciągnięcia wniosków co do kinetyki samych procesów jest, z powodu braku dokładnej znajomości związku pomiędzy temi właściwościami a przypuszczalnym mechanizmem samoulepszania, bardzo mała.

Powstało zatem zagadnienie znalezienia takiego sposobu analizy badanego efektu, który by może ułatwił bliższe poznanie samego mechanizmu zjawiska. Zwrócono zatem uwage na efekty cieplne towarzyszące procesowi samoulepszania przypuszczając, że dadzą one podstawę do termodynamicznego podejścia do zagadnienia. W wyższych temperaturach efekty te były już parokrotnie zauważone, natomiast w temperaturze pokojowej zostały znalezione po raz pierwszy dopiero niedawno przez Świętosławskiego, Czochralskiego⁴) i ich współpracowników przy pomocy pomiarów mikrokalorymetrycznych. Pomiar dokonywany był metodą analizy krzywych ogrzewania się bloku badanego metalu, którą w dalszym ciągu dla krótkości będziemy nazywali metodą A. Metoda ta polega na tym, że w termostacie utrzymuje się stałą temperaturę mierząc przyrost temperatury samoczynnie się ogrzewającego bloku duralowego względem termostatu przy pomocy układu różnicowego termopar. Blok będący początkowo chłodniejszy od termostatu ogrzewając się przekracza w pewnym momencie jego temperaturę to i później, na skutek strat przez promieniowanie po osiągnięciu maksimum, dąży z powrotem do temperatury to. W chwili przekraczania temperatury termostatu w czasie ogrzewania się bloku wymiana cieplna pomiędzy nim a termostatem znika (teoretycznie). Stad wynika, że szybkość ogrzewania się bloku w tym momencie jest uwarunkowana wyłącznie własnym

efektem cieplnym, a zatem tangens kąta nachylenia stycznej do krzywej ogrzewania się względem osi czasu w punkcie zrównania się temperatur daje wielkość samego efektu badanego. Robiąc kilka takich pomiarów w pewnych odstępach czasu otrzymano zależność natężenia emisji ciepła od czasu, a stąd i całkowite ciepło. Ponieważ pierwszy punkt pomiaru otrzymano dopiero w 22 godziny po zahartowaniu bloku, więc zmierzono właściwie tylko koniec samego zjawiska emisji ciepła, t. j. jej zanik. Z drugiej strony samą krzywą natężenia emisji ciepła trzeba było wyznaczyć tylko przy pomocy kilku punktów. Z tych względów nasuwała się konieczność zbadania możliwości modyfikacji stosowanej metody, ewentualnie użycia innych.

II. Metody badań.

W celu umożliwienia pomiaru efektu w jak najkrótszym czasie po zahartowaniu bloku należało w przypadku użycia wyżej wspomnianej metody A podać sposób otrzymania danych z całego przebiegu krzywej ogrzewania, a nie tylko z jej punktu przecięcia z prostą odpowiadającą temperaturze termostatu. Osiągnięto to w ten sposób, że wyprowadzono odpowiedni wzór umożliwiający obliczanie potrzebnych wielkości, przez co jednocześnie otrzymano większą ilość punktów i znacznie zwiększono dokładność wyniku.

Jeśli przez q oznaczymy ilość ciepła emitowaną przez gram metalu w jednostce czasu, a ciepło właściwe metalu badanego przez c, to przyrost temperatury bloku, gdyby nie było wymiany cieplnej z otoczeniem (termostatem) w czasie $\Delta \tau$, wyrazi się:

$$(\Delta t)_{a} = \frac{q}{c} \Delta \tau$$

Jeśli natomiast założymy, że własnej emisji cieplnej niema, to zmiana temperatury bloku jest spowodowana wyłącznie ewentualną różnicą temperatur bloku t i termostatu t₀, i wyraża się:

$$(\Delta t)_i = K (t_o - t) \Delta \tau$$

gdzie K jest stałą dającą się łatwo dla danych warunków oznaczyć. Zatem całkowita zmiana temperatury bloku w czasie Δτ wyrazi się:

 $\begin{array}{l} \Delta t = (\Delta t)_{a}^{'} + (\Delta t)_{i} = \left[\frac{q}{c} + K(t_{o} - t) \right] \Delta \tau \\ d \end{array}$

stad

$$\frac{\mathbf{q}}{\mathbf{c}} = \frac{\Delta t}{\Delta \tau} - \mathbf{K} \left(\mathbf{t}_{o} - \mathbf{t} \right)$$

W. Świętosławski i J. Czochralski, Wiad. Inst. Met.
 59 (1936).

lub wreszcie przyrównując stosunek $\frac{\Delta t}{\Delta \tau}$ do pochodnej w danym punkcie:

$$q = c \left[\frac{dt}{d\tau} - K \left(t_o - t \right) \right] \dots (1)$$

Wzór ten umożliwia wykorzystanie całego przebiegu krzywych ogrzewania do obliczenia q, przez co uzupełnia w pożądany sposób metodę A.

W termostatowym pokoju Instytutu zbudowano nową aparaturę do pomiarów mikrokalorymetrycznych, zasadniczo podobną do aparatury używanej w pracy Świętosławskiego, Czochralskiego i współpracowników. Ponieważ wykonywanie pomiarów przy pomocy metody A było takie samo jak w wspomnianej pracy, więc w szczegóły tutaj wchodzić nie będziemy. W celu upewnienia się o słuszności wyników otrzymanych przy użyciu wzorów (1) wykonano również pomiary inną metodą, t. zw. adiabatyczną. Polega ona na tym, że od chwili doprowadzenia do zrównania w jak najkrótszym czasie po zahartowaniu temperatury bloku i temperatury termostatu utrzymuje się nadal jednakowe. Z tego powodu wzór (1) dla tej metody upraszcza się do:

$$q = c \frac{dt}{d\tau} \dots \dots \dots \dots \dots (2)$$

gdyż stale $t_0 = t$. Tutaj zatem również otrzymujemy wielkość q od początkowej chwili pomiaru, przy czym bezpośrednia krzywa ogrzewania daje całkowite ciepło wywiązane w czasie trwania procesu.

III. Wyniki.

a) Metoda analizy krzywych ogrzewania się bloku (metoda A).

Bezpośrednie krzywe ogrzewania się bloku otrzymane w czasie siedmiu pomiarów dokonanych w ciągu dziesięciu dni od chwili zahartowania z temperatury 510° C są podane na rys. 1.

Jak widać, pierwszy punkt pomiaru uzyskano już w 65 minut, a pierwszy punkt przecięcia w 90 minut po zahartowaniu bloku. Ostatni pomiar w 270 godzin po zahartowaniu odpowiada niemal całkowitemu zanikowi emisji ciepła, co można zauważyć z asymptotycznego charakteru krzywej. W celu zastosowania wzoru (1) należało oznaczyć wielkość K, którą otrzymano z krzywej ogrzewania dla tego samego bloku znajdującego się w stanie obojętnym. Jeśli mianowicie blok nie jest źródłem ciepła, a w danej chwili istnieje różnica temperatur bloku i termostatu, wówczas wielkość $\frac{\ln 2}{K}$ jest okresem połówkowym procesu wyrównywania się tych temperatur. Stąd otrzymano wartość K=0,345.



Rys. 1. Przykład krzywych ogrzewania się bloku przy stosowaniu metody A. Oznaczenie godzin na osi czasu odpowiada tylko krzywej I.

Mierząc kąty nachylenia stycznej w różnych punktach otrzymanych krzywych i stosując wzór (1) uzyskano przebieg w czasie natężenia emisji ciepła podany na rys. 2 (na osi rzędnych odło-



Rys. 2. Przebieg natężenia emisji ciepła dla metody A (linia ciągła) i dla metody adiabatycznej (linia kropkowana).

żono wielkość $\frac{q}{c}$), przy czym część początkową krzywej ekstrapolowano do zera, co jest teoretycznie uzasadnione, i stanowić może błąd w czasie rzędu paru minut, a w wyniku końcowym jest całkowicie bez znaczenia. Krzywa posiada, jak widzimy, stosunkowo ostre maksimum w chwili τ_m przypadające w tym pomiarze w czwartej godzinie po zahartowaniu.

Zauważono, że mniej więcej od chwili $\tau = 2 \tau_m$ zanik natężenia emisji ciepła daje się z dokładnością znacznie przewyższającą błąd doświadczalny przedstawić wzorem:

$$\frac{\mathbf{q}}{\mathbf{c}} = \frac{\mathbf{a}}{(\tau+\mathbf{b})^2} \quad . \quad . \quad . \quad . \quad (3)$$

gdzie a i b stałe. Fakt ten, sprawdzony dla wszystkich pomiarów, okazał się bardzo ważnym dla dalszych obliczeń. Chcąc mianowicie znaleźć ciepło wyemitowane do danej chwili τ_x należy zmierzyć obszar zakreślony krzywą do punktu τ_x . Otóż część do punktu $\tau=2 \tau_m$ zmierzono na drodze graficznej, a dalszą część obliczono wprost ze wzoru (3) po zcałkowaniu w granicach 2 $\tau_m - \tau_x$, lub w szczególnym przypadku obliczania ciepła całkowitego, w granicach 2 $\tau_m - \infty$. Odpowiedni wzór ma postać:

$$\int_{2\tau_m}^{\tau_x} \frac{q}{c} d\tau = -a \left[\frac{1}{b + \tau_x} - \frac{1}{b + 2\tau_m} \right] . \quad . \quad (4)$$

Wykres ilości ciepła wyemitowanego do danej chwili, obliczony w ten sposób, podaje rys. 3,



Rys. 3. Wykres ilości ciepła wyemitowanego jako funkcja czasu dla metody A (linia ciągła) i dla metody adiabatycznej (linia kropkowana),

przy czym jako całkowite ciepło wyemitowane w ciągu pełnego przebiegu zjawiska otrzymano 1,63 cal. na gram metalu (przyjmując c=0,2). Stałe a i b mają w tym przypadku odpowiednio wartości 100 i 10. Maksimum krzywej na rys. 2 odpowiada tutaj punktowi przegięcia. Jak widzimy z wykresu, już po $6^{1/2}$ godzinach została wyemitowana ćwierć, a po 15 godzinach połowa całkowitego ciepła.

b) Metoda adiabatyczna.

Warunkiem należytego prowadzenia pomiaru metodą adiabatyczną jest możliwość szybkiego dostosowania temperatury termostatu (około 450 litrów pojemności) do temperatury bloku. Z tego względu musiano uzupełnić aparaturę dodatkowymi grzejnikami oraz urządzeniem do chłodzenia. Typowe krzywe ogrzewania są podane na rys. 4 dla bloku hartowanego również z 510° C.



Rys. 4. Krzywa ogrzewania się bloku przy stosowaniu metody adiabatycznej.

W celu porównania z pomiarem metodą A zastosowano wzór (2) otrzymując zależność wielkości q od czasu. Jak widzimy z rysunku 2, o ile ogólny charakter krzywej jest ten sam, o tyle położenie i wysokość maksimum są inne, a zanik efektu szybszy niż dla krzywej otrzymanej metodą A. Jak okażemy, różnicy tej, na skutek stosowania odmiennych metod, należało się spodziewać. Przebieg czasowy ciepła wyemitowanego, otrzymany na tej samej drodze co poprzednio, podany jest na rys. 3, przy czym posługiwano się również wzorem (3), przy wartości stałych a i b: 38,8 i 2 odpowiednio. Na ciepło całkowite otrzymano 1,70 cal. na gram, wielkość różniąca się zaledwie 4% od wielkości otrzymanej metodą A. Pochodzenie tej różnicy jest łatwym do zrozumienia jeśli się uwzględni wpływ temperatury hartowania. Na podstawie innych pomiarów można przypuszczać, że wpływ temperatury hartowania na całkowitą ilość ciepła wyemitowanego jest silny. To też w tym przypadku pewne możliwe różnice w temperaturach hartowania całkowicie tłumaczą drobne różnice efektu cieplnego. Ponieważ zresztą nawet ta różnica mieści się w granicach prawdopodobnego błędu pomiarowego (t.j. błędu przy założeniu idealnej równości warunków hartowania), który określamy na $\pm 0,05$

cal., więc możemy przyjąć na ciepło całkowite 1,67 \pm 0,05 cal.

Jeśli chodzi o odmienny charakter obu krzywych, to wynika on z istoty samych metod pomiarowych. Wiadomo bowiem, że szybkość procesu samoulepszania jest nadzwyczaj wrażliwa na temperaturę w jakiej się odbywa. Otóż w obu tutaj stosowanych metodach warunki termiczne są bardzo różne. Przy metodzie A temperatura bloku zmienia się w granicach co najwyżej jednego stopnia w czasie trwania pomiaru, natomiast przy procesie adiabatycznym z samej zasady pomiaru wynika, że temperatura bloku stale wzrasta. Na przykład dla krzywej podanej na rys. 4, wzrost temperatury w pierwszym pomiarze wyniósł przeszło 5,5° C. Jeśli przy tym uwzględnimy, że proces adiabatyczny rozpoczął się w temperaturze nieco niższej od procesu przy metodzie A, to mamy w zupełności wytłumaczone różnice pomiędzy obu krzywymi narys. 2. W początkowym stadium procesu adiabatycznego, odbywającego się w temperaturze nieco niższej, emisja ciepła była powolniejsza niż przy metodzie A, w miarę ogrzewania się bloku stała się jednak większa, przez co też zanik efektu musiał być szybszy. To samo uwydatnia się również na rys. 3.

IV. Wnioski.

Dotychczasowe wyniki badań termicznych nie pozwalają na wyciągnięcie wielu wniosków co do samego mechanizmu zjawiska samoulepszania przede wszystkim ze względu na złożoność zachodzących procesów. Zdaje się jednak, że na tej drodze będzie można otrzymać ważne dane o kinetyce tych efektów.

Na podstawie badań przebiegu zmian różnych właściwości metalu dokonanych w temperaturze pokojowej, a w szczegolności własności mechanicznych i elektrycznych, można sądzić, że w tych warunkach pierwsza część procesu samoulepszania jest związana wyłącznie z okresem dyfuzji, a okres wydzielania zaznacza się dopiero później (po kilkudziesięciu godzinach). O ile tak jest, to nasuwa się prawdopodobne założenie, że wydzielona ilość ciepła jest proporcjonalna do ilości procesów dyfuzji, które miały miejsce. Wówczas wykres na rys. 3 można w tym sensie uważać również za obraz ilościowy względny przebiegu w czasie zjawiska wędrówki atomów metalu rozpuszczonego w siatce krystalicznej. Fakt ten, łącznie ze znaną ilością ciepła wydzielonego w czasie tej wędrówki, na gruncie dalszych szczegółowych badań może dać podstawę termodynamicznego ujęcia zjawiska.

Należy jeszcze zaznaczyć, że ze wzorów (1) i (3) oraz (2) i (3) można otrzymać równania dające zależność temperatury bloku od czasu (dla τ większego od 2 τ_m) dla każdej z metod pomiarowych. Równania te jednak mają znaczenie raczej metodologiczne niż teoretyczne, a przy tym dla metody A nie dadzą się w prostej postaci przedstawić. Z tych względów nie są tutaj przytoczone.

Warszawa, 1937,

Dział Metalurgiczny Chemicznego Instytutu Badawczego

oraz

Instytut Metalurgii i Metaloznawstwa Politechniki Warszawskiej.

