

Od Redakcji

Pragnąc dać uczestnikom X-go Zjazdu Inżynierów Mechaników Polskich, mającego się odbyć w Warszawie w dn. 23 — 25 sierpnia r. b., możliwość zaznajomienia się z większą liczbą prac, które będą referowane na Zjeździe, poświęcamy tym pracom dwa kolejne zeszyty podwójne naszego pisma — lipcowy i sierpniowy.

Zeszyt następny zawierać będzie referaty z działu warsztatowego i energetyczno-konstrukcyjnego, zaś zeszyt bieżący wypełniają prace z zakresu metaloznawstwa, przeważnie o dużej objętości, lecz i o dużej wartości, jako oryginalne przyczynki, oparte na pracach badawczych ich autorów.

Regulacja wielkości ziarn austenitu a własności fizyczne stali

Dr. inż. I. Feszczenko-Czopiński, SIMP
i inż. metal. A. Kaliński
(Huta Baildon, Katowice)

Referat zjazdowy

Regulacja wielkości ziarn austenitu. — Jej znaczenie i zastosowanie. — Technika regulacji przez wprowadzenie do płynnej stali zmieniaaczy. — Klasyfikacja wielkości ziarn i metoda jej oznaczania. — Ujęcie teoretyczne procesu zmieniania. — Wpływ glinu jako zmieniaacza. — Inne zmieniaacze. — Wpływ szybkości chłodzenia; szybkość krytyczna. — Własności stali gruboziarnistych i drobnoziarnistych. — Badania autorów nad wpływem ziarnistości na własności stali. — Wnioski.

Część I.

WIELKOŚĆ ziarn austenitu przesądza przyszłość wyprodukowanej stali¹⁾.

Regulacja wielkości ziarn austenitu w stalach powstała na skutek dążenia do ujęcia czynników, wpływających na własności stali, i kierowania nimi według życzenia. Nie jest to zatem nowością, wyrosła w sposób rewolucyjny, lecz jest wynikiem długotrwałej wytężonej pracy. Dość wspomnieć, że kiedy nie znano wpływu wielkości ziarn austenitu oraz korzyści, wpływających ze stosowania regulacji ich wielkości, usiłowano w rozmaity sposób zapobiec nieoczekiwanym niejednokrotnie zmianom w zachowaniu się tworzyw stalowych, zwłaszcza w czasie obróbki termicznej. Odbijało się to szkodliwie przede wszystkim na składzie chemicznym tworzyw oraz temperaturach obróbki termicznej; ograniczano często już i tak wąskie zakresy zawartości poszczególnych składników oraz stosowanych temperatur. Rzecz jasna, że z chwilą rozwiązania zagadnienia wytwarzania stali o jednolitej, określonej zgóry wielkości ziarn stał się możliwy powrót do szerszych tolerancji składu chemicznego oraz do szerszych zakresów temperatur obróbki termicznej, czy obróbki mechanicznej na gorąco.

Regulację wielkości ziarn austenitu stosuje się w przypadku produkcji zarówno tworzyw drobnoziarnistych, jak i gruboziarnistych. Nadmiernie grube ziarno (daleko odbiegające swą wielkością od wielkości ziarn tworzyw gruboziarnistych o regulowanej wielkości ziarn) łatwo uzyskać nawet w dobrze odtlenionej i uspokojonej stali. W tem właśnie tkwi istota regulacji wielkości ziarn, że jej działanie zaczyna się wtedy, gdy stal jest już dobrze przygotowana do spustu; przychodzi ona po to, by zwykle stale uszlachetnić, a szlachetnym nadać wyższy stopień doskonałości; jej rola kończy się z chwilą, gdy nastąpi pierwsze stadjum krzepnięcia odlanego wlewka.

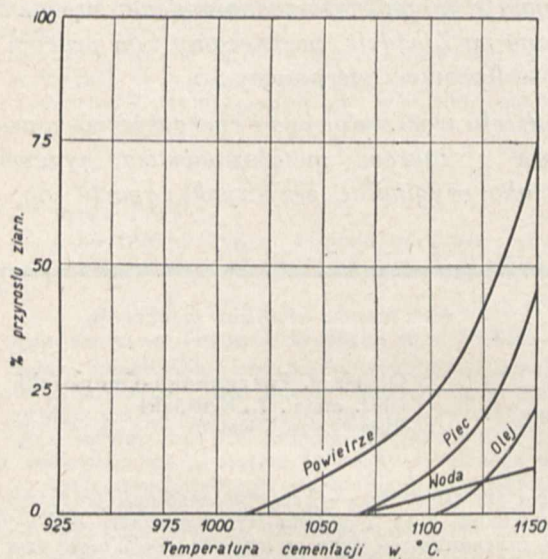
Produkując stal drobnoziarnistą, wypuszczamy ją w życie z pewnym zapasem, jeśli tak można powiedzieć, energii życiowej. Dowodem tej energii będzie wyjście obronną ręką z wszelkich przeciwności, którym nie mogły sprostać tworzywa bez regulowanej wielkości ziarn, a przykładem tego jest między innymi wybitna odporność tworzyw drobnoziarnistych na nadmiernie wysokie temperatury hartowania, wysokie obciążenie i t. d.

I.

Dotychczasowe pojęcie ziarnistości stali było do pewnego stopnia mgliste. Niewiadomo bowiem, co rozumiano pod mianem wielkości ziarn, ponieważ wielkość ziarn, którą obserwujemy (np. wielkość

¹⁾ Hutnik 1936 zesz. 4, str. 133/145.

ziarn ferrytu, perlitu i t. d.), może być łatwo zmieniana przez zastosowanie któregośkolwiek procesu obróbki termicznej, czy mechanicznej. E. S. Davenport i E. C. Bain, a wślad za nimi cały szereg metalurgów amerykańskich wyodrębnili taką wielkość ziarn w stalach, ulegających przemianie alotropowej, która posiada wszechstronny wpływ na procesy tak obróbki mechanicznej, jak i termicznej, a która zależy tylko od jednego czynnika — temperatury. Temi ziarnami są ziarna austenitu; ich wielkość, narówni ze składem chemicznym, jest wrodzoną własnością stali. Skoro powyższa definicja została powszechnie przyjęta, zwrócono się do opracowania trwałych zasad regulowania wielkości ziarn w tworzywach wytwarzanych na skalę przemysłową.



Rys. 1. Wpływ sposobu chłodzenia na rozrost ziarn.

Utarło się przekonanie, że rozrost ziarn austenitu rozpoczyna się tuż po przekroczeniu temperatury A_{c_3} i że powyżej tej temperatury rozrost ziarn jest funkcją czasu i temperatury. Istotnie, twierdzenie to sprawdza się w zupełności, lecz tylko dla stali bez regulowanej wielkości ziarn; stale wyprodukowane z uwzględnieniem postulatów regulacji wielkości ziarn, posiadają po przekroczeniu temperatury A_{c_3} stałą wielkość ziarn, bez względu na czas trwania podgrzewania, dopóki nie zostanie przekroczona pewna określona temperatura, powyżej której ziarna tej stali zaczną się rozrastać; należy zaznaczyć, że temperatura ta znajduje się niejednokrotnie o 300°C powyżej A_{c_3} ; jej miejsce na skali temperatur zależy od przebiegu i stopnia odtlenienia stali, od ilości wprowadzonego zmieniaacza oraz od czasu, w którym został on wprowadzony.

Termin „zmienianie” został zapożyczony z metalurgii siluminów z uwagi na podobieństwo, jakie daje się zaobserwować. Zarówno w metalurgii stopów Al-Si, jak i w metalurgii stali, proces zmieniania polega na wytworzeniu drobnoziarnistości. Zmieniacze wprowadzane są w czasie spustu, a tworzywa zmienione tracą swą zmienioną strukturę przez przetopienie. Od ostatniej zasady spotykamy nieliczne wyjątki, gdzie, po stworzeniu w czasie przetapiania pewnych warunków, drobno-

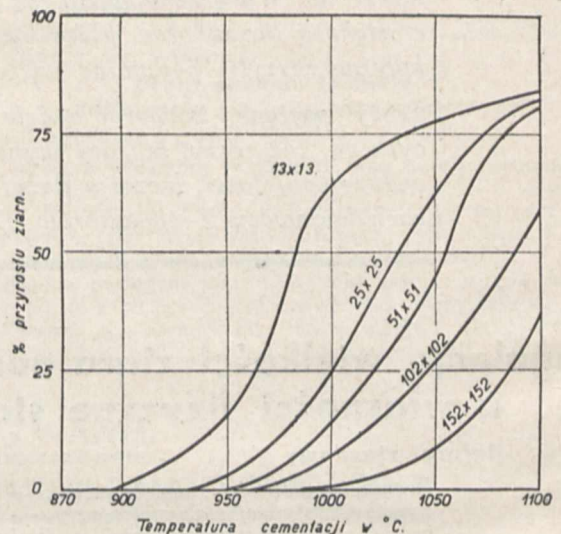
ziarniste tworzywo pozostaje nadal drobnoziarniste.