On the Thermic Effects Associated with the Ageing Processes

by J. CZOCHRALSKI, R. SMOLUCHOWSKI and H. CAŁUS

Summary

In spite of the numerous investigations of different effects associated with the ageing process there is no uniform and satisfactory explanation of its mechanism and the more no quantitative theory of that effect. One might suppose however that there are two stages of the ageing effect: the first is the diffusion of the atoms of the solved metal to certain parts of the lattice and the second is the formation of molecules of the precipitating compound and the actual formation of its crystals. One might hope that the measurements of the heat effects connected with the ageing processes will give a basis for a future theory their connection with the supposed mechanism being less complicated than it is the case with other properties.

The first measurements of this kind were made by Świętosławski and Czochralski and collaborators who used a microcalorimeter. Their method was the following (method A). The temperature t of the block under investigation was originally lower than the temperature of the thermostat to. As a result of heat exchange and of internal heat effect it increased becoming even higher than t_0 and finally after reaching a maximum it decreased approaching asymptotically t_0 . At the moment when the difference between the temperatures of the block and of the thermostat vanished, the derivative of the temperature with respect to the time gave the value of the internal heat effect in that moment. In this way one obtained however only a few points and measured only the decline of the effect (its end). It was therefore necessary to improve the method to obtain possibly the first stages of the heat emission (the increase of the effect) and to improve the accuracy. To this end the formula (1) has been obtained permitting the evaluation of the heat effect throughout the course of the measurement and permitting together with some technical improvements to obtain good quantitative results (g-heat emitted in unit of time, c-specific heat, K-a constant characteristic for the calorimeter used). The measurements begun 65 minutes after quenching and lasted with intervals for over 10 days. The results have been checked using the adiabatic method in which the temperatures of the block and of the thermostat are kept permanently equal. The corresponding formula simplifies to (2). Fig. 2 shows the intensity of the heat effect as calculated with the help of formula (1) from the curves of fig. 1 in the case of the first method (method A) and with the help of formula (2) from curves of fig. 4 in the case of the adiabatic method. It has been found that the curves of fig. 2 for τ greater than $2\tau_m$ where τ_m corresponds to the maximum, are always very well approximated by formula (3) with a and b constant. This was very useful in integrating the curves in fig. 2 that is in calculating the diagram of the heat emitted as a function of time. The result is shown in fig 3. For total heat for Duralumin guenched from 510° C one obtains 1,67+0,05 cal. per gram. The difference in the shape of both curves in fig. 2 and 3 is perfectly well understood if we take into account the influence of the temperature of ageing on the speed of the effect and the fact that in the case of the adiabatic method the temperature of the block was originally slightly lower and, later on, higher than in the case of method A. Therefore the whole heat emission in the adiabatic method took place quicker and the decline of the effect was sharper.

It is not yet possible to draw many conclusions. However, if we assume that the heat emission is proportional to the number of diffusion processes which took place in the lattice, the curves of fig. 3 might be treated as a relative quantitative picture of the diffussion effect.

EXPLANATION OF THE FIGURES.

Fig. 1. Some curves representing the changes of the temperature of the block in the case of method A. The time notation corresponds only to the curve I.

Fig. 2. The intensity of heat emission as obtained with the method A (full line) and with the adiabatic method (dotted line).

Fig. 3. Diagram of the heat emitted as function of time as obtained with the method A (full line) and with the adiabatic method (dotted line).

Fig. 4. Increase of the temperature of the block in the case of the adiabatic method.

Warszawa, 1937,

Chemical Research Institute, Departement of Metallurgy

and

Polytechnical Institute for Metallurgy and Metallography.

G. WELTER i L. OKNOWSKI

Wpływ szybkości rozciągania w wysokich temperaturach na własności wytrzymałościowe metali II¹)

Influence de la vitesse de traction sur la résistance des métaux aux températures élevées II¹)

T R E Ś Ć: Druga część niniejszej pracy obejmuje wyniki badań nad aluminium, alupolonem i nisko topliwymi metalami ołowiem i cyną. Wpływ szybkości rozciągania na własności wytrzymałościowe zbadano w zakresach temperatur od 20° do 300° (Al) i od 20° do 400° (alupolon). Z wyjątkiem alupolonu w temp. 200° stwierdzono zupełnie podobne zachowanie się tych metali do materiałów opisanych w I-ej części pracy. Nie udało się ustalić zależności między wydłużeniem A i przewężeniem C, a szybkością rozciągania. Dla ołowiu i cyny pomiary prowadzono w temp. 20°, 80° i 150°. Ustalono, że silna zależność Rr od szybkości rozciągania, która u innych metali występuje dopiero w wyższych temperaturach, u niskotopliwych metali ma miejsce już w normalnej temperaturze.

Aluminium.

Badania nad aluminium (99,5% Al) wyżarzonym w ciągu 3 godz. w temp. 350° , przeprowadzono w temperaturach: 20° , 105° , 200° i 300° . Próby w temperaturach wyższych od 300° , ze względu na spadek Rr poniżej 2 kg/mm², wydawały się praktycznie bezcelowe.

Charakter zależności charakterystyk wytrzymałościowych od szybkości rozciągania jest tu podobny do mosiądzu. Ze wzrostem szybkości rozciągania następuje silny i systematyczny wzrost Rr, przy czym wydłużenie i przewężenie pozostają bez zmian (duży rozsiew wyników dla A_0°). Tablice I do IV i wykres (rys. 1) wskazują, że przyrost Rr (prób najszybciej rozciąganych w stosunku do prób rozciąganych z najmniejszą szybkością) wynosi w temperaturach 20°, 150°, 200° i 300° odpowiednio 11,6%; 10,8%; 35,8%; 110%, przy stosunkach szybkości rozciągania między granicznymi próbami 562 : 1; 1780 : 1; 3740 : 1; 2450 : 1. Złomy próbek rozciąganych wolno lub szybko nie różniły się między sobą.

Alupolon (duraluminium krajowe).

Próbki (wg. rys. 1, część I) wykonano z materiału w stanie dostarczenia ze względu na zachowanie ulepszonych własności alupolonu. Z tej

TABLICA I.

Material: aluminium.

Wyżarzone w temp. 350°, 3 godz.; nastawienie siłomierza 4000 kg.

1.825	Temperatura 20°							
Nr. p.	Czas próby	Szybk.**) rozciąg. %/min.	$\frac{Rr}{kg/mm^2}$	A5 %	C %	Praca cm ^{2*})		
1*)	9″	292	8,55	43,7	86,7	3,6		
2*	10"	258	8,38	43,0	86,4	3,7		
3	24″	105	8,58	42,0	87,5	3,2		
4	26″	104	8,43	45,0	86,8	3,4		
5	28″	95,3	8,16	44,5	87,0	3,7		
6	1'16"	33,4	7,98	42,5	86,7	3,3		
7	3'5"	13,8	7,95	42,5	86,0	3,1		
8*	4'9"	10,7	7,94	42,5	87,8	3,5		
9	6'43″	6,6	7,95	44,5	86,5	3,6		
10	10'3″	4,5	7,86	45,0	87,0	3,6		
11	19'9″	2,2	7,86	42,5	86,2	3,7		
12	27'40"	1,6	7,78	43,7	87,5	3,6		
13	44'30"	1,01	7,82	45,0	85,6	3,4		
14	1h 33″	0,52	7,66	51,5	87,0	4,0		
Stosunki między granicznymi pró- bami		Maksyma súnku do z najm	alny prz o prób niejszą	zyrost rozciąg szybko	w sto- ganych ością			
	1:660	562:1	+11,6%	0-0	-			

*) G. Weller i L. Oknowski, Wiad. Inst. Met. 4, 7 (1937), patrz str. 7 i 8, odnośnik *).

**) Szybkość rozciągania w mm/min. można otrzymać przez pomnożenie liczb w tej kolumnie przez współczynnik 0,4 (długość pomiarowa wynosiła 40 mm).

TABLICA II.

Material: aluminium.

Wyżarzone w temp. 350°, 3 godz.; nastawienie siłomierza 400 kg.

Filler.	Temperatura 105°						
Nr. p.	Czas próby	Szybk. rozciąg. %/min.	R _r kg/mm²	A ₅ %	C %	Praca cm ²	
1*	2,2″	1160	7,36	42,5	88,8	33,0	
2*	2,8″	992	7,56	46,2	87,7	34,5	
3	7″	395	7,44	46,2	88,6	41,9	
4	7,5″	370	7,36	46,2	88,3	36,0	
5	27″	106	7,16	48,0	87,7	37,7	
6	1'55″	31,6	7,08	60,0	88,0	40,1	
7	4'	12,8	6,84	51,2	88.3	33,8	
8	6'7″	9,5	6,77	58,0	89,0	39,2	
9	12'10"	4,8	6,59	58,0	89,0	33,8	
10	20'42"	3,0	6,69	62,0	90,0	42,2	
11	22'	2,3	6,60	50,5	89,8	28,8	
12	43'	1,2	6,58	52,5	90,0	32,2	
13	1h 30'	0,654	6,64	58,8	88,3	40,4	
Stosunki między granicznymi pró- bami		Maksym sunku d z najm	alny pr o prób niejszą	zyrost rozcią szybk	w sto- ganych ością		
	1:2450	1780:1	+10,8%		-	-	

TABLICA III.

Material: aluminium.

Wyżarzone w temp. 350°, 3 godz.; nastawienie siłomierza 400 kg.

新生产的	Temperatura 200°							
Nr. p.	Czas próby	Szybk. rozciąg. %/min.	$\frac{R_r}{kg/mm^2}$	A 5 %	C %	Praca cm ²		
1*	2,5″	1380	6,02	57,5	90,0	36,7		
2*	3″	1260	5,83	63,0	92,8	37,3		
3	6″	517	5,92	51,7	92,0	32,0		
4	7,2″	500	5,70	60,0	91,3	36,1		
5	43″	80	5,22	57,5	92,8	36,0		
6	1'5"	58,4	4,98	64,2	93,4	32,3		
7	1'20″	49,2	4,98	65,5	93,4	35,0		
8	2'10"	29,3	4,97	63,0	93,3	32,9		
9	4'33"	13,8	4,75	62,0	92,6	31,1		
10	9'10"	5,9	4,65	54,2	93,0	24,4		
11	19'33"	3,2	4,53	62,5	93,3	28,3		
12	22'	2,2	4,34	49,0	93,7	22,7		
13	55'5"	1,05	4,42	58,0	93,5	25,8		
14	2h 39'	0,372	4,44	59,2	92,4	27,0		
	Stosunki między granicznymi pró- bami		Maksyma sunku d z najn	alny pr o prób nniejsza	zyrost rozciąg szybk	w sto- ganych ością		
	1:3820	3740;1	+35,8%		-	35%		

TABLICA IV.

Material: aluminium.

Wyżarzone w temp. 350°, 3 godz.; nastawienie siłomierza 400 kg.

an a	Temperatura 300°							
Nr. p.	Czas próby	Szybk. rozciąg. %/min.	R _r kg/mm ²	A ₅ %	C %	Praca cm ²		
1*	2,2"	2010	3,99	73,8	94,4	41,5		
2*	2,2"	2520	3,97	92,5	94,4	48,1		
3	4''	532	4,20	35,5	94,0	-		
4	4,2"	840	3,75	58,7	95,0	28,2		
5	4,6"	725	3,87	55,5	94,5	32,0		
6	6,6″	743	4.00	81,7	95,6	36,8		
7	33"	320	3,31	72,5	96,2	23,4		
8	1'	67,5	3,14	67,5	95,7	22,5		
9	2'7''	33,0	3,07	70,0	96,2	21,7		
10	4'48''	14,6	2,76	70,0	96,4	17,4		
11	14'	4,3	2,40	60,0	96,4	14,4		
12	24'5"	3,5	2,24	84,5	96,8	12,5		
13	38'20"	1,6	2,20	60,0	96,5	12,3		
14	1h 40'	0,825	2,01	82,5	96,8	14,5		
	Stosunki między granicznymi pró- bami		Maksym sunku d z najn	nalny pr o prób nniejsza	zyrost rozciąg szybk	w sto- ganych cością		
Constant of	1:2710	2450 : 1	+110%		2%	300%		

samej przyczyny starano się, aby czas podgrzewania materiału do temperatury badania był jednakowy dla wszystkich próbek danej serii.



Rys. 1. Wykres przestrzenny wpływu szybkości rozciągania w wysokich temperaturach na wytrzymałość Rr aluminium. Oś pozioma przedstawia czas rozciągania próbki w minutach.

Przed przystąpieniem do rozciągania wygrzewano próbkę w ciągu 15 minut. Wyniki badań, które prowadzono w temperaturach 20°, 100°, 200°, 300° i 400°, zestawiono w tablicach V do IX i na rys. 2. Z wyjątkiem prób w temp. 200° przebieg zależności R_r od szybkości rozciągania dla alupolonu nie różni się od wyżej opisanych materiałów. W temperaturze 20° i 100°, w zakre-

TABLICA V.

Materiał: alupolon (duralumin. kraj.).

Stan dostarczenia; nastawienie siłomierza 4000 kg.

	Temperatura 20°					
Nr. p.	Czas próby	Szybk. rozciąg. %/min.	R _r kg/mm²	A 5	C %	
1*	9″	180	43,9	27,0	49,2	
2*	9″	185	43,4	27,5	48,3	
3*	9″	200	43,1	30,0	44,7	
4	23"	65	43,8	25,0	50,7	
5	23"	68,6	43,3	26,3	49,0	
6	1'30"	17,7	43,2	26,5	49,2	
7	3'5"	8,8	43,4	26,5	49,4	
8	6'3"	4,6	43,4	27,5	50,3	
9	13'30"	2,04	43,7	27,5	51,0	
10	30'	0,92	43,7	27,5	51,5	
11	1 h 30'	0,33	43,6	27,5	49,7	
Stosunki między granicznymi pró- ķami		Maksyma sunku do z najmr	lny przyro prób rozc niejszą szy	st w sto- iąganych bkością		
	1:600	540:1			_	

TABLICA VII.

Materiał: alupolon (duralumin kraj.).

Stan dostarczenia; nastawienie siłomierza 4000 kg

ACCOUNT OF						
ないないのないであるというと言語の	Nr. p.	Czas próby	Szybk. rozciąg. %/min.	Rr kg/mm ²	A ₅	C %
ないなないでん	1*	7″	200	30,0	23,2	48,4
Constantial and	2*	7″	190	30,5	23,7	54,0
NACE AND	3*	9″	150	30,5	22,5	54,3
Sector Sector	4	23″	74	30,2	28,5	57,3
1000	5	23″	72	30,2	27,5	56,5
Sec. Sec.	6	1′55″	15	30,6	28,7	44,7
and the second	7	3'12"	10,6	30,5	32,0	54,7
	8	6'50"	5,0	31,8	33,7	53,2
1000	9	20'45"	1,48	32,1	30,7	51,0
Consects	10	29'	1,1	32,2	32,0	47,0
Calles Per	11	38'	0,76	32,1	29,0	50,7
ALS-SO LE	12	1h 6'	0,38	31,8	25,0	48,3
States and a local second second second	Stosunki między granicznymi pró- bami		Maksymal sunku do z najmr	ny przyros prób rozc niejszą szy	st w sto- iąganych bkością	
Subsection of		1:566	526:1	- 6,2%	-	-

TABLICA VI.

Materiał: alupolon (duralumin kraj).

Stan dostarczenia; nastawienie siłomierza 4000 kg

Part and	Temperatura 100°						
Nr. p.	Czas próby	Szybk. rozciąg, %/min.	Rr kg/mm ²	A5 %	C %		
1*	7,5″	180	40,1	22,5	51,8		
2*	7,5"	180	39,5	22,5	50,9		
3	25″	54	40,1	22,5	51,4		
4	23″	65	39,9	25,0	50,6		
5	2'50"	8,8	39,7	25,0	51,2		
6	6'	4,4	39,8	26,2	52,8		
7	8'50"	2,97	39,8	26,2	50,8		
8	12'17″	2,14	39,2	26,2	52,3		
9	20'15"	1,30	40,4	26,2	51,5		
10	41'35"	0,60	40,3	25,0	51,2		
	Stosunki między granicznymi pró- bami		Maksymal sunku do z najmn	ny przyro prób rozo iejszą szy	st w sto- ciąganych bkością		
	1:333	300:1					

sie badanych szybkości rozciągania, Rr nie zależy od czasu trwania próby. Natomiast w temp. 300° i 400° następuje wzrost wytrzymałości w miarę zwiększania szybkości rozciągania; przyrost Rr w temp. 300° i 400° wyniósł 73,3% (od 9 kg/mm² przy czasie trwania próby 55 min. do 15,6 kg/mm² przy 7 sek.) i 180% (od 2,81 kg/mm² przy 42 min. 50 sek. do 7,85 kg/mm² przy 2

TABLICA VIII.

Materiał: alupolon (duralumin. kraj.).

Stan dostarczenia; nastawienie siłomierza 4000 kg.

	Те	mper	atura	300°	
Nr. p.	Czas próby	Szybk. rozciąg. %/min.	Rr kg/mm ²	A ₅ %	C %
1*	7"	218	15,6	25,5	81,0
2*	7"	310	15,3	36,2	82,0
3*	7"	290	15,1	33,8	81,7
4	12"	118	13,7	23,7	81,4
5	19"	125	12,8	39,5	86,2
6	2'20"	10,2	11,7	23,8	80,2
7	2'40"	13,2	11,4	35,0	81,0
8	6'	4,1	11,9	24,5	78,3
9	10'50"	2,7	11,1	29,5	80,3
10	15'30"	1,3	10,2	20,0	75,5
11	28'40"	-	10,6	-	76,0
12	55'	0,41	9,0	22,5	72,2
Stosunki między granicznymi pró- bami		Maksyma sunku do z najm	lny przyro prób rozo niejszą szy	st w sto- ciąganych bkością	
	1:471	~530:1	+ 73,3%		

sek)²). Strata ulepszonych własności alupolonu, szczególnie w próbach długotrwałych²), wpływa tu, obok innych wymienionych już czynników¹),

²) E. Perchorowicz, Przegląd Mechaniczny, **1**, 76 (1935), porówn. wyniki dla stopu RR 59 w temp. 350° (str. 762).

TABLICA IX.

Materiał: alupolon (duralumin. kraj.). Stan dostarczenia: nastawienie siłomierza 400 kg.

in the second	T e	mper	atura	400°	
Nr. p.	Czas próby	Szybk. rozciąg. %/min.	Rr kg/mm ²	A ₅ 0'	C ay A
1*	$\sim 2''$	1700	7,85	56,6	89,5
2	6"		6,47		
3	6"	855	6,25	85,5	92,8
4	22"	226	5,36	82,5	93,2
5	52"		4,60	118,0	95,5
6	1'15"	62	4,0	78,0	93,6
7	2'40"	31	4,0	87,5	92,6
8	6'		3,64	113,0	92,0
9	6'50"	10,2	3,19	70,0	92,6
10	16'15"	5,9	2,94	95,7	80,7
11	27'40"	2,2	2,54	62,0	81,2
12	42'50"	1,7	2,81	72,5	78,8
Stosunki między granicznymi pró- bami		Maksymal sunku do z najmr	ny przyro prób rozo niejszą szy	st w sto- ciąganych bkością	
-	1:1290	1000:1	+ 180%		

na przebieg zależności. Szczególne zachowanie się alupolonu w temp. 200°, gdzie ze zmniejszeniem szybkości rozciągania następuje nieznacz-



Rys. 2. Wykres przestrzenny wpływu szybkości rozciągania w wysokich temperaturach na wytrzymałość *Rr* alupolonu. Oś pozioma przedstawia czas rozciągania próbki w minutach.

ny wzrost wytrzymałości od 30 do 32 kg/mm², wiąże się prawdopodobnie z ubocznymi procesami sztucznego ulepszania w tej temperaturze. Wydłużenie i przewężenie dla prób w wyższych temperaturach wykazały niesystematyczny rozsiew wielkości.

Ołów i cyna.

Badania prowadzono na materiale plastycznie obrobionym na zimno; próbki wycinano z prętów o średnicy 25 mm, które otrzymano po przetłoczeniu bloczków odlanych (Ø 55 mm) przez odpowiednią matrycę. Wymiary próbek zależały od temperatury pomiaru, przy czym średnice ich wahały się od 15 mm do 19 mm, przy długości pomiarowej = 5 d. Wskutek niskiej temperatury topliwości i wydatnej rekrystalizacji w temp. po-

TABLICA X. Material: ołów.

Stan prasowany; nastawienie siłomierza 400 kg.

	Temperatura 20º									
Nr. p.	Czas próby	Szybk. rozciąg. %/min.	$\frac{Rr}{kg/mm^2}$	A5 %	C %					
1	10″	312	2,10	52,0	97,7					
2	9″	2.1 <u>-1</u> .28	2,01	an <u>ist</u> rana	98,3					
3	26″	139	1,84	60,0	98,0					
4	40″	93	1,87	62,0	99,2					
5-	1'40″	-	1,63		-					
6	1′55″	-	1,62	-	94,7					
7	1′56″	20,9	1,57	40,0	-					
8	6'2"	7,3	1,47	44	96,1					
9	12'	4,1	1,26	49,3	95,3					
10	13'10"	3,3	1,23	44,0	98,8					
11	28'	1,7	1,23	46,6	99,6					
12	30'	1,5	1,18	44,0	98,7					
13	57'	1,0	1,11	57,3	97,5					
	Stosunk graniczi ba	i między nymi pró- nmi	Maksymal sunku do z najmni	ny przyros prób rozc iejszą szył	st w sto- iąganych okością					
	1:342	312:1	+ 91%	_						

TABLICA XI.

Materiał: ołów.

S	stan	prasowany;	nastawienie	siłomierza	400	kg.
-						

	Т	emper	atura	80°	
Nr. p.	Czas próby	Szybk. rozciąg. %/min.	$\frac{Rr}{kg/mm^2}$	A5 %	C %
1	8″	336	1,53	44,8	a the second
2	25″	143	1,36	58,8	0%
-3	35″		1,21		10
· 4 -	1'25″	40	1,00	57,7	0
5	2'5"	25	1,02	52,7	~
6	11'30"	3,7	0,88	43,0	k
7	19'	2,6	0,82	50,5	•
8	47'	1,0	0,76	46,0	Simplement 1
Stosunki między Maksymalny przyrost v granicznymi pró- bami z najmniejszą szybko					
	1:352	336 : 1	+ 101,3%	(a ila)	2 22

TABLICA XII.

Material: ołów.

Stan prasowany; nastawienie siłomierza 400 kg.

	Temperatura 150º								
Nr. p.	Czas próby Szybk. rozciąg. %/min.		Rr kg/mm²	A ₅ %	C 9'				
1	10″	400	1,00	60,3	Section .				
2	10″	330	0,98	55,0	00%				
3	25″	172	0,81	71,5	F				
4	1'50"	30	0,60	54,0	ł o				
5	8'	8	0,56	64,0	0				
6	30'	2,4	0,40	73,7	o k				
7	1h 25'	0,63	0,34	54,0					
	Stosunk graniczn ba	i między 1ymi pró- ami	Maksymal sunku do z najmr	ny przyros prób rozc niejszą szy	st w sto- iąganych bkością				
	1:510	530:1	+ 194%	-					

kojowej wpływ szybkości rozciągania na własności wytrzymałościowe jest tu bardzo silny nawet w normalnej temperaturze.

Jak widać z tablicy X i rys. 3, wzrost szybkości rozciągania powoduje u ołowiu bardzo znaczne zwiększenie wytrzymałości na rozciąganie o 91% (od 1,11 kg/mm² przy 57 min. do 2,10 kg/mm² przy 10 sek.). Podwyższenie temperatury silniej jeszcze podkreśla tę zależność, dając w temp. 80° i 150° (tablice XI i XII) wzrost wytrzymałości o 101,3% i 194% (od 0,76 do 1,53 kg/mm² i od 0,34 do 1,00 kg/mm²).



Rys. 3. Wykres przestrzenny wpływu szybkości rozciągania w wysokich temperaturach na wytrzymałość Rr ołowiu. Oś pozioma przedstawia czas rozciągania próbki w minutach.

Badania przeprowadzone dla cyny dały wyniki zupełnie podobne do otrzymanych dla ołowiu. Ze wzrostem szybkości rozciągania w temperaturach 20°, 80° i 150° otrzymano przyrost wytrzymałości wynoszący 60%, 47% i 57,5%, przy stosunkach czasów rozciągania między granicznymi próbami odpowiednio 1:34, 1:264 i 1:95 (tab. XIII i rys. 4).

TABLICA XIII.

Material: cyna.

Stan prasowany; nastawienie siłomierza 4000 kg dla 20° i 400 kg dla 80° i 150°.

an a		Tem	pera	tura	1		
ar Arra	2	0.0	8	0 0	150.9		
Nr. p.	Czas próby	Rr kg/mm ²	Czas próby	Rr kg/mm ²	Czas próby	Rr kg/mm ²	
1	1′50°	2,23	10"	1,72	17"	1,24	
2	4'15"	1,87	1'	1,43	45″	1;06	
3	11'30″	1,66	3'35"	1,21	3'20"	0,84	
4	20'20"	1,60	12'	0,96	6'40″	0,64	
5	25'	1,53	40'	0,93	16'	0,64	
6	1h 7'	1,38	44'30"	0,92	27'	0,55	

Stosunek czasów między granicznymi próbami i maksymalne przyrosty w stosun-

ku do prób najwolniej rozciąganych





Rys. 4. Wykres przestrzenny wpływu szybkości rozciągania w wysokich temperaturach na wytrzymałość Rr cyny. Oś pozioma przedstawia czas rozciągania próbki w minutach.

Wspomnieć można też na tym miejscu, że wg Guertlera³) niskotopliwy lit (temp. topn. 179°, temp. rekryst. poniżej temp. pokojowej) w postaci blachy walcowanej zwiększa kilkakrotnie swoją wytrzymałość w temp. normalnej, gdy czas rozciągania próbki zmniejsza się od 230 min. do kilku sekund.

Wnioski.

- Stosunkowo nieznaczny wpływ szybkości rozciągania w temperaturze pokojowej wzmaga się silnie ze wzrostem temperatury.
- Metale niskotopliwe (Pb i Sn) wykazują wpływ ten w silnym stopniu nawet w temperaturze normalnej.

³) W. Guertler, Metallographie, II tom, 2 zeszyt, str. 2, Berlin (1935).

- 3) Ze wzrastającą szybkością rozciągania miedzi w wysokich temperaturach rosną wszystkie jej charakterystyki wytrzymałościowe (R_r, A i C) jednocześnie, podczas gdy u pozostałych metali (mosiądz, Al, duralumin, Pb i Sn) zanotowano jedynie wzrost R_r przy niezmienionych na ogół A i C.
- 4) Z przebiegu krzywych wynika, że własności wytrzymałościowe zależą w wielkim stopniu od zjawisk rekrystalizacji. Wniosek ten potwierdzają również wyniki otrzymane w przypadku łatwo rekrystalizujących metali: ołowiu i cyny.
- 5) Uzyskane wyniki pozwalają określić warunki, w jakich należy prowadzić próby na rozciąganie w wysokich temperaturach w laboratoriach wytrzymałościowych; określają one maksymalną dopuszczalną szybkość rozciągania, przy której nie występują jeszcze

uboczne czynniki szybkości wpływające na wyniki.

6) Badania te dają wreszcie pewne wskazania co do odporności materiału w czasie jego pracy. Widać z nich, że badane materiały w technicznym zastosowaniu (np. miedź i mosiądz jako blachy na zbiorniki i przewody pracujące często w przemyśle chemicznym w wysokich temperaturach) nie są narażone na niebezpieczeństwo w przypadku nagłych i szybkich obciążeń (np. uderzenia pary), gdyż w tych warunkach rośnie ich wytrzymałość przy nieznacznej (mosiądz, aluminium, alupolon) lub nawet wzrastającej (miedź) plastyczności.

Warszawa, 1937,

Dział Metalurgiczny Chemicznego Instytutu Badawczego.

Einfluss der Zerreissgeschwindigkeit bei hohen Temperaturen auf die Festigkeitseigen schaften von Konstruktionsmaterialien. II¹)

von G. WELTER und L. OKNOWSKI

Zusammenfassung

 Aluminium und Alupolon (Duralumin). In dem II Teil dieser Arbeit wurde der Einfluss der Zerreiss-Geschwindigkeit bei hohen Temperaturen auf die Festigkeit von Aluminium und Alupolon (Duralumin) untersucht. Die hierbei erzielten Ergebnisse sind im allgemeinen von gleicher Art, wie die in dem I Teil dieser Arbeit wiedergegebenen Ergebnisse von Kupfer und Messing. Mit Zunahme der Zerreiss-Geschwindigkeit wurde bei Aluminium (Tab. I – IV, Rys. 1) eine Erhöhung der Festigkeit (Rr) festgestellt, die für die Temperaturen 20°, 105°, 200°, 300° im Vergleich zu den am langsamsten zerrissenen Proben folgende Werte aufwies: 11,6%; 10,8%; 35,8%; 110%.

Aus den mit Alupolon (Duralumin) im Anlieferungszustand erzielten Ergebnissen zwischen 20 und 200° geht hervor, dass zwischen diesen Temperaturen die Zerreiss-Geschwindigkeit auf die Festigkeit fast ohne Einfluss ist (Tab. V und VI, Rys. 2), während bei 300 und 400° (Tab. VIII und IX) die Festigkeitszunahme 73,3% (Zerreiss-Dauer 55 Min. gegenüber 7 Sek.) und 180% (bei 42 Min. 50 Sek. gegenüber 2 Sek.) beträgt. Die vereinzelt bei 200° (Tab, VII) er mittelte geringfügige Abnahme der Festigkeit mit kurzer Zerreissdauer (von 32 auf 30 kg/mm²) dürfte auf Nebeneinflüsse, wie beispielsweise künstliche Alterung des Materials zurückzuführen sein. Ein systematischer Einfluss der Zerreiss-Geschwindigkeit auf die Dehnung und Kontraktion wurde nicht festgestellt.

2) Niedrig schmelzende Metalle.

Von diesen Metallen wurden Blei und Zinn untersucht. Als Probematerial wurden Press-Stangen von 25 mm Ø benützt, die auf einer Strangpresse von 55 mm Blockdurchmesser ausgepresst wurden.

Die Ergebnisse dieser Metalle sind in der Tab. X—XIII und rys. 3 und 4 wiedergegeben. Für diese niedrig schmelzenden leicht rekristallisierbaren (zum Teil bei Zimmertemperatur) Metalle ist die Zerreiss-Festigkeit in hohem Masse von der Zerreiss-Geschwindigkeit abhängig und dies bereits bei Zimmer-Temperatur, während andere Metalle erst bei höheren Temperaturen einen deutlichen Einfluss zeigen. Blei- und Zinn-Proben, die bei Zimmer-Temperatur mit der grössten Geschwindigkeit zerrissen wurden ergaben für die Zerreiss-Festigkeit 91% und 60% hö-

¹⁾ G. Welter, L. Oknowski, Wiad. Inst. Met. 4, 7 (1937)

4 (1937) Wpływ szybkości rozciągania w wysokich temperaturach na własności wytrzymałościowe metali 11 57

here Werte, als diejenigen der langsam zerrissenen Proben (Tab. X - XIII). Bei Temperaturen von 80° und 150° betrugen diese Verhältnisse für Blei 101,3% und 194%, während für Zinn 47% und 57,5% höhere Festigkeits-Werte gefunden wurden. Bei der Dehnung wurden erhebliche Streuungen festgestellt.