Skoro zatem do płynnego metalu podczas spustu zostanie wprowadzona dostateczna ilość zmieniaacza, to ustali się pewna określona wielkość ziarn, nie ulegająca zmianie do pewnej temperatury granicznej (oczywiście powyżej A_{c_3}).

II.

Pod nazwą „wielkość ziarn” w stalach ulegających przemianie alotropowej rozumiemy (zgodnie z E. S. Davenport'em i E. C. Bain'em) tę wielkość ziarn austenitu, która istniała w stali przed przemianą alotropową.

Wielkość ziarn austenitu będzie oznaczona ściśle tylko wtedy, gdy stal będzie pierwszy raz podgrzewana poprzez zakres temperatur krytycznych.



Rys. 2. Wpływ obróbki mech. na gorąco na rozrost ziarn.

Temperatura początku rozrostu ziarn austenitu w tej samej stali zmienia się w zależności od poprzedzającej obróbki termicznej, obróbki mechanicznej na gorąco i prawdopodobnie obróbki mechanicznej na zimno.

Ilustrację wyżej wypowiedzianej zasady mogą stanowić wykresy na rys. 1 i 2, zaczerpnięte z pracy M. A. Grossmann'a.

Pierwszy z nich (rys. 1) uwiadcza rozrost ziarn austenitu czterech próbek z tej samej stali, poddanych różnej poprzedzającej obróbce termicznej. Przed badaniem rozrostu ziarn próbki tej stali podgrzano do 925°C , a następnie zastosowano różny sposób chłodzenia od tej temperatury; chłodzono więc na powietrzu, wraz z piecem, w oleju i w wodzie.

Drugi wykres (rys. 2) obrazuje wpływ obróbki mechanicznej na gorąco na rozrost ziarn. Próbki, o początkowym przekroju poprzecznym 152×152 mm, zostały przekute do wymiarów, zaznaczonych na wykresie.

Podobnie, lecz jeszcze bardziej kontrastowo, przedstawia się rozrost ziarn stali, poddanych kilkakrotnej obróbce termicznej.

Wpływ wstępnej obróbki termicznej czy mechanicznej oraz wpływ kilkakrotnie powtarzającej się obróbki termicznej na wielkość ziarn i ich rozrost jest raczej szkodliwy, gdyż podkopuje pewność, iż wielkość ziarn jest niezmienną własnością stali.

Na szczęście, nie wszystkie stale ulegają tym wpływom. Zwłaszcza stale czyste węglowe zachowują niezmienną wielkość ziarn. Przykłady zaczerpnięte z pracy M. A. Grossmann'a odnoszą się do stali stopowych (chromowo-niklowych i molibdenowych). Być może, iż to pierwiastki ułatwiają w czasie obróbki termicznej czy mechanicznej przegrupowanie rozproszonych cząsteczek obcych faz, ograniczających rozrost ziarn, co oczywiście nie może pozostać bez wpływu na ich wielkość.

Do określenia wielkości ziarn austenitu dysponujemy wieloma metodami, z których na wyróżnienie zasługuje metoda opracowana przez Amerykańskie Towarzystwo Badań Materiałów (A. S. T. M.). Towarzystwo to wydało tablice z mikrografiami i odpowiednią numeracją w zależności od ilości ziarn na calu kwadratowym, w stokrotnym powiększeniu²⁾. Wymiary ziarn, odpowiadające poszczególnym numerom, podaje wykres na rys. 3.

Klasyfikacja ziarnistości według A. S. T. M. obejmuje wielkość ziarn od Nr. 1 do Nr. 8, to znaczy średnio od 1 do 128 ziarn na calu kwadratowym w 100-krotnym powiększeniu. Numery te rozciągają się jednak zarówno poniżej Nr. 1, jak i powyżej Nr. 8; że zaś klasyfikacja A. S. T. M. ogranicza się do tych cyfr, to tylko dlatego, że wielkości ziarn stali wahają się zwykle w tych granicach.

Pod nazwą „stali gruboziarnistych” należy rozumieć stale, których wielkości ziarn wahają się od Nr. 1 do Nr. 4, zaś wielkości ziarn t. zw. stali „drobnoziarnistych” wahają się od Nr. 6 do Nr. 8. Stale o wielkości ziarn Nr. 5 mogą być zaliczone zarówno do stali drobnoziarnistych, jak i do gruboziarnistych, zależnie od tego, czy kilka ziarn strefy nadeutektoidalnej, których wielkość znajduje się poza Nr. 5, są mniejsze lub większe od wielkości ziarn objętych numerem „5”.

Oznaczanie wielkości ziarn metodą A. S. T. M. jest poprzedzane cementowaniem stali przez 8 godzin w temp. 930°C.

Warstwa podeutektoidalna stali cementowanych służy również do oznaczania wielkości ziarn. Ferryt w warstwie podeutektoidalnej spełnia to samo zadanie, co cementyt w warstwie nadeutektoidalnej.

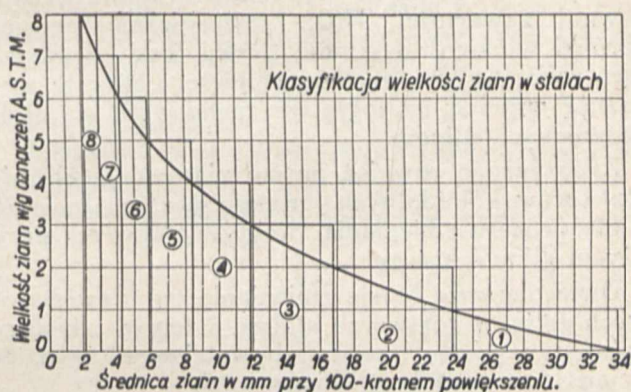
Inną metodą oznaczania wielkości ziarn w stalach jest t. zw. charakterystyka *P-F*, podana przez B. F. Shepherd'a. Oznaczanie wielkości ziarn według tej metody polega na hartowaniu stali, począwszy od kilku temperatur, i obserwowaniu grubości warstwy zahartowanej, a więc czułości na preharcowanie (t. zw. charakterystyka *P*) oraz charakteru złomu (charakterystyka *F*). Te dwie charakterystyki (*P* i *F*) nie powinny być rozpatrywane oddzielnie. Zdarzają się bowiem wypadki, że dwa tworzywa o tym samym składzie chemicznym posiadają identyczną grubość warstwy zahartowanej (charakterystyka *P*), zaś przełomy ich (charakterystyki *F*) są różne.

²⁾ Cała klasyfikacja wielkości ziarn została skonstruowana przy pomocy logarytmów o zasadzie 2. Podstawowym równaniem tego systemu klasyfikacji jest: $\log_2 n = N - 1$ czyli $2^{N-1} = n$, gdzie N — numer wyrażający wielkość ziarn, zaś n — ilość ziarn na calu kwadratowym w powiększeniu 100-krotnym.

Metoda Shepherd'a oddaje wielkie usługi przy badaniu stali narzędziowych. Oczywiście, o ile chodzi o oznaczenie wielkości ziarn, to charakterystyka *P-F* Shepherd'a jest metodą pośrednią.

Poza temi dwiema metodami oznaczania wielkości ziarn austenitu w stalach, istnieją jeszcze metody dilatometryczne oraz termiczne, w których wyzyskano charakter przemiany austenitu w zależności od wielkości ziarn. Ponadto są w użyciu metody magnetyczne, które, jako wymagające bardziej skomplikowanych i precyzyjnych aparatów, nie znalazły zastosowania przemysłowego, tem bardziej, że metoda podana przez A. S. T. M. nie daje żadnych podstaw do wątpliwości.

Należy również zaznaczyć, że przed pojawieniem się standardowych mikrografii, opublikowanych przez A. S. T. M., była w użyciu metoda oznaczania wielkości ziarn podana przez Jeffries'a. Polegała ona na obliczeniu ilości ziarn w obrębie zakreślonej powierzchni na matówce ka-



Rys. 3.

mery fotograficznej aparatu metalograficznego. Obecnie metoda ta może być z powodzeniem stosowana do metali kolorowych, zaś o ile chodzi o stale, to ze względu na często zdarzającą się nieciągłość siatki cementytowej na granicach byłych ziarn austenitu (szczególnie w przypadku stali drobnoziarnistych), posiada ograniczony zakres zastosowania.

III.

Jakkolwiek znane są sposoby regulowania wielkości ziarn austenitu w stalach, to jednak istota procesu zmieniania nie jest całkowicie wyjaśniona. Wiemy, że pierwiastki wpływające na ziarnistość stali posiadają wysokie powinowactwo do tlenu lub węgla, lecz czy na zmianę wielkości ziarn wywierają wpływ bezpośredni obce fazy, czy też pierwiastki rozpuszczone w austenicie, jest obecnie tematem ożywionej dyskusji. Szczególnie o ile chodzi o wpływ najpopularniejszego zmieniaacza w handlowych gatunkach stali — glinu, to poglądy różnią się znacznie. Jedni, na których czele stoi nestor w dziedzinie ziarnistości Harry W. Mc. Quaid, są zwolennikami wpływu glinu jako dodatku stopowego, zatem rozpuszczonego w austenicie, inni natomiast, w których liczbie znajduje się C. H. Herty, S. Epstein, M. A. Grossmann, hołdują t. zw. teorii „dyspersyjnej”, t. zn. przypisują ograniczające rozrost ziarn działanie rozproszonym cząsteczkom tlenków glinu o wielkości podmikroskopowej.

Na tem miejscu należy zaznaczyć, że szef działu obróbki termicznej w zakładach Krupp'a E. Houdremont, po dłuższym okresie wyczekiwania (nawet i wówczas, gdy Amerykanie ogłosili wprowadzenie w życie na skalę przemysłową regulacji wielkości ziarn austenitu), stał się, wślad za tą drugą grupą metalurgów amerykańskich, zwolennikiem teorii dyspersyjnej.

Nie brak również wśród badaczy amerykańskich indywidualnych prób wytłumaczenia zjawisk zmieniania, opartych, jak to zwykle się zdarza przy objaśnianiu rzeczy bardziej zawiłych, na analogii do zjawisk znanych. A więc próbowano przeprowadzić analogię między wpływem tlenu toru na włókna wolframowe a wpływem tlenu glinu na stal. Bowiem Jeffries i Archer udowodnili, iż drobnoziarnistość wolframowych włókien żarówek jest wywołana obecnością ThO_2 , który działa jako faza obca, ograniczająca rozrost ziarn, gdyż rozpuszczalność tlenu toru w wolframie nie istnieje. W pewnych wypadkach (przekroczenie pewnej zawartości ThO_2 , zastosowanie pewnej obróbki włókien) działanie tlenu toru, utrudniające rozrost ziarn, zostaje usunięte. Fakty te wykazują zupełną analogię do zachowania się stali zmienionych glinem.

Zapożyczono również pewne zjawiska z chemii roztworów koloidalnych, ułatwiające zrozumienie istoty procesu zmieniania tworzyw stalowych przy użyciu glinu i krzemu.

Dwie pierwsze teorie zmieniania tworzyw stalowych (glin w roztworze stałym i teoria „dyspersyjna”) uzyskały „prawa obywatelstwa” w dziedzinie t. zw. metalurgji kierowanej.

Według teorii „dyspersyjnej”, drobnoziarnistość, a w ogólności regulacja wielkości ziarn austenitu, jest wywołana obecnością w tworzywie stalowym podmikroskopowej wielkości cząsteczek tlenków glinu, krzemu, węglików wanadu, molibdenu, tytanu i t. p., znajdujących się w koloidalnym rozproszeniu. Te podmikroskopowej wielkości cząsteczki przenikają cały materiał, utrudniając swą obecnością rozrost ziarn. Im te cząsteczki są mniejsze oraz im ich jest więcej, tem bardziej drobnoziarnista jest stal. Pozatem należy zaznaczyć, iż te obce fazy (tlenki, węgliki), umieszczające się na granicach ziarn, zachowują się rozmaicie w miarę podwyższania temperatury powyżej Ac_3 . Np. tlenek glinu pod każdym względem (topliwość, rozpuszczalność, koagulacja) odznacza się wysoką odpornością w podwyższonych temperaturach i dlatego jego wpływ, jako czynnika ograniczającego rozrost ziarn, będzie bardziej skuteczny, aniżeli np. wpływ węglików wanadu, które w podwyższonych temperaturach, na skutek rozpuszczania czy koagulacji, tracą swe działanie; jest to równocześnie wytłumaczeniem zjawiska, że stal wanadową można przez długotrwałe żarzenie w stosunkowo niskich temperaturach zmieniać z drobnoziarnistej na gruboziarnistą.

Według teorii H. W. Mc. Quaid'a, obecność glinu rozpuszczonego w austenicie nietylko zmienia szybkość przemiany austenitu, lecz również zmniejsza oraz utrudnia rozpuszczalność węglików w austenicie, a tem samem jest czynnikiem decydującym odnośnie do zmian ziarnistości tworzywa oraz

jego stopnia normalności. Więc glin metaliczny, rozpuszczony w płynnej stali jako dodatek stopowy, jest istotną przyczyną drobnoziarnistości i uodpornienia tworzywa przeciw rozrostowi ziarn.

Należy zaznaczyć, iż nie brak i takich, którzy, będąc zwolennikami teorii dyspersyjnej, nie odrzucają wpływu glinu jako dodatku stopowego, co zresztą wydaje się nam najbardziej zbliżone do prawdy, gdyż trudno sobie wyobrazić, by w temperaturze płynnej stali część glinu nie przeszła do roztworu stałego. Że zaś glin rozpuszczony w austenicie utrudnia rozpuszczalność węgla czy węglików, jest zjawiskiem udowodnionem i powszechnie znanem.

IV.

Jedynym powszechnie stosowanym zmieniaczem w handlowych gatunkach stali martenowskich jest glin. Zakładając, że czynnikiem wpływającym na regulację wielkości ziarn austenitu jest zawiesina podmikroskopowej wielkości cząsteczek tlenków, dochodzimy do wniosku, że mamy do czynienia z powstawaniem tlenu glinu, do czego — oczywiście — potrzebny jest tlen. Ważną ponadto jest rzeczą, w jakiej ilości i postaci występuje tlen w stali przed wprowadzeniem do niej glinu. Najpomyślniejsze warunki regulacji wielkości ziarn zachodzą wówczas, gdy tlen w stali znajduje się w postaci tlenków, zdolnych do natychmiastowego reagowania (więc tlenków żelaza czy manganu), oraz gdy te tlenki są rozproszone równomiernie w całej objętości kąpieli metalowej.

Nie mniej ważną rolę odgrywa ilość tlenu w stali przed wprowadzeniem glinu. Jeżeli bowiem płynna stal nie będzie dostatecznie odtleniona przed wprowadzeniem do niej glinu, to nie ulega wątpliwości, iż wprowadzony glin powiększy zawartość wtrąceń niemetalicznych. Zatem dobre odtlenienie stali przed wprowadzeniem glinu jest najważniejszym warunkiem dobrej regulacji wielkości ziarn. Ponadto ważną rolę odgrywa ilość glinu, potrzebna do wywołania żądanej wielkości ziarn, a kwestja ta ściśle się wiąże z zawartością w stali węgla, manganu i krzemu. Niezależnie od zawartości tych trzech składników, wymagana ilość glinu połączona jest ściśle z warunkami miejscowymi, jak np. konstrukcją pieca martenowskiego, jego tonażem, rodzajem złomu, surowca, a nawet czynnikami żuzłotwórczymi, jak wapno, fluoryt i t. d.

Tak np. E. Houdremont podaje, iż dodatek glinu w ilości 0,3 kg na tonnę średniowęglowej stali jest w stanie wywołać drobnoziarnistość tworzywa; S. Epstein, J. H. Nead i T. S. Washburn podają, iż w amerykańskich stalowniach dla wywołania drobnoziarnistości stali o zawartości węgla od 0,15 do 0,50%, manganu około 0,50% i krzemu conajmniej 0,15%, potrzebny jest dodatek glinu w ilości 0,45 kg na tonnę stali, zaś Einar Oehlman w swych badaniach wykazał, iż stal szwedzka, o tym samym składzie co amerykańska, wymaga do wywołania drobnoziarnistości o wiele mniejszej ilości glinu.

Udowodniono, że, dla wytworzenia drobnoziarnistości, stale o wyższej zawartości węgla potrzebują mniejszej ilości glinu i że obecność krzemu działa w nich podobnie jak obecność węgla; man-

gan działa podobnie jak krzem, lecz wpływ jego na ostateczny stan ziarnistości nie jest rozstrzygający. Należy jednakże podkreślić, iż w zwykłych stalach węglowych, przez zwiększenie zawartości węgla, manganu czy krzemu, z ominięciem dodatku glinu, nie można wytworzyć drobnoziarnistości, gdyż pierwiastki te powyżej minimalnych zawartości, niezbędnych do regulacji wielkości ziarn, spełniają tylko rolę czynników pomocniczych, lecz nigdy nie posiadają charakteru czynników decydujących.