Durch vorliegende Versuche konnten Anhaltspunkte darüber gewonnen werden, wie einzelne technische Materialien sich bei maximaler Geschwindigkeit verhalten, die auf Grund von Laboratoriums-Versuchen bei hohen Temperaturen auf einer gewöhnlichen Zerreissmaschine durchgeführt wurden. Die erzielten Ergebnisse lassen erkennen, dass die untersuchten Materialien (wie Kupfer und Messing, die gelegentlich bei hohen Temperaturen arbeiten müssen) nicht durch plötzliche, kurze Zeit dauernde Beanspruchungen (z. B. Wasser- und Dampf-Schläge bei Rohren und Behältern) gefährdet werden. Unter dieser Beanspruchungsart steigt deren Bruch-Festigkeit an bei gleicher Plastizität (Messing, Aluminium, Duralumin) oder bei gleichmässig steigender Plastizität, wie dies für Kupfer der Fall ist.

Die für Blei und Zinn ermittelten Werte bestätigen die Vermutung, dass die Rekristallisationsvorgänge von grossem Einfluss hinsichtlich der Abhängigkeit der Festigkeit von der Zerreiss-Geschwindigkeit sind.

Warszawa, 1937,

Metallurgische Abteilung des Chemischen Forschungs-Institutes.

M. ŚMIAŁOWSKI

Kilka spostrzeżeń nad budową próbek otrzymanych przy powolnym krzepnięciu stali

Quelques observations sur la structure des échantillons obtenus pendant la solidification lente de l'acier

T R E Ś Ć: Przeprowadzono szereg wstępnych prób w kierunku opracowania metody otrzymywania dużych kryształów ferrytu i austenitu. Główna, napotkana przy tym trudność polegała na rozdzielaniu się składników, wywołanym różnicami ciężarów właściwych. Podano wyniki obserwacji struktury próbek stali chromowes i manganowej.

Głównym celem niniejszej pracy było wyjaśnienie możliwości zastosowania metody *Tammanna* — *Bridgmana*¹) do otrzymywania dużych monokrystalicznych próbek stali.

Pojedyńcze kryształy żelaza dają się uzyskiwać na dwóch drogach: a) rekrystalizacji w temperaturze niższej od punktu przemiany A3; b) powolnego przesuwania próbki przez obszar pieca o temperaturze 1000 do 1400°. Pierwszy sposób, zastosowany ze szczególnym powodzeniem przez Pfeila2), dał osobniki o następujących maksymalnych wymiarach: średnica 12 mm, długość 130 mm. Druga metode opracował Mc. Keehan³); otrzymywał on pojedyńcze kryształy w postaci drutów o średnicy 1 mm, długości do 200 mm, przy czym nie stwierdził wpływu składu chemicznego stali na wynik doświadczenia. Przeciw-Wassermann⁴) podaje, że jedynie żelazo nie elektrolityczne jest w tych warunkach zdolne do tworzenia wielkich, wydłużonych ziaren.

Ze względu na przemianę α≓γ, metody Czochralskiego oraz Tammanna i Bridgmana w przypadku żelaza zawodzą, gdyż wielkość otrzymanych ziaren ferrytu zależy w większym stopniu od szybkości chłodzenia w stanie stałym niż od warunków krzepnięcia.

4) G. Wassermann, Mitt. K. W. Inst. Eisenforsch., 17, 203 (1935). Dla stopów żelaza z niklem o zawartości 0 do 99% Fe Sizoo⁵) zastosował sposób polegający na wciąganiu stopionej mieszaniny metali do rurki kwarcowej o średnicy 1 mm.

Kurdjumow i *Sachs*⁶) otrzymali dość duży, lecz niezbyt jednorodny kryształ austenitu (1, 4% C)przez opuszczanie tygla ze stopem w piecu i następnie zahartowanie próbki w wodzie.

Lichtenberger ⁷) uzyskał monokrystaliczne próbki stopów żelaza z niklem (30 do 100% Ni) metodą zbliżoną do postępowania Bridgmana; zastosował on w tym celu piec próżniowy i rurki z masy Pitagorasa o średnicy 2-4 mm, długości do 300 mm.

Opis doświadczeń oraz ich wyniki.

Do topienia stali służył piec Tammanna z rurą węglową o średnicy wewnętrznej 70 mm oraz tygle z czystego tlenku glinowego, dostarczone przez firmę "Degussa". Posiadały one stożkowe zweżenie u dołu, przecietną średnice wewnętrzną 32 mm, wysokość części cylidrycznej zaś 90 mm. Opuszczanie tygla odbywało się zapomocą tego samego urządzenia, które zostało opisane w jednej z poprzednich prac1). Tygiel opierał się dolnym swoim końcem na wylocie rurki z masy Pitagorasa, przeprowadzonej przez otwór w krążku azbestowym, zamykającym piec od dołu. Pomiary temperatury wykonywano zapomocą fotometru Holborna i Kurlbauma nastawiając lunetę na wnętrze tygla, przez otwór w górnej pokrywie pieca.

Zarówno tygle z tlenku glinowego, jak i rurki z masy Pitagorasa zachowywały się w danych warunkach dobrze i wytrzymywały kilka wytopów, o ile tylko pracowano bez użycia żużla.

- ⁵) G. J. Sizoo, Z, Physik, 67, 106 (1929).
- 6) G. Kurdjumow, G. Sachs, Z. Physik, 64, 325 (1930).
- 7) F. Lichtenberger, Ann. Physik, (V), 15, 45 (1932).

¹) Porówn.: *M. Śmiałowski*, Wiad. Inst. Met., **3**, 184 (1936).

²) L. B. Pfeil, Carn. Sholarship Mem., 15, 319 (1926).

³) L. W. Mc. Keehan, Nature, 119, 705 (1927).

Z pośród szeregu dotychczasowych doświadczeń zostaną na tym miejscu przytoczone jedynie trzy, które stosunkowo najlepiej się powiodły:

1. Želazo armco.

W tyglu umieszczono 300 gramów żelaza armco pochodzenia niemieckiego. Po stopieniu rozpoczęto opuszczanie z szybkością 22 mm/h, oziębiając następnie próbkę wraz z piecem. Jak było do przewidzenia, otrzymano próbkę polikrystaliczną (fot. 1, pl. XI). Zawartość w niej węgla wynosiła 0,04%.

2. Stal chromowa (ferrytyczna).

Najpierw stopiono 400 g żelaza armco, a następnie dodano 74 g chromu otrzymanego metodą *Goldschmidta* (firmy Kahlbaum) i dokładnie wymieszano stop zapomocą pręta kwarcowego. Opuszczanie odbywało się z szybkością 22 mm/h. Po skrzepnięciu tygiel wyjęto i oziębiono w powietrzu.

Otrzymana próbka była w wysokim stopniu niejednorodna (fot. 2, pl. XI): cięższe żelazo (c. wł. 7,86) zebrało sią na dnie tygla, zaś lżejszy chrom (c. wł. 6,7) wypłynął częściowo na powierzchnię. Analiza chemiczna wykazała u dołu: 0,76% Cr i 0,03% C, u góry: 27,49% Cr i 0,21% C.

Fot. 3 (pl. XI) przedstawia widok górnej powierzchni próbki po jej wypolerowaniu i wytrawieniu wodą królewską. Widoczne są ziarna ferrytu chromowego. Zupełnie odmienny obraz otrzymano przez wytrawienie mieszaniną stężonego kwasu solnego i bezwodnika kwasu chromowego. W obrębie poszczególnych ziaren wystąpiły wówczas komórki, charakterem swoim bardzo zbliżone do obserwowanych n.p. w monokrystalicznych próbkach miedzi⁸). Granice ziaren przebiegały przez obramowania komórek (fot. 4, pl. XI).

8) M. Śmiałowski, Wiad. Inst. Met., 3, 212 (1936).

Z powyższego zdjęcia widać, że wielkość ziarna stali, t. j. osobnika odróżniającego się od innych orientacją krystalograficzną (stopniem "jasności" przy obserwowaniu wytrawionego szlifu w świetle odbitym), może być — podobnie jak w kryształach cynku, miedzi i t. p.⁸)—znacznie mniejsza od wielkości *komórki*, t. j. pola obramowanego siatką składników wydzielonych w czasie oziębiania próbki⁹).

3. Stal manganowa (austenityczna)

Wsad składał się z 405 g żelaza armco i 45 g manganu firmy Blackwell. Szybkość opuszczania wynosiła około 40 m/h. Po skrzepnięciu wrzucono próbkę do zimnej wody.

Mimo mniejszej różnicy ciężarów właściwych (Fe: 7,86; Mn: 7,3) oraz dokładnego wymieszania stopu, również i w tym przypadku nastąpiła silna likwacja składników. Analiza chemiczna wykazała u dołu 0,72% Mn i 0,02% C, u góry zaś 13,76% Mn i 0,63% C. Dolny koniec próbki był przyciągany przez magnes (ferryt) górny zaś nie (austenit). Przeciętne, liniowe wymiary ziaren austenitu na górnej powierzchni wynosiły około 2 do 4 mm. Przy brzegach próbka wykazywała niejednorodną budowę dendrytyczną. Miejscami można było zauważyć, że dendryty wychodzą z globulitów, układających się niekiedy w równoległe pasma (fot. 5, pl. XI). Boczna powierzchnia próbki oraz jej przekroje podłużne wykazywały typową budowę komórkowo—prążkową. Również i w tym przypadku komórki były znacznie mniejsze od ziaren.

⁹) Porówn.: L. Northcott, J. Iron Steel Inst., **126**, 267 (1932).

Warszawa, 1937,

Instytut Metalurgii i Mataloznawstwa Politechniki Warszawskiej.

Einige Gefügebeobachtungen an langsam erstarrten Stahlproben

von M. SMIAŁOWSKI

Zusammenfassung

Zweck der vorliegenden Arbeit war die Durchführung einleitender Versuche um die Verwendbarkeit der T ammann-Bridgman-Methode zur Herstellung grosser legierter Ferrit — und Austenit — Einkristalle zu prüfen. Eine Hauptschwierigkeit wurde in der Entmischung von Bestandteilen infolge von Dichteunterschiede gefunden. Z. B. eine Probe, die durchschnittlich etwa 15,6% Cr enthalten sollte, wies am unteren Ende 0,76% Cr und 0,03% C, am oberen hingegen 27,49% Cr und 0,21% C auf (Fot. 2, Pl. XI). Eine andere Probe mit durchschnittlich ca 10% Mn hat am unteren Ende 0,72% Mn und 0,02% C, am oberen 13,76% Mn und 0,63% C ergeben. Die Struktur einiger Proben ist auf Fot. 1 bis 5 (Pl. XI) abgebildet (Fot. 1: Armcoeisen, Fot. 2 bis 4: ferritischen Chromstahl, Fot. 5: Manganstahl). Die Ferrit bzw. Austenitkristalle haben oft eine Zellenstruktur aufgewiesen.

Warszawa, 1937,

Institut für Metallurgie und Metallkunde der Technischen Hochschule.

J. CZOCHRALSKI i N. LEWICKA

Wykres rekrystalizacji brązów aluminiowych 2% i 5% Al

Diagramme de la récristallisation des bronzes d'aluminium à 2°_{h} et 5°_{h} Al

T R E Ś Ć: Badano rekrystalizację brązów aluminiowych 2% i 5% Al. Próbki sześcienne poddano zgniotowi na zimno od 2% do 90% i wyżarzono w różnych temperaturach (250° do 1000°). Po przecięciu badano metalograficznie wielkość ziaren otrzymując w ten sposób dane dla ustalenia wykresu rekrystalizacji obu brązów. Otrzymano wykresy nie odbiegające od ogólnego typu wykresów rekrystalizacji dla metali czystych. W stosunku do miedzi otrzymano wielkości ziaren większe, zwłaszcza przy większym dodatku Al oraz wyższych temperaturach wyżarzania.

D

Wstęp.

Ilość istniejących prac o rekrystalizacji roztworów stałych jest jeszcze bardzo mała i nie pozwala na wyciągnięcie wniosków ogólnych, dotyczących wpływu składnika rozpuszczonego na przebieg rekrystalizacji. Całkowite wykresy rekrystalizacji zostały wyznaczone przez Bass'a i Glocker'a¹) dla mosiądzów 70% Cu i 63% Cu, przy czym stwierdzono dla obu materiałów zgodność wykresów rekrystalizacji z ogólnym schematem rekrystalizacji metali czystych, wprowadzonym przez Czochralskiego²). W porównaniu do miedzi powierzchnia wielkości ziarna dla mosiądzu 70% Cu do 600° przebiega bardziej płasko, poczynając zaś od tej temperatury bardziej stromo niż dla czystej miedzi, czyli otrzymuje się przy wyższych temperaturach materiał bardziej grubokrystaliczny dla mosiądzu niż dla miedzi, co zwłaszcza zaznacza się przy większych stopniach zgniotu. Mosiądz zaś 63% Cu wykazuje we wszystkich zakresach temperatur i zgniotów ziarno mniejsze od czystej miedzi, co Bass i Glocker tłumaczą jako skutek działania fazy β, która dla tego składu mosiądzu może pojawiać się zwłaszcza w wyższych temperaturach i działać zaszczepiająco na rekrystalizowane ziarna. Wobec tego

- 1) A. Bass, R. Glocker, Z. Metallkunde, 20, 179 (1928)
- 2) J. Czochralski, Intern. Z. Metallogr., 8, 30 (1916).

jednak nie można by uważać wykresu rekrystalizacji mosiądzu z 63% Cu jako przykład wykresu jednofazowego roztworu stałego, podobnie jak i innych prac wykonanych dla stali niklowych przez Schottky'ego i Jungbluth'a³), a dla stali 0,2% C przez Pomp'a4) i Körber'a5). Niejednokrotnie również stwierdzono duży wpływ drugiego składnika, nie rozpuszczającego się w metalu, na wielkość ziarna rekrystalizowanego. Wpływ ten jednak nie zaznacza się zawsze w kierunku rozdrobnienia ziarna rekrystalizowanego, lecz działanie obcego składnika jest rozmaite zależnie od natury metali. Loofs-Rassow⁶) stwierdziła przy rekrystalizacji ołowiu wpływ Cu i Ni w kierunku rozdrobnienia ziarna, podobnie Boczwar i Merkuriew⁷) stwierdzili przy rekrystalizacji cyny zmniejszenie ziarna przez dodatek Cu i Al. natomiast Widmann8) stwierdził duży wpływ żelaza, niklu i ołowiu na zwiększenie ziarna rekrystalizowanego w stosunku do czystego srebra. Przy badaniu wpływu małych dodatków drugiego składnika, wchodzącego w roztwór stały z metalem badanym, stwierdzono dotychczas wpływ zmniejszający ziarno, przy czym zaznacza się on w tym większej mierze im bardziej ograniczony jest roztwór stały obu metali⁷)⁸). Prace niniejszą podjęto celem systematycznego podejścia do zagadnienia rekrystalizacji roztworów stałych.

Część doświadczalna.

Do sporządzenia materiału do badań użyto aluminium rafinowanego o czystości 99,992% Al

- ⁴) A. Pomp, Stahl Eisen, **40**, 1261 (1920)
- ⁵) F. Körber, Mitt, K.W.I. Eisenforschung, 4, 41 (1922)
- ⁶) E. Loofs-Rassow, Metallwirtschaft, 10, 161 (1931)
- 7) A. Boczwar, Merkuriew, Zwetnye Metally, 5, 495 (1930)
- ⁸) H. Widmann, Z. Physik, 45, 200 (1927).