Jak zaznaczono, według badań S. Epstein'a, J. H. Nead'a i T. S. Washburn'a, dodatek glinu w ilości 0,45 kg/t do średnio węglowej stali, zawierającej nie mniej niż 0,15% Si, może wywołać drobnoziarnistość. Dodatkiem glinu 0,22 kg/t i mniej do tej samej stali, nie jesteśmy już w stanie wywołać drobnoziarnistości i stal taka będzie gruboziarnista. Zmniejszając dodatki glinu od 0,45 do 0,22 kg/t, powinniśmy w pewnym punkcie wytworzyć ziarno o średniej wielkości. Praktyka jednak wskazuje, że stądja przejściowe między drobnoziarnistością a gruboziarnistością będą zawsze mieszaniną drobnych i grubych ziarn. Zjawisko to niemal przez wszystkich autorów, z wyjątkiem M. A. Grossmann'a oraz S. Epstein'a, jest pomijane milczeniem. Być może, iż stale o średniej wielkości

ją wcześniejszy rozrost ziarn w nienacementowanym rdzeniu. Różnica temperatur między początkiem rozrostu ziarn strefy nadeutektoidalnej w porównaniu z początkiem rozrostu ziarn rdzenia, lub naodwrot, wynosi niejednokrotnie 60°C. Na takie zachowanie się stali w procesie cementacji wskazał w 1933 roku M. A. Grossmann, lecz pozostawił je bez komentarzy. Ostatnio H. W. Mc. Quaid próbuje objaśnić to zjawisko w ten sposób, że w tych wypadkach, w których ziarna warstwy nacementowanej rozrastają się przed początkiem rozrostu ziarn rdzenia, mamy do czynienia ze stalami, charakteryzującymi się rozrostem ziarn tuż powyżej temp. Ac_3 . Nie przesądzając kwestji, należy stwierdzić, że zagadnienie to, nie mając zastosowania w praktyce, posiada raczej charakter teoretyczny.

V.

Poza glinem, który jest stosowany w praktyce jako zmieniaacz w produkcji handlowych gatunków stali czysto węglowych, znane są jeszcze inne zmieniaacze, lecz z powodu wysokiej ceny ich zakres zastosowania jest bardzo ograniczony. Do takich zmieniaaczy należą: tytan, cyrkon, wanad, wolfram i molibden.

Własności tych pierwiastków przedstawiają się następująco:

Własności	Pierwiastek					
	Glin	Tytan	Cyrkon	Wanad	Wolfram	Molibden
Ciężar atomowy	27,0	47,9	91,2	50,95	184,0	96,0
Temperatura topienia	658°C	1 800°C	1 860°C	1 715°C	3 370°C	2 500°C
Temperatura wrzenia	ok. 2 000°C	—	—	—	4 830°C	3 560°C
Ciężar własc.	2,69	4,5	6,53	5,7	19,1	10,2
Ciepło topienia, kal/g	80	—	—	—	—	—
Ciepło własc. kal.	0,23	0,11	0,066	0,115	0,040	0,076
Układ krystalograficzny	regularny	heksagonalny	heksagonalny	regularny	regularny	regularny
Siatka przestrzenna	plaskocentryczna	—	—	przestrzenniecentrycz.	przestrzenniecentrycz.	przestrzenniecentrycz.
Parametry siatki przestrzennej w Å	$a = 4,041$	$a = 2,95$ $c = 4,69$	$a = 3,23$ $c = 5,14$	$a = 3,04$	$a = 3,157$	$a = 3,140$
Zdolność do tworzenia tlenków	duża	prawdopodob. duża	duża	prawdopodob. umiarkowana	słaba	słaba
Zdolność do tworzenia węglików	brak	bardzo duża	umiarkowana	bardzo duża	duża	duża
Rozpuszczalność w ferrycie	duża	słaba	słaba	słaba	słaba	słaba
Temp. topienia węglików	—	$3 137 \pm 90^\circ\text{C}$	$3 532 \pm 125^\circ\text{C}$	$1 700^\circ\text{C}$	$2 860 \pm 50^\circ\text{C}$	$2 687 \pm 50^\circ\text{C}$
Temp. topienia tlenków	$2 050^\circ\text{C}$	$1 560^\circ\text{C}$	$3 250^\circ\text{C}$	660°C	900°C	791°C

ziarn, z wyjątkiem stali przeznaczonych do tłoczenia, mogą być zastąpione przez stale drobnoziarniste lub gruboziarniste i dlatego zagadnienie produkcji stali o średniej wielkości ziarn nie jest popularne, tembardziej, że — jak wskazują powyżsi autorzy — wyprodukowanie takiej stali napotyka wciąż na olbrzymie trudności. Zresztą skoro tak jest istotnie, to lepiej wytwarzać stal o średniej wielkości ziarn ze stali drobnoziarnistej (przez podgrzewanie do odpowiedniej temperatury), aniżeli podejmować próby bez powodzenia.

Innem zjawiskiem, które nie posiada narazie dostatecznego wyjaśnienia, jest pewne charakterystyczne zachowanie się ziarn austenitu podczas cementacji. Mianowicie, pewne stale ze wzrostem temperatury cementacji wykazują wcześniejszy rozrost ziarn w warstwie nacementowanej w porównaniu z początkiem rozrostu ziarn w nienacementowanym rdzeniu. Inne natomiast stale, naodwrot, ze wzrostem temperatury cementacji okazu-

Jak z tego zestawienia wynika, temperatury topienia tych pierwiastków są bardzo wysokie (z wyjątkiem glinu) i, jakkolwiek pierwiastków tych używamy w postaci stopów (wyjątek stanowi glin), to jednak pewne jest, iż podczas zmieniania stali nie wchodzi w grę faza gazowa. Ponadto zmieniaacze tem się odznaczają, że posiadają wybitne powinowactwo albo do tlenu, albo do węgla, więc trudno sobie wyobrazić, by te fazy (tlenki, węgliki) pozostawały obojętne w procesach zmieniania. Temperatury topienia tych związków (tlenków, węglików) są tak charakterystyczne, że mając na uwadze nieczułość drobnoziarnistych (zmienionych) stali na rozrost ziarn w miarę podwyższania temperatury, łatwo jest orzec, że ten związek wpływa skutecznie na strukturę ziarnistą, który posiada wyższą temperaturę topliwości. Pozostaje jeszcze do rozstrzygnięcia, czy te obce fazy są jedynym czynnikiem, wpływającym na zmianę ziarnistości stali.

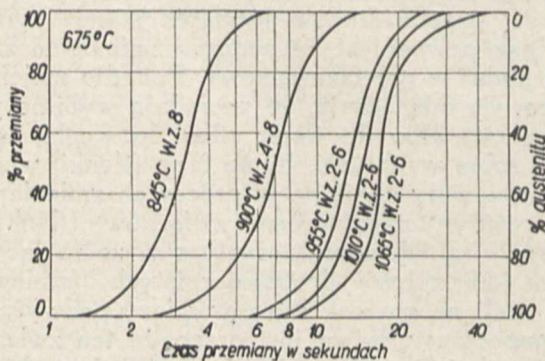
Jeszcze jeden charakterystyczny czynnik należy podkreślić, mianowicie, że niektóre zmieniające stali są zmieniającymi pomiędzy sobą, np. tytan jest zmieniającym glinu.

Rozpatrując zmieniający wpływ glinu na wielkość ziarn austenitu w stali, nie można pominąć kwestji t. zw. „normalności” i „anormalności” tworzyw stalowych. Uczynić to należy choćby z tego względu, że właśnie stale drobnoziarniste zmienione glinem są „anormalne”. Cementacja jest próbą na „anormalność”, zaprojektowaną przez H. W. Mc. Quaid'a i Ehn'a. T. zw. „anormalna” struktura, obserwowana w nadeutektoidalnej strefie stali cementowanych, różni się od struktury t. zw. „normalnej” z dwu względów. Po pierwsze, były ziarna austenitu, oznaczone siatką cementytu, są o wiele mniejsze. Po drugie, nadeutektoidalny cementyt jest skoagulowany w bardzo duże skupienia. Ponadto cementyt, stanowiący składową część perlitu t. zw. „stali anormalnych”, okazuje skłonność do łatwiejszej koagulacji. Mc. Quaid i Ehn kładą szczególny nacisk na koagulację cementytu jako przyczynę „anormalności”.

W rzeczywistości wystąpienie Mc. Quaid'a i Ehn'a z ich „anormalnością” wytworzyło wielkie nieporozumienie, podważyło zaufanie do stali drobnoziarnistych i, być może, opóźniło rozwój produkcji drobnoziarnistych tworzyw stalowych o kilka lat. Bo na to, by z pod grubej warstwy przesądów wydobyć na światło dzienne prawdziwe oblicze t. zw. „anormalnych” tworzyw drobnoziarnistych, musiała być stoczona długotrwała batalja. Przedewszystkiem sama koncepcja dołączenia nazwy „anormalność” do tworzyw drobnoziarnistych była wysoce niefortunna. Wszak takie tworzywa mogły być z powodzeniem nazwane poprostu drobnoziarnistymi.

VI.

Poza zawartością w stali węgla (względnie węglików), najistotniejszą rolę w procesie hartowania odgrywa krytyczna szybkość chłodzenia. Pod nazwą krytycznej szybkości chłodzenia rozumiemy taką szybkość chłodzenia, która nie pozwala rozłożyć się austenitowi w temperaturach łatwego rozkładu (500 — 600°C), lecz obniża temperaturę przemiany do około 150°C, w którym to zakresie, na skutek przemiany, wytwarza się budowa martenzytyczna o największej twardości.



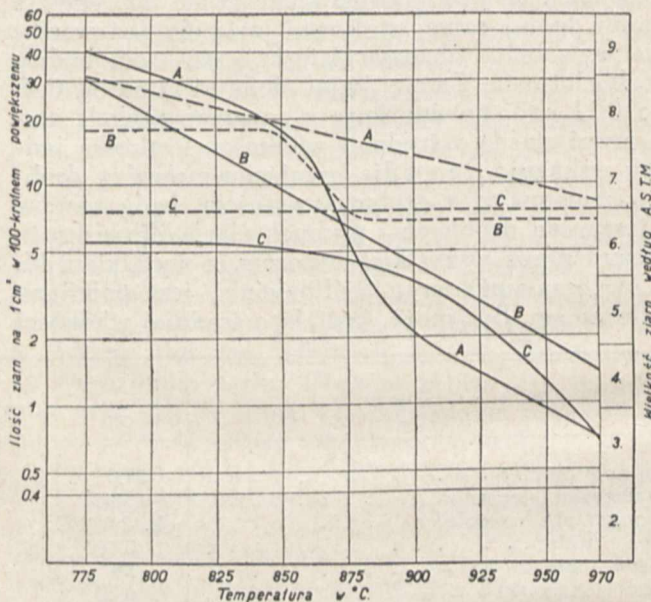
Rys. 4.

Szybkość rozkładu austenitu w temperaturach podkrytycznych zależy przede wszystkim od wielkości jego ziarn. Wykres na rys. 4, zapożyczony

z pracy E. S. Davenport'a i E. C. Bain'a, ilustruje ten punkt zapatrywania.

Grubość zahartowanej warstwy stali jest wprost proporcjonalna do wielkości ziarna, a odwrotnie proporcjonalna do krytycznej szybkości chłodzenia

Stale zawierające pierwiastki karbidotwórcze jako domieszki stopowe (V, Ti, W, Mo), wykazują rozrost ziarn tylko w temperaturach, w których węgliki tych pierwiastków rozpuszczają się w austenicie; do chwili osiągnięcia tych krańcowych temperatur, rozproszone węgliki powstrzymują rozrost ziarn austenitu. Takie stale są zazwyczaj drobnoziarniste, hartują się płytko, a produkty hartowania są twardsze i tem bardziej drobnoziarniste, im bardziej drobne ziarno posiadał austenit.



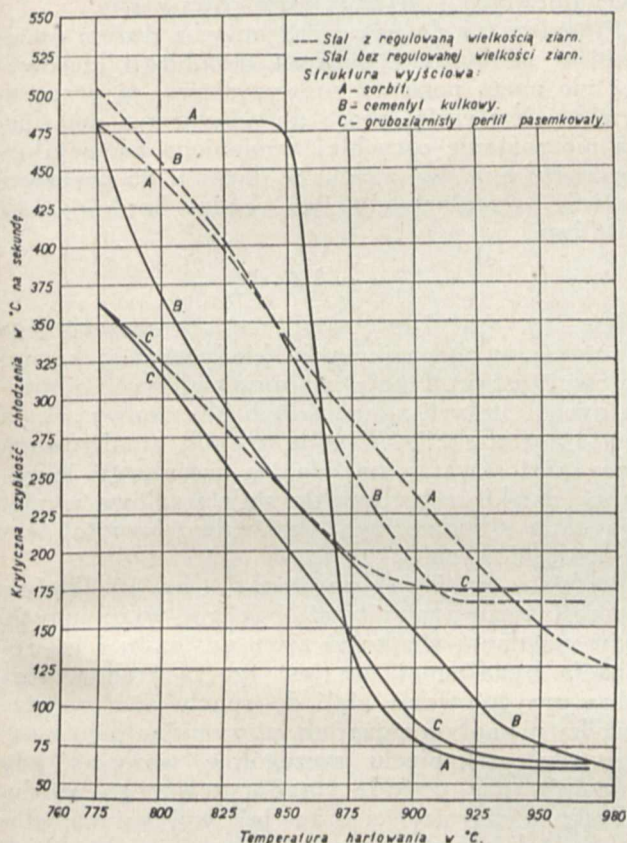
Rys. 5. Rozrost ziarn austenitu w czysto węglowych stalach narzędziowych o zawartości około 1,0% C.

--- Stal z regulowaną wielkością ziarn
— Stal bez regulowanej wielkości ziarn
Struktura wyjściowa:
A — sorbit
B — cementyt kulkowy
C — gruboziarnisty perlit pasemkowy.

Zupełnie analogicznie zachowują się czysto węglowe stale zmienione glinem. Badania D i g g e s'a i Louis J o r d a n'a zwykłych węglowych stali narzędziowych o zawartości około 1,0% C wykazały, jak to uwidoczni wykres na rys. 5, że do temperatury A_{cm} zmiana wielkości ziarn austenitu zarówno w stalach zmienionych (przy pomocy glinu), jak i w stalach niezmienionych, jest zupełnie podobna; powyżej tej temperatury wielkość ziarn austenitu stali zmienionej, bez względu na strukturę wyjściową, pozostaje niemal bez zmiany (drobnoziarnista), podczas gdy w stali niezmienionej ziarna austenitu rozrastają się równolegle ze wzrostem temperatury. Stąd wypływa prosty wniosek, że do temperatury A_{cm} , zarówno w stali o regulowanej wielkości ziarn, jak i bez regulacji, czynnikiem ograniczającym rozrost ziarn są cząsteczki cementytu, natomiast powyżej tej temperatury całkowitą odpowiedzialność za utrzymanie drobnoziarnistości biorą na siebie podmikroskopowej wielkości cząsteczki tlenków glinu, a nie — jak chce H. W. Mc. Quaid — nierozpuszczone, na skutek obecności w austenicie glinu, cząsteczki cementytu.

Wykres na rys. 6, zapożyczony z cytowanej pracy Digges'a i Louis Jordan'a, ilustruje krytyczną szybkość chłodzenia stali o regulowanej i bez regulowanej wielkości ziarn w zależności od temperatur hartowania.

Z porównania wykresów na rys. 5 i 6 rzuca się w oczy jeden nadzwyczaj charakterystyczny objaw. Stal o regulowanej wielkości ziarn o wyjściowej strukturze perlitu lamelnego wykazuje niezmienną ich wielkość, zarówno poniżej, jak i powyżej temperatury A_{cm} . Tymczasem ta sama stal, hartowana od różnych temperatur, wymagała różnej krytycznej szybkości chłodzenia, wahającej się w granicach 370 do 175° C na sekundę. Stąd należy wnioskować, iż ważną rolę w two-



Rys. 6. Zmiana krytycznej szybkości chłodzenia w zależności od temperatury hartowania zwykłej węglowej stali narzędziowej o zawartości około 1,0% C.

zeniu ośrodków przemiany austenitu podczas hartowania w stalach zmienionych odgrywają nie tylko podmikroskopowej wielkości cząsteczki tlenku glinu, lecz również cząsteczki cementytu. W miarę zbliżania się temperatury hartowania do punktu A_{cm} następuje ciągłe rozpuszczanie się cząsteczek węglików w austenicie, skutkiem czego rozproszone cząsteczki tlenków glinu stają się w swem działaniu coraz bardziej odosobnione. To niewątpliwie wywołuje zmiany w krytycznej szybkości chłodzenia, i powyżej temperatury A_{cm} cząsteczki tlenku glinu stają się jedynym czynnikiem, regulującym tę szybkość.

VII.

Zestawienie własności stali o analogicznym składzie chemicznym, lecz różniących się wielkością ziarn, wypada na korzyść stali drobnoziarnistych, i to w znacznej mierze.

Stale gruboziarniste łatwo poddają się obróbce mechanicznej, a tem samem podwyższają wydajność obrabiarek. Jest to jedyny wypadek, gdzie gruboziarniste tworzywa stalowe wykazują przewagę nad stalami drobnoziarnistymi; pozatem są one zepchnięte na plan drugi.