³) *H. Schottky, Jungbluth*, Kruppsche Monatshefte, **4**, 197 (1923)

oraz miedzi elektrolitycznej. Po przez stop przejściowy 50%-owy odlano brązy aluminiowe, których skład, jak wykazała analiza chemiczna, był następujący:

Materiał	Cu	Al	Fe
Brąz 2	97,83	1,86	ślady
Brąz 5	94,45	5,28	"

ТΔ	R	T	T	C	Δ	
IA	D	L	1	C	A	Sec.

Brązy po odlaniu wyżarzono, celem ujednorodnienia, w temperaturze 850° w ciągu 7-miu godzin, a następnie przewalcowano na zimno do połowy grubości na taśmy o przekroju 12×100 mm. Po walcowaniu wyżarzono materiał w temperaturze 850° w ciągu 8 godzin. Tak otrzymano brązy o przeciętnej średnicy ziaren: dla brązu 2 równej 0,345 mm, dla brązu 5 równej 0,145 mm. Stanowiły one materiał wyjściowy do badań rekrystalizacji.

Z taśm wycięto próbki sześcienne o krawędzi równej 10 mm i prostopadłościenne o wymiarach 5×5×10 mm, przeznaczone do większych zgniotów. Próbki były odkształcane przez ściskanie na 50 tonnowej maszynie o napędzie hydraulicznym do następujących stopni zgniotów:

d mm

 2°_{0} , 5°_{0} , 25°_{0} , 75°_{0} , 90°_{0} (zmniejszenie wysokości), przy czym dla osiągnięcia tego samego stopnia odkształcenia brązu 5 należało stosować większe obciążenie jak dla brązu 2. Maksymalny zgniot jaki osiągnięto dla bogatszego w aluminium brązu na próbkach o przekroju 25 mm², w danych warunkach zgniatania, był 87,5%. Zgniecione próbki wyżarzano w ciągu 1/2 godziny w temperaturach 250°, 300°, 400°, 500°, 600°, 700°, 850°, 1000°, po czym studzono na powietrzu. Podczas wyżarzania brąz o mniejszej zawartości aluminium silnie się utleniał na powierzchni. Następnie przecinano próbki przez środek, równolegle do kierunku ściskania, szlifowano i wytrawiano 10%nadsiarczanem amonowym (celem rozpuszczenia warstwy odkształconej przez przecinanie i szlifowanie) następnie polerowano szlif i wytrawiano powtórnie w ciągu 3 do 5 minut w 10%nadsiarczanie anomowym. Średnicę ziaren mierzono pod mikroskopem.

Wyniki pomiarów wielkości kryształów w zależności od stopnia zgniotu i temperatury wyżarzania podane są dla brązu 2 (rys. 1) i brązu 5 (rys. 2) w postaci wykresów przestrzennych. Stwierdzono metalograficznie, że w temp. 250°



Rys. 1. Wykres rekrystalizacji brązu aluminiowego 2% Al. Z — zgniot w procentach, t — temperatura wyżarzania, d — średnie liniowe wymiary ziaren.



Rys. 2. Wykres rekrystalizacji brązu aluminiowego 5% Al. Z — zgniot w procentach; t — temperatura wyżarzania; d — średnie liniowe wymiary ziaren.

brązy nie rekrystalizowały, w temp. zaś 300° próbki o zgniocie równym i większym od 50% rekrystalizowały. W temp. 400° reklistalizowały wszystkie próbki z wyjątkiem tych, które posiadały zgniot 2% i 5%. Fot. 1 (Pl. XII) przedstawia próbkę brązu 2 o zgniocie 25% wyżarzoną w temp. 400°; widoczne są drobne kryształy zrekrystalizowane obok dużych kryształów. Fot. 2, 3, 4 (Pl. XII) daje porównanie zmian ziarnistości, jakie zachodziły w brązach w zależności od warunków rekrystalizacji.

Wnioski i streszczenie.

1. Wykres rekrystalizacji brązów aluminiowych 2% i 5% Al odpowiada ogólnemu schematowi rekrystalizacji metali czystych.

2. Temperatury początku rekrystalizacji dla

obu brązów nie wykazują różnic i są wyższe od temperatury rekrystalizacji czystej miedzi.

3. Dodatek 2% i 5% Al do Cu przesuwa płaszczyzną wielkości ziarna do większych wartości⁹).

4. Do 700° przebieg płaszczyzny wielkości ziarna dla obu brązów jest prawie jednakowy, po czym dla brązu 5% Al płaszczyzna wznosi się bardziej stromo, niż dla brązu 2% Al. Większy więc dodatek Al (5%) powoduje w wyższych temperaturach silniejszy wzrost ziaren.

9) E. Rassow, L. Velde, Z. Metallkunde, 13, 557 (1921).

Warszawa, 1937,

Zakład Metalurgii i Metaloznawstwa Politechniki Warszawskiej.

Rekristalisationsdiagramm von Aluminiumbronze mit 2°_{0} und 5°_{0} Al

von J. CZOCHRALSKI und N. LEWICKA

Zusammenfassung

Die Legierungen wurden aus raffiniertem Aluminium (99,992) und Elektrolytkupfer unter Verwendung einer 50% Vorlegierung erschmolzen (chemische Zusammesetzung siehe Tafel I). Nach dem Walzen wurde das Ausgangsmaterial einer ausgleichenden Glühung unterworfen (850°, Dauer 8 Std.). Aus den Walzstreifen wurden Würfel von 10 mm Kantenlänge geschnitten und nach dem Schleifen einer Stauchung unterzogen, wobei die Höhenabnahme 2%, 5%, 25%, 75% und 90% betrug. Die Proben wurden daraufhin serienweise bei 250°, 300°, 400°, 500°, 600, 700°, 850° und 1000° einer halbstündigen Glühung unterzogen und an der Luft gekühlt. Die Gefügeuntersuchung erfolgte an Schlifflächen parallel zur Würfelfläche durch den Mittelpunkt der Proben. Geätzt wurde mit 10% Ammoniumpersulfatlösung. Die Korngrössebestimmung erfolgte mit Hilfe des Fadenkreuzes. Die Ergebnisse der

Korngrössemessungen (d in mm) sind in den Diagrammen Abb. 1 und 2 (Seite 62,63) in Funktion der Temperatur (t) und der Höhenabnahme beim Stauchen (z) dargestellt. Das Schliffbild Fot. 1 (Pl. XII) zeigt den Beginn der Rekristallisatlon (400°, 25°/0 Höhenabnahme). Schliffbilder 2, 3 und 4 (Pl. XII) zeigen weitere Stufen des Kornwachstums. Die Erhaltenen Diagramme weichen nicht ab vom üblichen Rekristallisationsschema der reinen Metalle. Im Vergleich zum Rekristallisationsdiagramm des Kupfers liegen die erhaltenen Korngrössen höher, besonders für die Legierung mit dem höheren Al-Gehalt. Die Korngrössenunterschiede wachsen an mit steigender Temperatur.

Warszawa, 1937,

Institut für Metallurgie und Metallkunde der Technischen Hochschule.

S. PILARSKI i S. JAŻWIŃSKI

Wpływ wtrąceń niemetalicznych na wlasności wytrzymalościowe konstrukcyjnej stali chromowo-molibdenowej I

Influence des inclusions non métalliques sur les propriétées mécaniques des aciers de construction au chrome-molybdène I

TREŚĆ: Zbadano wpływ wtrąceń niemetalicznych w stali konstrukcyjnej chromowo-molibdenowej na jej własności wytrzymałościowe, mierzone napróbkach podłużnych. Dla Rr, Qr, S_{0,001} otrzymano wartości niższe, zaś dla A%, C%, U i Z₀₉ wyższe dla stali o większym stopniu zanieczyszczenia w porównaniu do wartości otrzymanych dla stali o mniejszym stopniu zanieczyszczenia, przy czym poszczególne wyniki zależały w znacznej mierze od warunków obróbki termicznej, jakiej uprzednio stal została poddana.

Wstęp.

Do chwili obecnej, mimo bardzo dużej ilości prac, jaka w związku z zagadnieniem wtrąceń niemetalicznych ukazała się w literaturze technicznej1), nie został dowiedziony ilościowo ich wpływ na własności wytrzymałościowe stali. Przyczyny należy szukać w tym, że na ostateczny wynik składa się cały szereg czynników, z których jedne, jak skład chemiczny, geometryczny kształt, rozmieszczenie, leżą w samej naturze wtrąceń, inne, zależne (zresztą jak i poprzednie) od warunków wytapiania i odlewania stali, a następnie obróbki plastycznej i termicznej, są związane bezpośrednio z właściwościami samego metalu. W pewnych przypadkach, a więc przy dużych wlewkach i stosunkowo niewielkich stopniach przekucia, rolę istotną może poza tym odgrywać sposób pobierania próbek i wybór metody badania, tak jeżeli chodzi o kierunek wycinania próbek w stosunku do przebiegu włókien w stali, jak rodzaj i wielkość stosowanych naprężeń mechanicznych, co z punktu widzenia przydatności materiału do pracy posiada zasadnicze znaczenie.

Ustalenie tych wszystkich czynników przy zachowaniu jednej zmiennej jest niejednokrotnie dość trudne, lub wręcz niemożliwe i dlatego spotykane w literaturze wyniki poszczególnych badań nie zawsze w sposób jednoznaczny odpowiadają ich założeniom. Najciekawsze bodajże badania, dotyczące wpływu wtrąceń na własności plastyczne stali, przeprowadzili *Sims i Lilliequist*²), niestety jednak bez uwzględnienia ich ilości. Wiele prac poświęcono w pierwszym rzędzie wynalezieniu odpowiedniej metody dla określania ilości wtrąceń, gdyż to dopiero może stanowić podstawę dla oznaczenia ich wpływu na własności tworzywa³) ⁴).

Badania własne.

W zamierzonej pracy postanowiono zbadać wpływ wtrąceń niemetalicznych w stalach o jednakowym składzie chemicznym, lecz wybitnie różniących się stopniem zanieczyszczeń, na szereg własności wytrzymałościowych. Badania przeprowadzono w różnych stanach obróbki termicznej na próbkach wyciętych równolegle i prostopadle do włókien. Z powodu dużego materiału doświadczalnego rozbito pracę na 3 części. W części pierwszej ograniczono się do podania wyników badań na próbkach podłużnych.

Do badań użyto stali konstrukcyjnej chromowo-molibdenowej marki CM, nadesłanej przez hutę Batory. Stal była wytapiana w piecach elektrycznych metodą duplex, a następnie odlewana

³) W. Zieler, Archi. Eisenhüttenwes. 5, 299 (1931). G. R. Bolsower, Metallurgia 69, 83 (1935).

4) J. Czochralski, Wiad. Inst. Met., 2, 34 (1935).

¹) L. F. Mc. Combs, M. Schrero, Bibliography of non metallic inclusions in iron and steel, 1935.

²) C. F. Sims, G. A. Lilliequist, Am. Inst. Min. Met. Eng., Techn. Publ., Nr. 453 (1932).

C. Benedicks, H. Löfquist, Non metallic inclusion in iron and steel, Londyn (1930).

w temp. 1420° we wlewki po 600 kg (o wymiarach $310 \times 280 \times 1000$), przy czym stal mniej zanieczyszczoną lano z góry, stal więcej zanieczyszczoną — z dołu.

Materiał był dostarczony w postaci prętów o średnicy 30 mm (stopień przeróbki plastycznej wynosił około 100).

Wyniki analizy chemicznej podaje tablica I.

TABLICA I.

Oznaczenie	Skład chemiczny w %								
stali *)	C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo		
А	0,31	0,53	0,26	0,022	0,012	1,16	0,310		
В	0,35	0,55	0,27	0,028	0,015	1,21	0,245		
*) A -	- stal	o mnie	ejszej :	zawarte	ości wt	rąceń.			

B — stal o większej zawartości wtrąceń.

Wtrącenia niemetaliczne z punktu widzenia ich składu chemicznego określono jedynie na drodze mikroskopowej przez bezpośrednią obserwację szlifów⁵), przy czym pewne usługi oddały tu badania w świetle spolaryzowanym. Okazało się, że stal A zawiera pewną ilość wtrąceń typu MnS oraz bardzo mało tlenków żelaza (fot. 1, 2 Pl. XII). W stali B ilość tlenków żelaza wzrosła w stosunku do poprzedniej bardzo znacznie (fot. 3 i 4, Pl.XIII).

Stopień zanieczyszczenia stali przed oznaczeniem własności wytrzymałościowych przy rozciąganiu statycznym oraz udarności i zmęczenia

⁵) Stephen, F. Urban, J. Chepman, Trans. Amer. Soc. Metals, 23, 93 (1935). określono metodą *Czochralskiego*⁴). Wykonano około 200 pomiarów mikroskopowych na szlifach poprzecznych i podłużnych. Rysunek 1 podaje sumaryczne wielkości powierzchni wtrąceń w zależności od miejsca pobrania próbki.

Z wykresu widać, że krzywe, otrzymane dla wtrąceń w przekroju poprzecznym, przebiegają naogół dość prawidłowo. W przekroju podłużnym natomiast wahania są bardzo znaczne. W tym przypadku więcej może odpowiada rzeczywistości wprowadzenie wartości średnich.

Przez nieco odmienną interpretację wyników, otrzymanych na drodze określenia wtrąceń przy pomocy jednostek Jc, spróbowano scharakteryzować stopień zanieczyszczenia stali tylko przez jeden parametr V, który stanowiłby średnią objętość maksymalnych wtrąceń w stali, odniesioną do próbek o określonych wymiarach, a więc

$$V = l.p$$

gdzie l stanowi średnią długość maksymalnych wtrąceń na szlifie podłużnym, a p — średnią powierzchnię maksymalnych wtrąceń na szlifie poprzecznym (Tablica II).

TABLICA II.

	Wtrącenia podłużn	w przekroju ym w Jc	Wtrącenia w przekroju poprzecznym w Jc			
Stal w środku szlifu		maksymalne	w środku szlifu	maksymalne		
А	0,5/0,5/1	1/3/10	3/3	5/12		
В	3/8/28	5/29/85	8/10	21/24		



Rys. 1. Wielkość powierzchni wtrąceń niemetalicznych w zależności od miejsca pobrania próbki.

W ten sposób dla stali czystej

$$V_1 = 3 \times 12 = 36$$

dla zanieczyszczonej

$$V_2 = 29 \times 21 = 609$$

stosunek więc
$$\frac{V_2}{V_1} = 17.$$

Dla bliższego scharakteryzowania stopnia zanieczyszczenia wykonano wykres zależności V od 1 (Rys. 2).



Rys. 2. Wykres zależności $V_{10} = \frac{l \cdot p}{10}$ dla stali A i B.

Pochylenie krzywej V = f (l), a więc wartość $\frac{dV}{dl}$, świadczyłaby o stopniu przeróbki plastycznej materiału. Przeprowadzono oznaczenie wielkości ziarna metodą cementacji w temperaturze 850° (temp. hartowania stali) oraz w temp. 900°, 1000° i 1050°. Chodziło w pierwszym rzędzie o stwierdzenie, czy wielkość ziarna w temperaturze hartowania jest dla obu stali jednakowa oraz czy obie stale posiadają jednakową skłonność do rozrostu ziaren. Wyniki podają fot. 5 — 12 (Pl. XIII i XIV).

Oznaczenie własności wytrzymałościowych przy rozciąganiu statycznym przeprowadzono na próbkach o średnicy 10 mm i długości pomiarowej 100 mm, zaś udarność na próbkach Mesnager'a. Wyniki podaje tablica III oraz rysunki 3, 4, 5 i 6.

Struktura obu rodzai stali była w stanie znormalizowanym wybitnie niejednorodna z powodu obecności pasm likwidacyjnych (fot. 13—14, Pl. XIV). Pasma te znikały po ulepszeniu w miarę podwyższania temperatury odpuszczania. Złomy udarnościowe przedstawia fot. 15 (Pl.XV i XVI).

Dla ustalenia wpływu wtrąceń na zmęczenie stali, powierzchnie próbek polerowano, aby o ile możności usunąć karby, pozostałe po obróbce mechanicznej, a następnie oglądano je przy pomocy odpowiedniego urządzenia (fot. 16, Pl. XVII) pod 50-krotnym powiększeniem.

W miarę obracania próbki co 15º i przesu-







Rys. 5. Wpływ obróbki termicznej na twardość Brinella (I HB na próbkach udarnościowych, II HB na próbkach wytrzymałościowych) oraz na granicę sprężystości S_{0.01} dla stali A i B (oznaczenie stanów obróbki termicznej jak na rys. 3).

S. PILARSKI i S. JAŹWIŃSKI

Wiad. Inst. Met.

68

TABLICA III.

Stal	Obróbka cieplna	S _{0,01} kg/mm ²	Qr kg/mm²	Rr kg/mm²	Qr/Rr	A ₁₀	A ₅	C %	U kgm/cm²	HB kg/mm² na próbkach udarn.	HB kg/mm² na próbkach wytrzym.
A	900° pow. średnio	—	66,1 66,5 66,4 66,3	94.2 93,7 94,9 94,3	0,70	12,0 11,2 12,7 12,0	16,2 16,2 16,8 16,4	46,9 47,4 46,8 47,0	3,5 2,6 3,5 3,2	295 288 291	285 278 278 280
В	średnio	_	68,8 66,4 66,1 67,1	93,3 93,7 93,0 93,3	0,71	12,6 12,6 12,1 12,4	17,0 16,4 16,2 16,5	47,1 47,2 45,9 46,7	2,3 3,5 2,9 2,9	298 282 290	278 278 278 278 278
A	900° pow/850° olej/450° pow. średnio	—	132,0 129,1 127,9 129,3	142,1 145,0 143,7 143,6	0,90	6,1 6,3 6,2 6,2	10,2 11,2 10,4 10,6	45,4 49,5 48,3 47,7	5,8 6,1 5,4 5,7	388 388 388	426 415 388 409
В	średnio		128,3 129,0 128,2 128,5	143,0 143,0 144.6 143,5	0,89	6,1 6,3 6,3 6,2	10,6 10,6 10,6 10,6	48.0 49,5 48,0 48,5	4,8 5,7 7,1 5,9	393 393 393 393	398 404 415 405
A	900° pow/850° olej/500° pow. średnio	-	123,3 123,3 123,3 123,3 123,3	131,5 134,3 131,5 132,4	0,93	7.2 6,3 7,9 7,1	11,2 11,4 12,2 11,6	50,3 51,2 50,4 50,6	6,0 6,0 6,4 6,1	368 383 375	388 393 378 386
B	średnio		122,0 122,3 123,3 122,5	128,8 130,8 133,2 130,9	0,94	7,6 6,9 8,6 7,7	12,4 11,4 13,2 12,3	47,3 50,6 51,0 49,6	8,4 7,0 8,0 7,8	383 383 383	368 388 383 379
A	900° pow/850° olej/550° pow. średnio		113,8 116.0 113,0 114,3	122,7 123,4 121,1 122,4	0,93	8,7 9,1 9,1 9,0	14,0 14,2 14,4 14,2	54,4 53,2 54,2 53,9	8,0 8,4 8,0 8,1	345 355 345	359 359 359 359
B	średnio	_	106,6 105,5 105,5 105,9	115,5 113,2 115,6 114,8	0,91	9,6 9,5 9,6 9,6	15,6 13,4 15,6 14,9	56,3 58,6 56,9 57,3	9,7 11,3 9,7 10,2	337 333 335	359 333 350 348
A	900° pow/850° olej/620° pow. średnio	98,0 100,5 98,0 98,8	108,7 106,9 106,6 107,4	114,3 112,0 112,5 112,9	0,95	11,0 11,3 10,7 11,0	15,6 16,8 16,4 16,3	58,5 61,0 58,6 59,3	13,0 12,0 11,7 12,2	314 314 314	333 325 325 327
В	średnio	80,6 77,6 82,8 80,3	84,9 87,2 89,8 87,3	96,3 97,4 99.7 97,8	0,89	12,8 13,5 12,3 12,9	19,4 19,2 19,0 19,2	65,2 64,8 64,2 64,7	20,2 19,9 17,1 19,0	306 309 307	312 306 309 309
A	900° pow/850° olej/660° pow. średnio	-	92,7 89,7 95,7 92,7	100,3 96,0 102,0 99,4	0,93	12,2 12,3 11,5 12,0	17,6 18,0 17,6 17,7	61,6 64,1 62,3 62,7	13,8 14,5 14,5 14,5 14,3	282 282 282	298 296 300 298
В	średnio		79,4 79,4 78,6 79,1	91,1 91,0 90,5 90,9	0,87	13,8 13,3 14,0 13,7	19,6 20,0 20,0 19,9	64,9 64,5 66,1 65,2	20,0 22,4 17,5 19,9	269 269 269	282 282 298 287
А	900° pow/850° olej/730° pow. średnio		71,7 63,8 70,8 68,8	80,4 77,8 79,7 79,3	0,86	15,6 16,3 16,1 16,0	23,0 24,2 23,4 23,6	69,9 70,3 70,3 70,2	19,5 20,1 18,9 19,5	252 244 248	226 229 234 230
В	średnio		66,3 65,7 59,8 63,9	78,3 78,7 75,5 77,5	0,82	16,0 15,6 17,9 16,5	24,4 23,2 26,2 24,6	71,7 71,3 72,7 71,9	27,1 30,0 25,9 27,8	237 237 237	228 228 228 228 228
A	900° pow/850° olej/730° 2 godz. pow. średnio		63,1 66,8 62,0 64,0	73,2 73,6 73,8 73,5	0,87	18,2 15,7 18,1 17,3	26,6 24,8 26,4 25,9	70,6 70,2 70,3 70,4	21,0 20,4 20,6 20,7	212 212 212 212	218 218 218 218 218
В	średnio		59,2 61,2 58,4 59,6	73,0 72,9 72,6 72,8	0,82	17,0 17,2 17,7 17,3	26,4 24,8 26,2 25,8	72,3 72,4 72,2 72,3	25,4 26,7 27,2 26,4	222 217 219	215 213 211 213



Rys. 6. Wpływ temperatury odpuszczania na własności mechaniczne stali A i B.

(Próbki normalizowano w 900°, hartowano w oleju w 850° odpuszczano na powietrzu).

wania jej wzdłuż tworzącej zaznaczano zaobserwowane wtrącenia na papierze milimetrowym i w ten sposób otrzymano wykresy, charakteryzujące rozmieszczenie wtrąceń na płaszczyźnie, odpowiadającej badanej powierzchni (Rys. 7 i 8).

Wyniki pomiarów granicy zmęczenia przy naprężeniach obrotowo-giętnych (Rys. 9) i udarnogiętnych (Rys. 10) zestawione są w tablicy IV.

TABLICA IV.

Stal	Z _{og} kg/mm ²	Zug kgm/1 ude- rzenie
A	49,5	4,6
B	51,5	4,6

Wnioski.

 Z punktu widzenia składu chemicznego stali i jego wpływu na własności wytrzymałościowe, oba rodzaje stali z wystarczającym przybliżeniem można uważać za identyczne. W pewnym stopniu wskazuje na to jednakowa twardość w odpowiadających sobie stanach obróbki termicznej.



Rys. 7. Rozmieszczenie wtrąceń niemetalicznych w stali A na rozwiniętych powierzchniach cylindrycznych próbek zmęczeniowych Schenck'a.

- Zdolność do rozrostu ziarna oraz wielkość ziarna oznaczona w temperaturze hartowania jest dla obu stali jednakowa.
- Zbadane dwa rodzaje stali różnią się znacznie pod względem ilości wtrąceń niemetalicznych, oznaczonych metodą mikroskopową (Tablica I, Rys. 1.).
- Wytrzymałość na rozciąganie i granica płynności są niższe dla stali zanieczyszczonej niezależnie od temperatury odpuszczania. Największe różnice występują przy temp. odpuszczania 620° (18% dla Qr i 14%)



Rys. 8. Rozmieszczenie wtrąceń niemetalicznych w stali B na rozwiniętych powierzchniach cylindrycznych próbek zmęczeniowych Schenck'a.

dla R_r), co zgadza się także z wartościami otrzymanymi dla granicy sprężystości (Tablica III, Rys. 5). Odwrotnie, udarność, wydłużenie i przewężenie są wyższe dla stali B.



Rys. 9. Wykres granicy zmęczenia obrotowo-giętnego dla stali A i B.



Rys. 10. Wykres granicy zmęczenia udarno-giętnego dla stali A i B.

O ile jednak różnice we własnościach plastycznych są stosunkowo nieznaczne, o tyle w udarności dochodzą do 40% (temp. odpuszczania 620°). Odbija się to zresztą bezpośrednio na wyglądzie złomu, który przy wyższych temperaturach odpuszczania posiada charakter drzewiasty (Tablica III, fot. 15).

 Granica zmęczenia obrotowo-giętnego dla stali zanieczyszczonej jest nieznacznie wyższa niż dla stali czystej. Natomiast granica zmęczenia udarno-giętnego dla obu stali jest jednakowa.

Warszawa, 1937,

Instytut Metalurgii i Metaloznawstwa Politechniki Warszawskiej.

Influence of non-metallic inclusions on the mechanical properties of chrome-molybdenum construction steel I

by S. PILARSKI and S. JAŹWIŃSKI

Summary

The influence of non metallic inclusions on mechanical and fatigue properties of chromemolybdenum construction steel has been investigated on test pieces cut parallel to the direction of rolling. The investigations were made with chrome-molybdenum steel prepared in electric furnaces with the duplex method. Its chemical composition is given in table I. The 600 kg ingots were rolled into bars of 30 mm diameter. The degree of impurity was estimated with the microscopical method (table II, fig. 1), the chemical character of the non-metallic inclusions being investigated only with a microscope (photos 1, 2, 3 and 4, Pl. XII, XII). The above investigations show that steel A (tabl. I, II) has a low amount of inclusions, steel B is highly impure. The size of the grain was estimated with the method of case hardening at the annealing and at higher temperatures (photos 5-12, Pl. XII, XIV). The mechanical properties from tension tests and from Charpy-Mesnager impact test were measured for both steels in different stages of heat treatment (table III, fig. 3, 4, 5, 6 and phot. 15, Pl. XV, XVI).

The Schenck - rotating beam fatigue tests were made on polished test pieces in order to avoid the influence of chinks of mechanical origin. The method of investigating the cylindrical surface of the polished test pieces is shown on phot. 16 (Pl. XVIII) and on diagrams 7 and 8. The results of rotating beam tests are given in table IV, fig. 9. The results of repeated impact bending tests are given in table IV, fig. 10.

A diagram of V as a function of l is given in order characterise the degree of impurity (fig. 2). The magnitude $\frac{dV}{dl}$ describes the degree of plastic working of the metal. The influence of the inclusion on mechanical and fatigue properties of test pieces cut perpendicularly to the direction of the fibre structure will be the subject of future publications.

Warszawa, 1937,

Politechnical Institute for Metallurgy and Metallography.

G. WELTER i S. GOĆKOWSKI

Korozja pod wpływem spadających kropel cieczy

Corrosion sous l'influence des gouttes tombantes du liquide corrodant

TREŚĆ: Przeprowadzono badania jakościowe i ilościowe nad korozją kilku materiałów przy pomocy instalacji, w której czynnik korodujący spadał w postaci kropel z pewnej wysokości na powierzchnię badanej próbki. Równolegle przeprowadzono próby na tych samych materiałach zwilżając tylko ich powierzchnię. W wyniku tych badań stwierdzono, że działanie spadających kropel czynnika korodującego wywołuje silniejsze zniszczenie powierzchni materiału, większą stratę ciężaru i większy spadek wytrzymałości na rozciąganie niż zwilżanie powierzchni próbki przy zachowaniu tych samych warunków.

Wstęp.

W praktyce często spotkać można przypadki korozji, w której występuje ruch względny między środkiem korodującym i materiałem atakowanym. Wystarczy przypomnieć szybkość (dochodzącą do kilkudziesięciu m/sek), z jaką styka się środek korodujący, np., woda morska z pływakami wodującego wodnopłatowca, z kadłubem okrętu i t. d. Należy wymienić tu jeszcze wpływ opadów atmosferycznych na śmigła metalowe samolotów, siły uderzenia kropel wody na łopaty turbin, pomp i in.

Również w przemyśle chemicznym są przypadki, przy których środki korodujące posiadają względny ruch w stosunku do zaatakowanego materiału, jak to ma miejsce w zbiornikach metalowych, rurach kotłów i t. p.

Aby móc ustalić wpływ sposobu działania środka korodującego na materiał badany, wykonano wstępne próby, wprowadzając czynnik korodujący w postaci spadających kropel i porównywując efekty otrzymane z efektami w przypadku korozji, polegającej na zwilżaniu materiału badanego środkiem korodującym.

A. Badania jakościowe,1. Metoda badań.

Badania korozji, przeprowadzone jako próby jakościowe, miały przede wszystkim wykazać istnienie wyraźnego efektu, wynikającego ze sposobu użycia czynnika korodującego, jak również zorientować w wyborze najlepszej drogi do badań ilościowych i materiału odpowiedniego do tego celu.

Wprowadzając do badań nowy sposób działania czynnika korodującego przewidywano, że osiągnie się inne efekty zniszczenia materiału, ponieważ uderzenie spadającej kropli na powierzchnię próbki może zmieniać jej odporność przez usuwanie warstw ochronnych, w przeciwieństwie do metody polegającej na zwilżaniu próbki, gdzie działanie odczynnika jest prawie wyłącznie chemiczne (tworzenie związków, rozpuszczanie i t. p.).

Jako środek korodujący obrano 3%-wy roztwór wodny chlorku sodowego, analogiczny do stosowanego przy badaniach korozji, przeprowadzonych w Instytucie Metalurgii i Metaloznawstwa¹) za pomocą rozpylania (mgły).

Jako materiałów do badań użyto stali miękkiej węglistej (SW₈), stali o dużej ilości zanieczyszczeń niemetalicznych oraz stopów aluminiowych, a mianowicie: alupolonu²), t. zw. stopu niemieckiego³), siluminu⁴), stopu "RR"⁵) oraz elektronu⁶). Z ma-

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

²) Stop Al z dodatkiem: Cu 3,5 - 4,5%; Mn 0,5%; Mg 0,5%; Si 0,2%.

3) Stop Al z dodatkiem; Cu 2-5% i Zn 8-12%.

4) Stop Al z dodatkiem: Si ok. 13%.

⁵) Stop Al z dodatkiem: Cu ok. 2%; Ni ok. 1,3%; Fe ok. 1,4%; Si ok. 0,6%; Mg ok. 1%.

⁶) Stop Mg z dodatkiem: Al ok. 10%; Mn 1%; Zn ok. 1,5%.

teriałów tych wycinano próbki, przy czym powierzchnie badane były polerowane i starannie odtłuszczane benzyną i eterem.