Drobnoziarniste stale są mniej podatne na pęknięcia w czasie hartowania, mniej ścieralne, mniej kruche po obróbce na zimno, bardziej tłocliwe, posiadają wyższy zakres kruchości na zimno, wyżej położoną granicę płynności, są lepiej kujne, a po wykuciu posiadają bardziej gładką powierzchnię, lepiej wypełniają matryce. Chociaż podczas kucia lub walcowania drobnoziarniste tworzywa wykazują obecność większych naprężeń wewnętrznych, to jednak w czasie następnego podgrzania łatwiej uwalniają się od nich.

Po nawęgleniu, drobnoziarniste stale wykazują cieńszą strefę nadeutektoidalną i bardziej ciągły rdzeń, który nie zawsze wymaga następnej regeneracji. Zakres temperatur hartowania stali drobnoziarnistych jest bardzo rozległy, obejmując w niektórych stalach do około 1175°.

Drobnoziarniste stale hartują się płytko, wykazują nieco niższą maksymalną twardość niż stale gruboziarniste, zahartowane w ten sam sposób. Pozatem stale drobnoziarniste wykazują po zahartowaniu obecność miękkich plam, których powstanie może być bardzo łatwo usunięte przez zastosowanie odpowiednich kąpeli hartowniczych (np. 10% -owego roztworu soli kuchennej, wzgl. ługu sodowego). Obecność miękkich plam powoduje paczenie się, a niska hartowność wymaga dużej staranności i umiejętności podczas hartowania, w celu uzyskania jednolitej twardości na całej powierzchni.

Próba klasyfikacji stali stosowanych w przemyśle samochodowym, ze szczególnem uwzględnieniem wielkości ziarn austenitu, w ujęciu H. W. Mc. Quaid'a, przedstawia się następująco³⁾:

³⁾ W tem zestawieniu składy stali zostały podane sposobem Amerykańskiego Towarzystwa „Society of Automotive Engineers” (S. A. E.). Towarzystwo to dało uznania godny impuls do stworzenia międzynarodowego oznaczenia gatunków stali.

Istota oznaczenia polega na tem, że każdy gatunek stali według tych norm (S. A. E.) jest oznaczony czterocyfrową liczbą. Pierwsza cyfra określa klasę stali. A więc stale węglowe oznaczone są numerem zaczynającym się od „1”, stale niklowe — od „2”, chromowo-niklowe — od „3”, molibdenowe — od „4”, chromowe — od „5”, chromowo-wanadowe — od „6”, wolframowe — od „7” i t. d.

Druża cyfra numeru oznacza procentową zawartość specjalnej domieszki, ostatnie zaś dwie cyfry podają zawartość węgla w dziesiątych częściach procentu. Tak np. stal oznaczona numerem 5130 jest stalą chromową o zawartości 1,0% Cr i 0,30% C.

Przedstawiony powyżej sposób oznaczeń gatunków stali został opublikowany w Ameryce przed wprowadzeniem na skalę przemysłową regulacji wielkości ziarn w stali. W najbliższej przyszłości powinno się ukazać oznaczenie gatunków stali numerem pięciocyfrowym. Modyfikacja powinna polegać na tem, że przy zachowaniu dawnego oznaczenia, piąta cyfra numeru winna wyrażać wielkość ziarn wg. A. S. T. M. W ten sposób skonstruowany pięciocyfrowy numer ilustrowałby wszystko to, czego od danego tworzywa stalowego żąda najbardziej wymagający konstruktor.

S t a l	Zastosowanie stali ze względu na wielkość ziarn austenitu
Niskowęglowa na części nie poddawane obróbce termicznej 1112, 1010, 1020 i t. d.	Stal gruboziarnista — tam gdzie chodzi o optymalną obrabialność. Drobnoziarnista — na części narażone na obciążenia dynamiczne.
Zwykła węglowa, poddana obróbce termicznej w częściach niecementowanych 1025, 1040, 1050 i t. d.	Drobnoziarnista — w celu uzyskania hartowności powierzchniowej. Stosując hartowanie w oleju, używać stali gruboziarnistej. Gruboziarnista — na bardzo ciężkie części, jak np. duże przednie osie samochodów ciężarowych. Średnie ziarno — na przednie osie samochodów osobowych.
Zwykła węglowa, powierzchniowo hartująca się 1010, 1020 itd.	Drobnoziarnista — na części o minimalnym odkształceniu. Gruboziarnista — do obróbki na automatach.
Zwykła węglowa o wysokiej zawartości węgla 1060, 1095	Sprężyny płaskie, spiralne i zaworowe. Najlepsze — drobne ziarno, umożliwiające uniknięcie skupienia naprężeń wewnętrznych. Średnie oraz grube ziarno — na części hartowane w oleju.
Zwykła węglowa o wysokiej zawartości manganu z siarką lub bez siarki 1340, 1360 itd.	Bardziej pożądane drobne ziarno.
Niskowęglowa, niskostopowa, hartująca się powierzchniowo 2015, 2115 itd.	Grube ziarno — na ciężkie części. Do bezpośredniego hartowania po cementacji bardziej pożądane drobne ziarno.
Niskowęglowa średniostopowa 3115, 6115, 4615, 2315 itd. do cementacji	Grube ziarno — na ciężkie części o maksymalnym skoncentrowaniu wysokich własności wytrzymałościowych w warstwie zewnętrznej. Drobne ziarno — na części bezpośrednio hartowane po cementacji.
Niskowęglowa, wysokostopowa, hartująca się powierzchniowo o 3,5% Ni 2512, 3300	Drobne ziarno — do wszystkich zastosowań.
Średniowęglowa, średniostopowa 3130—3140 4130—4140 5130—5140—5150 6130—6140—6150	Na osie do samochodów osobowych i lekkich wózków. Drobne ziarno — wszędzie tam, gdzie najbardziej pożądana jest wytrzymałość. Na ciężkie części, w których wymagana jest głęboka warstwa zahartowana, poleca się średnie i grube ziarno.
Średniowęglowa, wysokostopowa 3240—3330—3340 3335, 3440 Cr, Ni, Mo itd.	Na części konstrukcyjne bardzo obciążone — zawsze drobne ziarno.

VIII.

Produkcja stali o regulowanej wielkości ziarn nie należy do rzeczy łatwych. Wymaga ona bowiem wysokiej techniki prowadzenia topu, dużej wprawy i doświadczenia. Szczególną uwagę należy zwrócić na końcowe odtlenienie stali, zwłaszcza tuż przed wprowadzeniem zmieniacza. Jak już zaznaczono, tylko minimalna ilość tlenu, rozproszonego w płynnej stali w formie tlenków żelaza i manganu, gwarantuje wytworzenie drobnoziarnistości ze wszystkimi jej zaletami. Przy niedostatecznym odtlenieniu i nadmiarze glinu, zamiast

podmikroskopowej wielkości cząsteczek tlenków glinu otrzymamy duże inkluzje. W przypadku dobrze odtlenionego topu, dodatek glinu bynajmniej nie wywołuje zwiększenia inkluzyj, nawet wówczas, gdy zostaje wprowadzony w czasie odlewania do wlewnic.

Regulacja wielkości ziarn w stalach jest krokiem naprzód w usunięciu przypadkowości. Powstała „metalurgia kierowana”, której cele w skondensowanej formie zostały ujęte przez dyrektora huty Ugine, inż. R. Perrin'a w sposób następujący: Metalurgia kierowana ma na celu wytwarzanie tworzyw stalowych, zwłaszcza narzędziowych, o określonej zgóry: 1) rozciągłości zakresu temperatur hartowania, 2) własnościach mechanicznych i 3) stałej wielkości ziarn.

Przenikające do nas z zagranicy z dużym opóźnieniem zdobycze z zakresu metalurgii kierowanej nie mogą pozostać niewyzyskane; w przeciwnym bowiem razie, skoro dotychczasowa metalurgia nie zostanie corychlej zamieniona na metalurgię kierowaną, jej wyniki w dążeniu do przecięcia wspólnego zadowolenia będą bardziej niż wątpliwe.

C z ę ś ć II.

Kwestja ziarnistości stali nabiera szczególnego znaczenia w obecnej chwili, kiedy zasadą każdej stalowni jest produkcja tworzyw stalowych o optymalnych i stałych własnościach bez podwyższenia kosztów produkcji. Myśl ta została zrealizowana przez zastosowanie postulatów metalurgii kierowanej, dzięki czemu zwykłe stale węglowe wypierają stale stopowe bez obniżenia własności wytrzymałościowych.

Punktem wyjścia poniższych badań będzie wielkość ziarn austenitu stali dobrze wyrobionych. Sama regulacja wielkości ziarn austenitu i jej realizacja bynajmniej nie jest rzeczą trudną, lecz dobre przygotowanie stali do spustu obarcza stalownika niemałym ciężarem, utrzymując jego uwagę w stałym napięciu szczególnie wówczas, gdy stalownia nie posiada standaryzowanego wsadu.

Badania ziarnistości oraz jej wpływu na własności stali zostały przeprowadzone na zwykłych gatunkach stali węglowych; nadają się one najbardziej do uwydatnienia charakteru zmieniania, gdyż jako stale, nie zawierające dodatków stopowych, są wolne od ich wpływu.

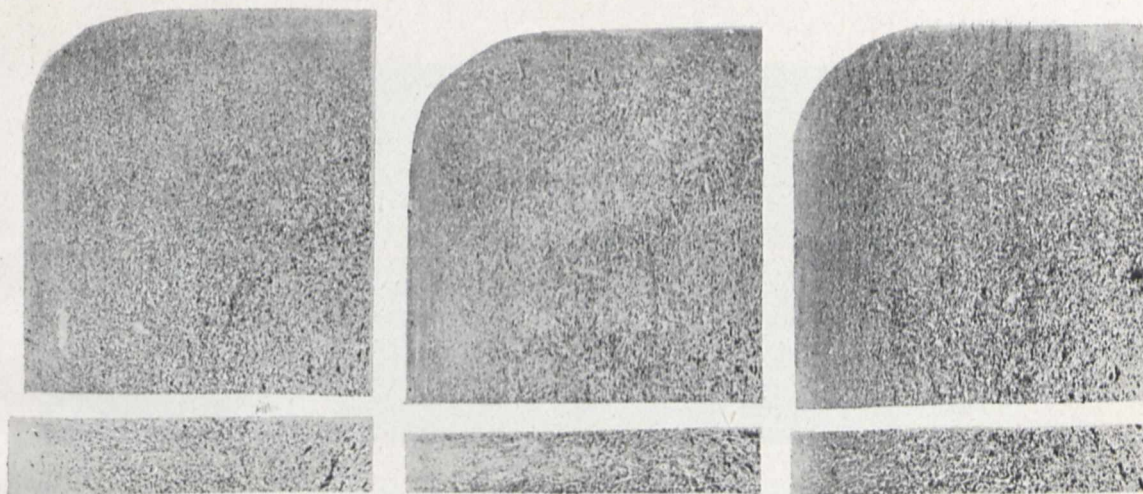
Badane stale były wyprodukowane w 20-tonnowym zasadowym piecu martenowskim. Zmienianie uskutecziano tylko przy pomocy glinu. Proces martenowski w porównaniu z elektrycznym jest tem znamienny, że duża zawartość tlenków w żużlu martenowskim utrudnia walkę z tlenem, znajdującym się w stali. Wysokie powinowactwo glinu do tlenu już nasuwa pewne obawy, że mogą powstać w czasie zmieniania większych rozmiarów inkluzje Al_2O_3 . To jest jedynym powodem poważnych obaw stalowni, stawiającej pierwsze kroki w stosowaniu zmieniania stali konstrukcyjnych. Mniejsze obawy zachodzą przy wytwarzaniu stali narzędziowych, w których kwestja inkluzyj nie odgrywa dominującej roli.

Badania wykazały, że top martenowski można tak dobrze przygotować do spustu, że wprowadzanie większej ilości glinu, jako końcowego dodatku

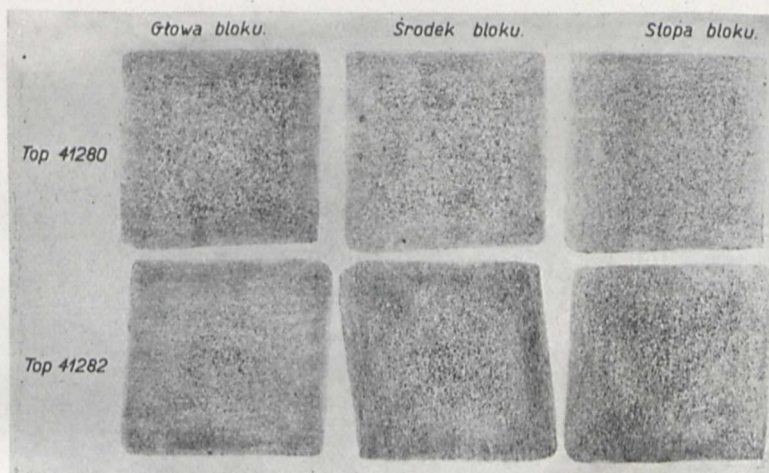
Nr. 40946

Nr. 40950

Nr. 40953

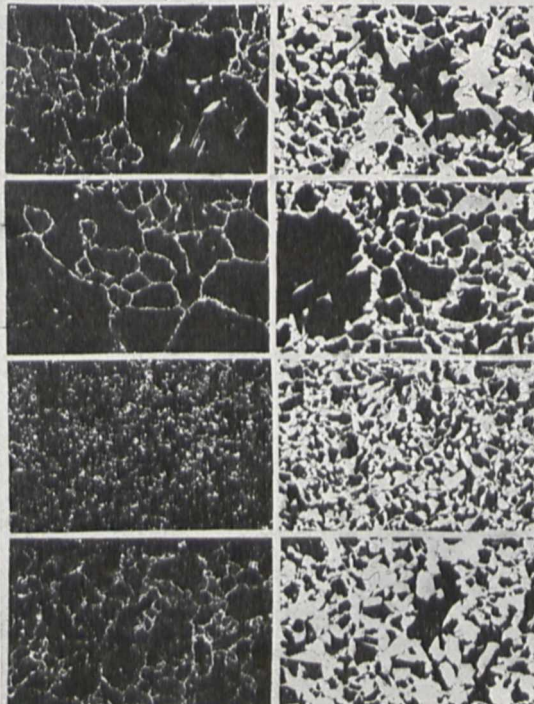


Rys. 9. Odbitki wedł. Baumann'a. Głowy bloków.



Rys. 10. Odbitki wedł. Baumann'a. Rygle (wywalcowane z bloków odlanych na drugim syfonie).

Po cementowaniu w temp. 930°C. przez 8 godzin. Po żarzeniu w temp. 930°C. przez 8 godzin.



Top 40946.
C=0.38; Mn=0.65; Si=0.32 %
Top wykończono sposobem Hertly'ego z dodatkiem 0.1 kg_{II} glinu do kadzi przed Fe-Si.

Top 40952.
C=0.41; Mn=0.67; Si=0.29 %
Top wykończono sposobem zwykłym z dodatkiem 0.1 kg_{II} glinu do kadzi przed Fe-Si.

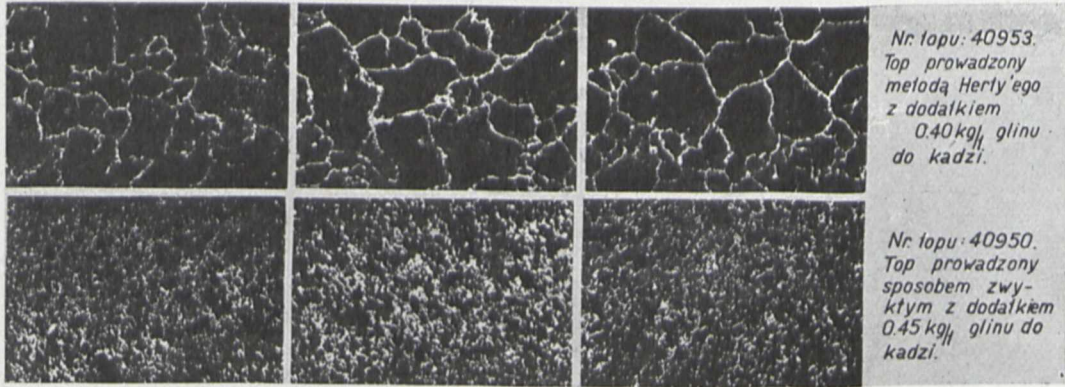
Top 40950.
C=0.35; Mn=0.58; Si=0.30 %
Top wykończono sposobem zwykłym z dodatkiem 0.45 kg_{II} glinu do kadzi po Fe-Si.

Top 40953.
C=0.32; Mn=0.69; Si=0.28 %
Top wykończono sposobem Hertly'ego z dodatkiem 0.40 kg_{II} glinu do kadzi po Fe-Si.