Aparaturę zastosowaną w tych próbach przedstawia fot. 1 (A, Pl. XVII). Zbiorniki (1), t. j. butelki o pojemności około 6 litr, zawierające roztwór soli, zostały umieszczone na półce, zawieszonej na drewnianym rusztowaniu. Wypływ cieczy z każdego zbiornika odbywał się za pomoca rurki o trzech odnogach (2), przy czym każda z odnóg połączona była z biuretą unieruchomioną w specjalnym uchwycie (4) i zamkniętą szlifowanym kranem z otworem. Krany te umożliwiały w dość szerokich granicach regulowanie szybkości wypływu cieczy. W danym przypadku ograniczono się do wypływu kroplami. W miejscu padania kropel umieszczone były próbki na odpowiedniej drewnianej podstawie celem usuniecia możliwości powstania ogniw, które mogłyby się wytworzyć między uchwytami metalowymi i próbką i zakłócać normalny bieg doświadczenia. Zasadniczą podstawą badań było, aby krople padały możliwie w jedno i to samo miejsce próbki. Ponieważ uderzenia kropel mogłyby powodować przesuwanie próbek, zostaly one unieruchomione. Na kierunek padania kropel ma między innymi duży wpływ ruch powietrza, z tego więc powodu instalacja zmontowana była w pomieszczeniu zamkniętym.

Dla porównania, jak również dla łatwiejszego zaobserwowania efektów czynnika korodującego, wprowadzonego do badań, urządzono instalację do badań korozji, polegającej na zwilżaniu materiału badanego czynnikiem korodującym. Aby zachować te same warunki badania, instalację tę ustawiono obok poprzednio opisanej w tym samym pomieszczeniu. Przedstawia ją fot. 2A (Pl. XVII). Widać tu, że różnica pomiędzy obu metodami polega jedynie na odległości między miejscem wypływu cieczy i próbką badaną. W przypadku stosowania czynnika korodującego w postaci spadających kropel odłegłość ta wynosiła 1,5 m (szybkość spadania kropel wyniosła 2,3 m/sek.), w korozji polegającej tylko na zwilżaniu - odległość w przybliżeniu równała się wielkości kropli. Czynnikiem korodującym był tu również ten sam 3%-towy roztwór chlorku sodowego w wodzie, jak również próbki wycinane były z tych samych materiałów i przygotowane do badań w uprzednio opisany sposób.

Przed właściwym doświadczeniem skontrolowano sprawność działania instalacji. Stwierdzono przede wszystkim, że można w dużych granicach regulować szybkość wypływu cieczy, ustalając ilość opadających kropel w jednostce czasu; zależy to oczywiście w dużej mierze od dokładności szlifu kranów zamykających biurety. Jest to ważne z tego względu, że pozwala na ustalenie jednakowych warunków w obu rodzajach korozji, a mianowicie na ustalenie jednakowych ilości czynnika korodującego.

Drugą — może najważniejszą — kwestią w tych badaniach było ustalenie, czy odczynnik dochodzi zawsze do tych samych miejsc próbki badanej. Innymi słowy chodziło tu o ustalenie rozsiewu padania kropel na próbkę. W przypadku dużego rozsiewu próbka nie będzie poddana w obu metodach badania korozji działaniu tej samej, ustalonej z góry ilości odczynnika, a więc warunki badania obu rodzajów korozji będą odmienne. Ponieważ badania polegają na porównywaniu, kwestia jednakowych warunków jest zasadnicza. Przy badaniach okazało się, że instalacja działa zupełnie zadawalniająco, t. zn. przy unikaniu ruchów powietrza otaczającego krople padają z obranej wysokości prawie zawsze w to samo miejsce próbki, dając rozsiew w promieniu około 5 mm. Fakt ten umożliwił — dla lepszej obserwacji odizolowanie miejsc nieatakowanych przez odczynnik. W tym celu powierzchnię próbki pokryto, z wyjątkiem miejsc padania kropel, warstwą plasteliny, tak że po próbie otrzymywano z jednej strony materiał zupełnie nie zniszczony, z drugiej zaś powierzchnię skorodowaną. W ten sposób na próbce można było zaobserwować skutki jednego rodzaju korozji. W przypadku zwilżania próbki czynnikiem korodującym kwestia rozsiewu nie nastręczała żadnej trudności.

Zauważono podczas sprawdzania instalacji, że podczas zwilżania próbki odczynnikiem ciecz korodująca gromadziła się w miejscu atakowanym łatwiej i w większej ilości, niż w przypadku korozji za pomocą spadających kropel. Jest to zrozumiałe, ponieważ kropla spadając z dużej wysokości powodowała odpryski i energiczniej zmywała gromadzącą się ciecz, niż w przypadku poprzednim. Mogło to spowodować zasadnicze różnice w działaniu odczynnika, tak że porównanie efektów byłoby niemożliwe, gdyż duża ilość gromadzącej się na powierzchni szlifu cieczy oczywiście w dużym stopniu osłabia działanie tlenu z powietrza, który przy cienkiej warstwie cieczy w przypadku uderzających kropel miał łatwiejszy dostęp do materiału. Aby tego uniknąć, przede wszystkim próbki były ustawione pochyło, co już nieco utrudniało gromadzenie się cieczy, a poza tym do brzegu każdego szlifu dotykał sznurek działający jako lewarek, po którym ciecz zatrzymywana łatwo spływała. Szybkość spadania kropel była tak uregulowana, aby przed spadnięciem każdej następnej kropli nagromadzona na szlifie ciecz prawie całkowicie spłynęła.

Dzięki odpowiedniemu doborowi wielkości zbiornika i szybkości wypływu odczynnika, korozja trwała bez przerwy całą dobę. Można tu było jeszcze zauważyć, że szybkość spadania kropel w ciągu nocy nieco malała, co można wytłumaczyć zmianą temperatury.*) Fakt ten jednak nie mógł wpłynąć decydująco na obserwacje, ponieważ zmiana ta dotyczyła obu rodzajów korozji jednocześnie.

2. Wyniki badań.

Pierwsze badania ograniczyły się do obserwowania powierzchni korodowanych za pomocą mikroskopu stereoskopowego (binokulara).

Działanie czynnika korodującego, zależnie od sposobu jego użycia, najwyraźniej ujawniłoby się wówczas, gdyby materiał, poddany działaniu spadających kropel, wykazał wyraźne zniszczenie powierzchni, gdy w tym samym czasie materiał poddany zwilżaniu miałby powierzchnię nie zniszczoną, lub okazywał pierwsze ślady zniszczenia. Aby zaobserwować tego rodzaju zjawisko, należałoby badać stan powierzchni korodowanego materiału w krótkich odstępach czasu.

Tego rodzaju badania jednak nie dla wszystkich metali dały się zastosować. Tak np. stal, mając tu warunki sprzyjające korozji, bardzo szybko pokrywała się rdzą. Szybkie działanie korozji dało się również zauważyć w stopach aluminiowych, a mianowicie w przypadku siluminu i t. zw. stopu niemieckiego. W tych przypadkach więc efekt czynnika korodującego można obserwować porównywując jedynie różnicę w stopniu zniszczenia w obu rodzajach korozji. Natomiast alupolon jest typowym materiałem, na którym można najlepiej przeprowadzić doświadczenie według podanego wyżej planu.

Przed obserwacją należało powierzchnię próbki oczyścić z produktów korozji, nie niszcząc oczywiście samych efektów korozji. Normalnie wszystkie naloty usuwane były za pomocą ścierania twardą szczotką szczecinową pod strumieniem wody. Resztę nalotów, a zwłaszcza naloty zatrzymane w rysach, otworach i t. d. usuwano suchą szczotką, po uprzednim ogrzaniu próbki w suszarce w temperaturze 80°. Nalot wówczas stawał się kruchy i dawał się usuwać prawie bez reszty. Próbki stalowe oczyszczane były z rdzy

) Doświadczenie przeprowadzone było w miesiącach zimowych, przy czym w nocy ogrzewanie gmachu było mniej intensywne niż w dzień. za pomocą specjalnego odczynnika (H₂SO₄ z kwasami sulfonowymi)), który powodował odpryskiwanie rdzy nie atakując materiału próbki.

Wyniki badań przedstawiają fot. 3 do 9 (Pl. XVIII, XIX), które jednak nie mogły dać tak plastycznego obrazu jaki obserwowano w mikroskopie stereoskopowym.

Na fot. 3 a (Pl. XVIII) przedstawiony jest obraz powierzchni próbki alupolonu, poddanej zwilżeniu czynnikiem korodującym, a na fot. 3 b (Pl. XVIII), poddanej działaniu spadających kropel tego czynnika, przy czym próbka wycieta była prostopadle do kierunku walcowania materialu. Czas trwania korozji wyniósł 13 dni. Łatwo jest zauważyć różnicę efektów zmiany powierzchni. Na próbce "a" widać jedynie zmatowienie i jedno małe wgłębienie, podczas gdy na próbce "b" takich wgłębień jest więcej, najgęściej zaś są ułożone w miejscu najczęstszego padania kropel, a więc w samym środku odsłoniętego miejsca powierzchni próbki. Otwory te, dość głębokie, ułożone są blisko siebie, lecz nie łączą się ze sobą i mają kształt okrągły.

W celu bardziej kontrastowego uwydatnienia róźnic między tymi sposobami działania czynnika korodującego, poddano korozji w ciągu 36 dni cienkie płytki alupolonu (grubości 0,5 mm). Płytka poddana uderzeniom spadających kropel cieczy została w kilku miejscach przeżarta na wylot (fot. 4 b, lit. O, Pl. XVIII) podczas gdy identyczna próbka poddana tylko zwilżaniu wykazała znacznie mniej głębokie zniszczenie powierzchni (fot. 4 a, Pl. XVIII). Obserwacje złomów próbek alupolonu korodowanego w czasie 45 dni wykazały również silniejsze działanie spadających kropel cieczy, gdzie głębokość otworów dochodzi do 60% grubości płytki (fot. 5 b, Pl. XVIII), w porównaniu do działania zwilżającego cieczy korodującej, gdzie głębokość wżerów wynosiła około $30^{\circ}/_{\circ}$ pierwotnej grubości płytki (fot. 5 *a*, Pl.XVIII).

Nieco inaczej zjawisko to przedstawia się dla próbek alupolonu, wyciętych równolegle do kierunku walcowania i poddannych korozji przez siedem dni, co przedstawia fot. 6 a i 6 b. Na fot. 6 a próbki podanej zwilżaniu widać, jak i poprzednio, oprócz zmatowienia, tylko jeden otwór w środku odkrytego miejsca powierzchni. Na fot. 6 b próbki poddanej uderzeniom spadających kropel cieczy, takich otworów jest cały szereg, co oczywiście świadczy o większej sile niszczącej tego sposobu działania czynnika korodującego. Można przy tym zauważyć ciekawe zjawisko, a mianowicie, że otwory te nie są okrąg-

*) Dokładny skład odczynnika nie jest znany.

łe jak poprzednio, lecz podłużne, przy czym kierunek równolegle utworzonych otworów jest zgodny z kierunkiem walcowania. Zjawisko to nie da się wytłumaczyć wymywaniem materiału przez odczynnik korodujący, ponieważ kierunek spływu cieczy z próbki jest prostopadły do kierunku otworów, warunki zaś usuwania cieczy z próbki są takie same, jak w próbkach wycinanych prostopadle do kierunku walcowania.

Wyraźna różnice między tymi dwoma sposobami działania cieczy korodującej zaobserwowano również na odlanym stopie "RR". Fot. 7 a, (Pl. XIX) przedstawia próbkę poddaną zwilżaniu w ciagu 8 dni. Oprócz zmatowienia powierzchni widać male wgłębienie, materiał więc dopiero zaczął ulegać zniszczeniu. Na fot. 7 b przedstawiony jest ten sam materiał, korodowany również przez 8 dni, lecz pod wpływem spadających kropel czynnika korodującego. Zauważyć tu można różnicę w porównaniu z poprzednią fotografią. W miejscu najczęstszego padania kropel widać cały szereg wgłębień, ułożonych blisko siebie, lecz nie łączących się, a więc podobnie do próbek alupolonu wyciętych prostopadle do kierunku walcowania. Obserwacje powierzchni materiałów łatwo ulegających korozji, takich jak stal miękka SWs, elektron i t. zw. stop niemiecki, wykazały mniej wyraźne różnice efektu zniszczenia, tem nie mniej różnice dały się stwierdzić. Dla tych materiałów stwierdzono również większy stopień zniszczenia pod działaniem spadających kropel niż pod wpływem zwilżania powierzchni czynnikiem korodującym. Fot. 8 a (Pl. XIX) przedstawia powierzchnię próbki stali (SW8) po jedenastu dniach działania korozji (zwilżanie), z widocznym równomiernym zniszczeniem powierzchni. Fot. 8 b (Pl.XIX) dla tego samego materialu i równego okresu trwania korozji przez spadające krople cieczy wykazuje głębsze zniszczenie powierzchni.

Podobne efekty zaobserwowano na próbkach elektronu (fot. 9 *a* i 9 *b*, Pl.XIX). W przypadku zwilżania próbki po ośmiu dniach widoczne jest lekkie znis czenie powierzchni (fot. 9 *a*). Natomiast w przypadku działania spadających kropel odczynnika korodującego w tym samym okresie czasu, powierzchnia próbki elektronu wykazuje większy stopień zniszczenia (fot. 9 *b*).

B. Badania ilościowe.

1. Metoda badań.

Badania ilościowe przeprowadzono dwiema metodami, mianowicie mierzono straty ciężaru oraz zmiany wytrzymałości na rozciąganie. Do oznaczenia strat ciężaru wybrano na podstawie prób jakościowych następujące materiały: stal miękką SW₈, stal o dużej ilości zanieczyszczeń niemetalicznych, alupolon (próbki wycięte prostopadle i równolegle do kierunku walcowania) i t. zw. stop niemiecki.

Próbki do badań miały postać płytek o grubości do 2 mm i o kształcie możliwie regularnym (okrągłe, prostokątne) w celu łatwiejszego obliczenia powierzchni atakowanej. Przygotowanie materiału do doświadczeń było podobne jak w próbach jakościowych. Powierzchnie próbek były polerowane i odtłuszczane eterem i benzyną. W celu uniknięcia ubocznych wpływów korozji cała próbka oprócz powierzchni atakowanej pokryta była warstwą parafiny. Aparatura do przeprowadzania prób korozji była opisana przy próbach jakościowych. Różnica polegała jedynie na zmianie wysokości w przypadku korozji za pomocą spadających kropel cieczy, mianowicie wysokość ta została powiększona do około 5 m. Przed ważeniem, po usunięciu warstwy parafiny, próbka była oczyszczona z produktów korozji według metody opisanej wyżej.

Do oznaczenia zmian wytrzymałości na rozciąganie użyto alupolonu. Z pręta alupolonu wycięto równolegle do kierunku walcowania płytki prostokątne o grubości 1 mm. Płytki te następnie poddano korozji za pomocą zwilżania i działania spadających kropel. Do powyższych prób wprowadzono modyfikację aparatury, polegającą na odmiennym ułożeniu kranów (fot. 1B i 2B), dzięki czemu materiał był atakowany na całej swej długości. Po określonym czasie trwania korozji, z płytek tych wycinano próbki wytrzymałościowe równolegle do krótszego boku płytki, a więc prostopadle do kierunku walcowania. Próbki płaskie o grubości 1 mm miały wymiary następujące: szerokość 7 mm, długość pomiarowa 10 mm. Badania wytrzymałości na rozciąganie przeprowadzono na uniwersalnej 300 kg maszynie Amslera z siłomierzem na 300 kg.

2. Wyniki badań.

Rezultaty badań strat ciężaru są przedstawione w tablicy I. W kolumnie "Rodzaj korozji" literą A oznaczono korozję pod wpływem zwilżania, a literą B, korozję pod wpływem spadających kropel cieczy.

Tablica II przedstawia wyniki badań nad zmianą wytrzymałości na rozciąganie alupolonu. Materiał przed wycięciem próbek poddany był

	·	Str	aty cięża	ru w g/d	m ²
Materiał	Rodza koroz	po 9 dniach	po 18 dniach	po 27 dniach	po 36 dniach
5. 1 OW	A	1,20	2,38	3,75	5,01
Stal SW ₈	В	1,26	2,95	5,05	6,95
Stal zanie-	А	0,925	1,95	3,06	4,12
czyszczona	В	1,435	2,92	4,55	6,14
Duralumin w kierunku	A	0,0057	0,0127	0,0255	0,033
prostopadł. do walcow.	В	0,023	0,034	0,048	0,059
Duralumin w kierunku	А	0,0018	0.0089	0,0196	0,0276
równoległ. do walcow.	В	0,0356	0,064	0,082	0,0925
T. zw. stop	A	0,136	0,218	0,384	0,473
niemiecki	В	0,186	0,298	0,485	0,615

korozji przez 6 tygodni (po 3 tygodnie każda strona płytki).

Porównywując dane z tablicy I wynika, że wszystkie materiały poddane działaniu korozji za pomocą spadających kropel cieczy wykazały wyższe straty ciężaru niż te same materiały zwilżane czynnikiem korodującym. Jak wynika

Rodzaj korozji	Przekrój w mm	R kg	Rr kg/mm ²	Rr średnio kg/mm²
В	7,21 7,11 7,14	175 165 120	24,3 23,2 16,8	22,1
A	6,97 7,03 7,15	195 187 186	28,1 26,6 26,0	26,9
Próbki nie korodowane	6,61 6,72 6,72	241 232 226	36,4 34,6 33,7	34,9

TABLICA II.

z tablicy II, próbki alupolonu również wykazały większe obniżenie wytrzymałości na rozciąganie pod wpływem spadających kropel cieczy, przy czym procentowy spadek wartości Rr w stosunku do materiału niekorodowanego wynosi 36,7%, gdy dla próbek alupolonu korodowanych przez zwilżanie wynosił 22,9%.

Wnioski

Z powyższych badań wynika, że zastosowany sposób badania korozji za pomocą spadających kropel czynnika korodującego potwierdził teoretyczne przewidywania i wywołał silniejsze efekty zniszczenia materiału w porównaniu do metody badania korozji przy pomocy zwilżania powierzchni materiału czynnikiem korodującym.

Warszawa, 1937,

Dział Metalurgiczny Chemicznego Instytutu Badawczego.

Korrosionsprüfung bei schlagartigem Auftreffen des Korrosionsmittels

von G. WELTER und S. GOCKOWSKI

Zusammenfassung

Mit Rücksicht darauf, dass im praktischen Betriebe die Einwirkung des Korrosionsmittels auf das Material vielfach unter Bewegungsvorgängen stattfindet, bei denen ziemlich hohe Relativgeschwindigkeiten auftreten können, wurden nach dieser Richtung vergleichende Korrosionsversuche wit verschiedenen Materialien durchgeführt. Diese Versuche sollten einen gewissen orientierenden Anhaltspunkt liefern, um Klarheit darüber zu erhalten, ob die Geschwindigkeitseinflüsse des Korosionsmittels gegenüber dem angegriffenen Material von massgebendem Einfluss sind oder nicht. An praktischen Beispielen, wo grosse Relativbewegungen zwischen Material und Korrosionsmittel vorliegen, sei nur auf die Schwimmer von Wasserflugzeugen, auf die Schiffskörper von Dampfern, atmosphärische Niederschläge auf Metallschrauben von Flugzeugen usw. hingewiesen. Die Relativgeschwindigkeiten können ziemlich hohe Werte erreichen, die bis zu 50 m/Sek ansteigen können.

Die Untersuchungen wurden vorerst nur auf qualitativer Grundlage durchgeführt, wobei als Korrosionsmittel eine 3%-ige Natriumchlorid-

TABLICAI.

Wiad. Inst. Met.

Lösung gewählt wurde. Als Korrosionsmittel wurde in einfacher Weise der fallende Tropfen benützt, der aus verschiedener Höhe (1,5 und 5 m) auf das Material niederfiel, im Gegensatz zu der üblichen Korrosion, bei der unter gleichen Bedingungen, jedoch ohne Fallhöhe, der Tropfen ohne schlagartige Wirkung die Proben einfach benetzte. Die Versuchseinrichtung ist in Foto 1 und 2 (Pl. XIII) zu ersehen. Als Versuchsmaterial dienten vier verschiedene Aluminium-Legierungen, eine Magnesium-Legierung vom Typus des Elektrons und weicher Kohlenstoff-Stahl.

Die Probennach der Korrosionseinwirkung sind in den Abbildungen 3bis 9(Pl.XVII,XIX)wiedergegeben. Diese Abbildungen geben jedoch nicht die Unterschiede zwischen diesen beiden Korrosionsarten in dem Masse, wie dies den tatsächlichen Ergebnissen beim Vergleich der Proben unter dem binokularen Mikroskop entspricht, wieder. Das Oberflächen-Aussehen einer Aluminium-Magnesium-Kupfer-Walzlegierung vom Typus des Duralumin ist in Abbildung 3a und b nach 13-tägiger Einwirkung des Korrosionsmittels wiedergegeben. Die Oberfläche der Probe 3b, die quer zur Walzrichtung liegt und durch das schlagartige Auftreffen des Korrosionsmittels beansprucht wurde, ist örtlich wesentlich stärker angegriffen, als dies bei der Probe 2a (Korrosionsmittel ohne Schlagbeanspruchung) der Fall ist. Um diese Unterschiede noch deutlicher zu gestalten, wurden aus Duralumin-Stangen quer zur Walzrichtung, Scheiben von ca 0,5 mm Dicke entnommen und den beiden Korrosionsarten ausgesetzt. Hierbei zeigte es sich, dass nach etwa 36 Tagen die Korrosion des fallenden Tropfens das Blechplättchen an mehreren Stellen durchlöchert hatte, Abb. 4b, während dies bei der üblichen Korrosions-Einwirkung nicht der Fall war (Abb. 4a). Dementsprechend gehen die örtlichen Angriffstellen auch bei dickeren Proben, die der Tropfen-Korrosion ausgesetzt waren, wesentlich tiefer in das Material hinein, als dies bei gewöhnlichem Angriff der Fall ist. Dies zeigt die Bruchprobe der gleichen Aluminium-Magnesium-Kupfer-Legierung gemäss Abb. 5b, nach etwa 45-tägiger Einwirkungsdauer der Tropfen-Korrosion. Hierbei erreicht die Korrosion stellenweise bis zu ca 2 mm Tiefe gegenüber dem üblichen Angriff, bei dem unter gleichen Bedingungen nur eine Tiefe von ca 1,1 mm

beobachtet wurde (Abb. 5a). Bei Proben aus dem gleichen Material, die jedoch parallel zur Walzrichtung entnommen wurden, zeigen die Angriffstellen bei einer dynamischen Korrosion von 7 Tagen ebenfalls einen stärkeren Verlauf-gemäss Abb. 6b-gegenüber der üblichen Korrosion (Abb. 6a), wo nur ein Oberflächen-Angriff, der nicht wesentlich in die Tiefe ging, vorlag. Eine ähnliche Angriffsart zeigt eine Aluminium-Kupfer-Nickel-Magnesium-Legierung vom Typus RR (Abb. 7 a und b), bei der ebenfalls während einer 8-tägigen Einwirkungsdauer die Tropfen-Korrosionen einen stark in die Tiefe gehenden, örtlichen Angriff aufweist (Abb. 7b), gegenüber dem gewöhnlichen Angriff, der nur Oberflächen-Veränderungen (Abb. 7a) an der Probe hervorrief.

Eine andere Angriffsart wiesen die beiden übrigen Materialien, und zwar weicher Stahl (Abb. 8a und b) und die Magnesium-Legierung vom Typus des Elektrons (Abb. 9a und b) auf. Bei diesen Materialien ist der Angriff in beiden Fällen fast nur auf die Oberfläche beschränkt ohne wesentlich in die Tiefe des Materials einzudringen. Auch hier zeigt die Tropfen-Korrosion eine stärkere Vernichtung der Oberfläche, die stellenweise breitere Vertiefungen aufwies. Ebenso traten bei der Magnesiumlegierung Oberflächen-Zerstörungen auf, die bei dem schlagartigen Angriff der Tropfen erheblich stärker waren (gemäss Abb. 9b) als bei der üblichen Einwirkung des Korrosionsmittels.

Ausser diesen qualitativen Vergleichs-Versuchen wurden auch noch quantitative Versuche mit den beiden Korrosionsarten durchgeführt. Die Ergebnisse sind in der Zahlentafel 1 in Gewichtsverlusten (Gramm pro Dezimeter²) zwischen 9 und 26 Tagen für verschiedene Materialien wiedergegeben, wärend Zahlentafel 2 die Verânderung der mechanischen Festigkeits-Eigenschaften für nicht korrodierte (34,9 kg/mm²) in üblicher Weise korrodierte Zerreiss-Proben(26,9kg/mm²) und mit schlagartigem Auftreffen des Angriffs-Mittels durchgeführte Korrosion (22,1 kg/mm²) wiedergiebt, wobei eine 3 wöchentliche Einwirkungsdauer des Korrosionsmittels auf jeder Seite der Blechprobe vorgesehen war.

Warszawa, 1937,

Metallurgische Abteilung des Chemischen Forschungs-Institutes.



Fot. 1. Próbka żelaza armco otrzymana przez powolne opuszczanie w piecu *Tammanna*. Traw. 10% HNO₃ (× 0,8).



Fot. 3. Budowa górnej powierzchni próbki stali chromowej. Traw. wodą królewską (\times 4).



Fot. 2. Próbka stali chromowej otrzymana przez powolne opuszczanie w piecu Tammanna. Traw. HCl + CrO_3 (× 0,9).



Fot. 4. Budowa górnej powierzchni próbki stali chromowej. Traw. HCl + CrO_3 (\times 6).



Fot. 5. Budowa górnej powierzchni próbki stali mænganowej (część skrajna). Traw. 4% HNO3 (× 160).





Fot. 1. Mikrofotografia próbki brązu 2% Al, odkształconej o 25% i wyżarzonej w 400° (temperatura początku rekrystalizacji) (× 75).



Fot. 2. Mikrofotografia próbki brązu 5% Al, odkształconej o 87,5% i wyżarzonej w 700° (× 75).



Fot. 3. Mikrofotografia próbki brązu 5% Al, odksztalconej o 75% i wyżarzonej w 850° (× 75).

J. CZOCHRALSKI i N. LEWICKA (str. 61).



Fot. 4. Mikrofotografia próbki brązu 5% Al, odkształconej o 2% i wyżarzonej w 1000° (× 75).!



Fot. 1. Wtrącenia niemetaliczne w stali A. Przekrój podłużny (\times 100).



Fot. 2. Wtrącenia niemetaliczne w stali A. Przekrój poprzeczny (× 100).



Fot. 3. Wtrącenia niemetaliczne w stali B. Przekrój podłużny (× 100).



Fot. 4. Wtrącenia niemetaliczne w stali B. Przekrój poprzeczny (× 100).



Fot. 5. Wielkość ziarna stali A, cementowanej przez 8 godzin w 850°. Traw. odcz. Murakamiego (× 100).



Fot. 6. Wielkość ziarna stali B, cementowanej przez 8 godzin w 850°. Traw. odcz. Murakamiego (× 100).



Fot. 7. Wielkość ziarna stali A, cementowanej przez 8 godzin w 900°. Traw. odcz. Murakamiego (× 100).



Fot. 8. Wielkość ziarna stali B, cementowanej przez 8 godzin w 900°. Traw. odcz. Murakamiego (× 100).



Fot. 9. Wielkość ziarna stali A, cementowanej przez 8 godzin w 1000°. Traw. odcz. Murakamiego (× 100).



Fot. 10. Wielkość ziarna stali B, cementowanej przez 8 godzin w 1000°. Traw. odcz. Murakamie go (× 100).



Fot. 11. Wielkość ziarna stali A, cementowanej przez 8 godzin w 1050°. Traw. odcz. Murakamiego (× 100).



Fot. 13. Próbka stali A normalizowana. Przekrój podłużny. Struktura: sorbit z pasmowymi wydzieleniami. Traw. 4% HNO₃ w alkoholu (× 100).



Fot. 12. Wielkość ziarna stali B, cementowanej przez 8 godzin w 1050°. Traw. odcz. Murakamiego (× 100).



Fot. 14. Próbka stali B normalizowana. Przekrój podłużny. *Struktura*: sorbit z pasmowymi wydzieleniami. Traw. 4% HNO₃ w alkoholu (× 100).





Fot. 15.

a

b

c

d

WIAD. INST. MET., 4 (1937).



Fot. 15.

Fot. 15. Złomy udarnościowe stali A i B w różnych stanach obróbki termicznej.

a —	normalizowa	ine		
b —	hartowane i	odpuszczone	w	450°
c —		"	"	500°
d —		"	"	550°
e —				620°
f	í.		.,	660°
or	and the second			730°
8 9 —	wyżarzone p	orzez 2 godz.	,,	730°



Fot. 16.

S. PILARSKI i S. JAŹWIŃSKI (str. 65).

- Fot. 16. Urządzenie do obserwacji wtrąceń niemetalicznych na powierzchniach cylindrycznych próbek zmęczeniowych.
- a próbka
- b podziałka do mierzenia posuwu
- c wskaźnik
- d tarcza do mierzenia kątów obrotu
- e mikroskop stereoskopowy.



Fot. 1. Urządzenie do badania korozji pod wpływem spadających kropel cieczy.
G. WELTER i S. GOĆKOWSKI (str. 73).

Fot. 2. Urządzenie do badania korozji pod wpływem zwilżania czynnikiem korodującym.



Fot. 3a. Powierzchnia próbki alupolonu po 13 dniach korozji za pomocą zwilżania (× 6).



Fot. 4a. Powierzchnia próbki alupolonu (grub. 0,5 mm) po 36 dniach korozji za pomocą zwilżania (× 2).



Fot. 5a. Złom próbki alupolonu po 45 dniach korozji za pomocą zwilżania (\times 8).



Fot. 6a. Powierzchnia próbki alupolonu wyciętej równolegle do kierunku walcowania po 7 dniach korozji za pomocą zwilżania (× 8).



Fot. 3b. Powierzchnia próbki alupolonu po 13 dniach korozji za pomocą spadających kropel (× 6).



Fot. 4b. Powierzchnia próbki alupolonu (grub. 0,5 mm) po 36 dniach korozji za pomocą spadających kropel $(\times 2)$.



Fot. 5b. Złom próbki alupolonu po 45 dniach korozji za pomocą spadających kropel (\times 8).



Fot. 6b. Powierzchnia próbki alupolonu wyciętej równolegle do kierunku walcowania po 7 dniach korozji za pomocą spadających kropel (\times 8).

G. WELTER i S. GOĆKOWSKI (str. 73).





rozji za pomocą zwilżania (\times 7).



Fot. 7a. Powierzchnia próbki stopu "RR" po 8 dniach ko- Fot. 7b. Powierzchnia próbki stopu "RR" po 8 dniach korozji za pomocą spadających kropel (\times 7).



rozji za pomocą zwilżania (\times 9).



Fot. 8a. Powierzchnia próbki stali SW₈ po 10 dniach kc- Fot. 8b. Powierzchnia próbki stali SW₈ po 10 dniach korozji za pomocą spadających kropel (\times 9).



za pomocą zwilżania (\times 8).



Fot. 9a. Powierzchnia próbki elektronu po 8 dniach korozji Fot. 9b. Powierzchnia próbki elektronu po 8 dniach korozji za pomocą spadających kropel cieczy (\times 8).

G. WELTER i S. GOĆKOWSKI (sir. 73).