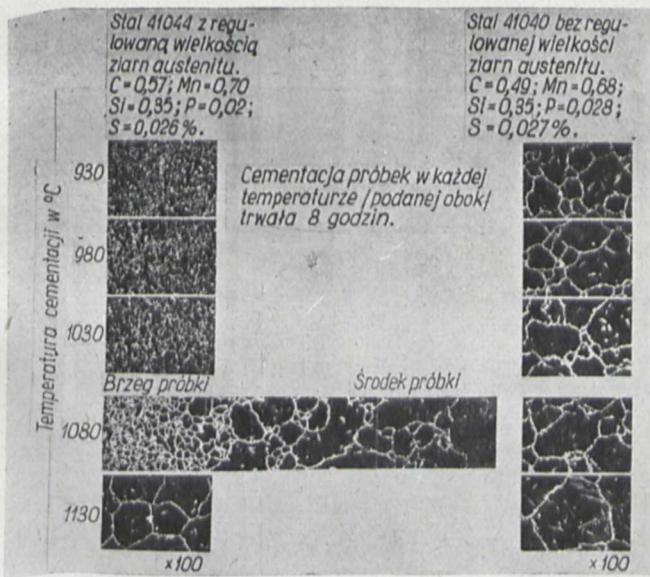
Rys. 11. Wielkość ziarn w blokach topów Nr. Nr. 40946, 40952, 40950 i 40953

x100

x100



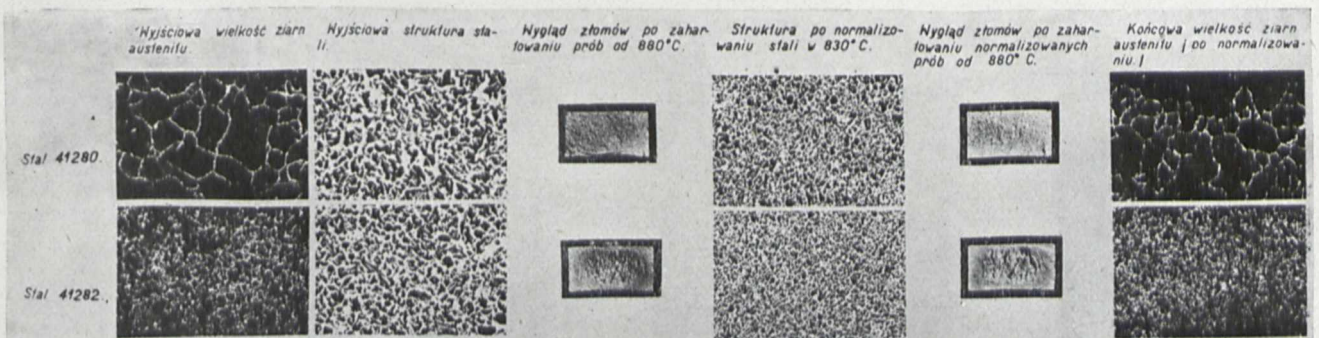
Rys. 12. Wielkość ziarn stali martenowskich.



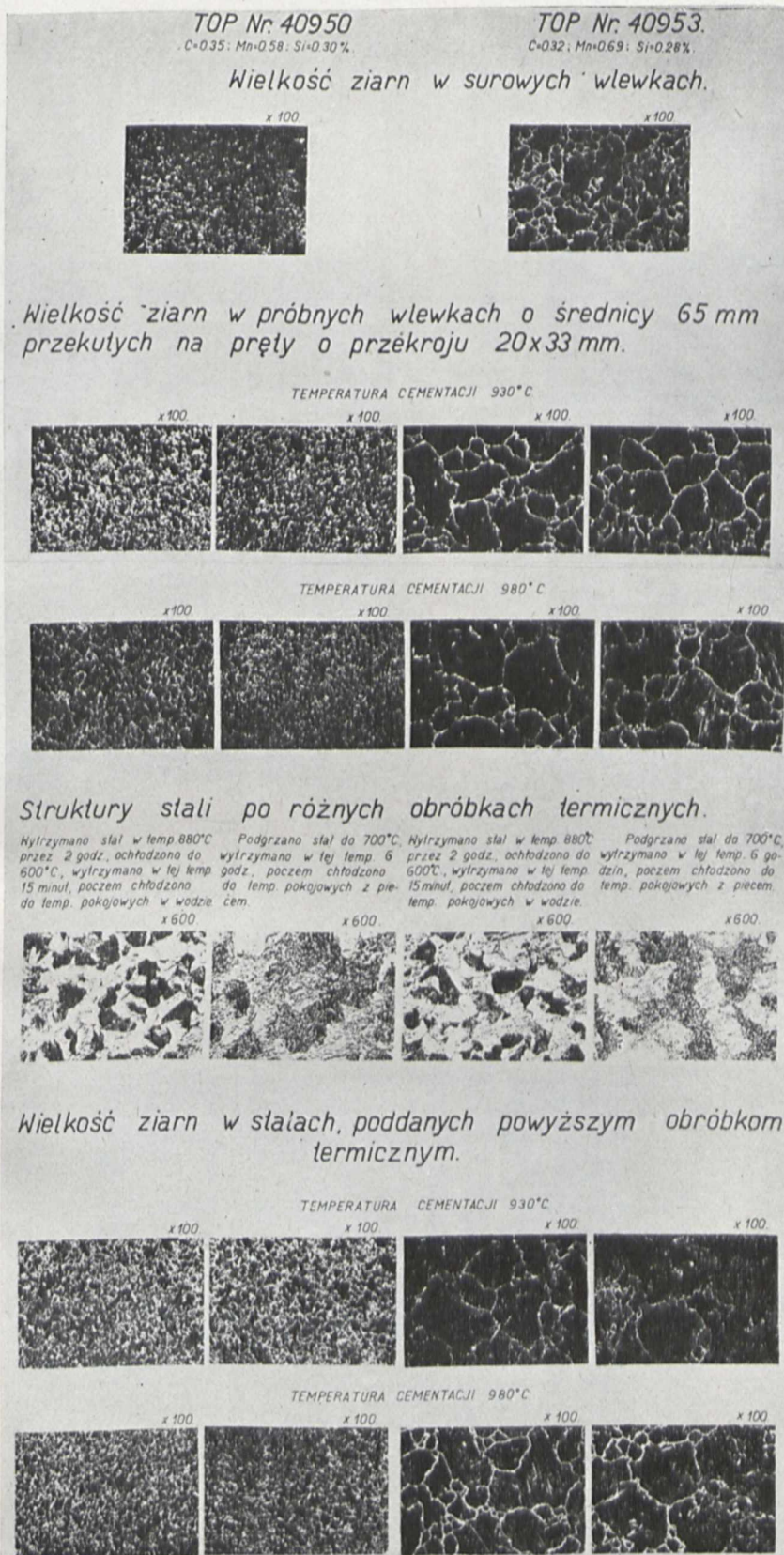
Rys. 13.

Temperatura hartowania	Czas wytrzyma- mania prób w temp. hartowania w godzinach	Własności wytrzymałościowe mierzone na próbach wykonanych z tych prętów (ϕ 30 mm) po zahartow.				
		Q kg/mm ²	R kg/mm ²	A ₁₀ %	A ₅ %	C %
880°C	0,5	72,6	103,8	6,5	7,6	18,4
	1,0	66,2	106,0	7,8	8,4	18,5
	2,0	67,5	102,8	7,5	9,6	20,5
	0,5	53,5	88,3	14,6	18,0	36,0
	1,0	49,7	87,1	13,0	17,6	37,6
	2,0	51,0	87,8	12,8	16,8	37,6

Rys. 23.

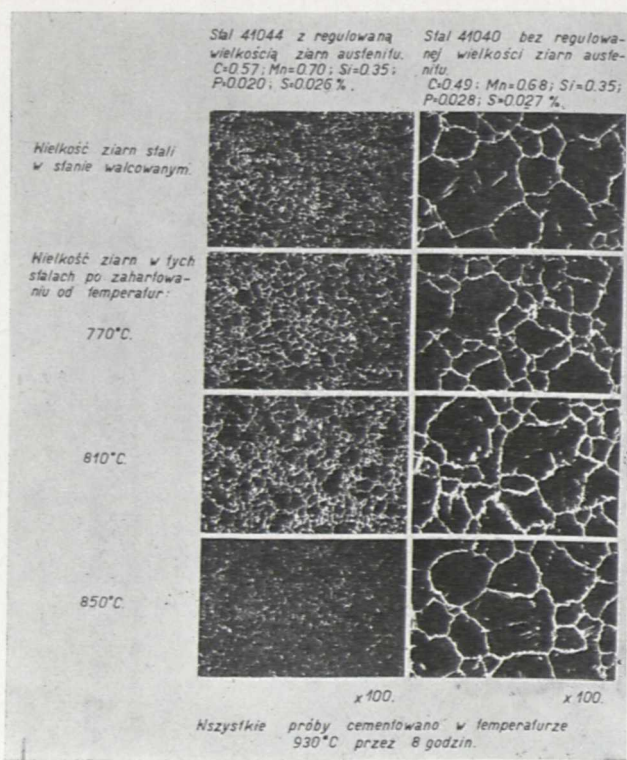
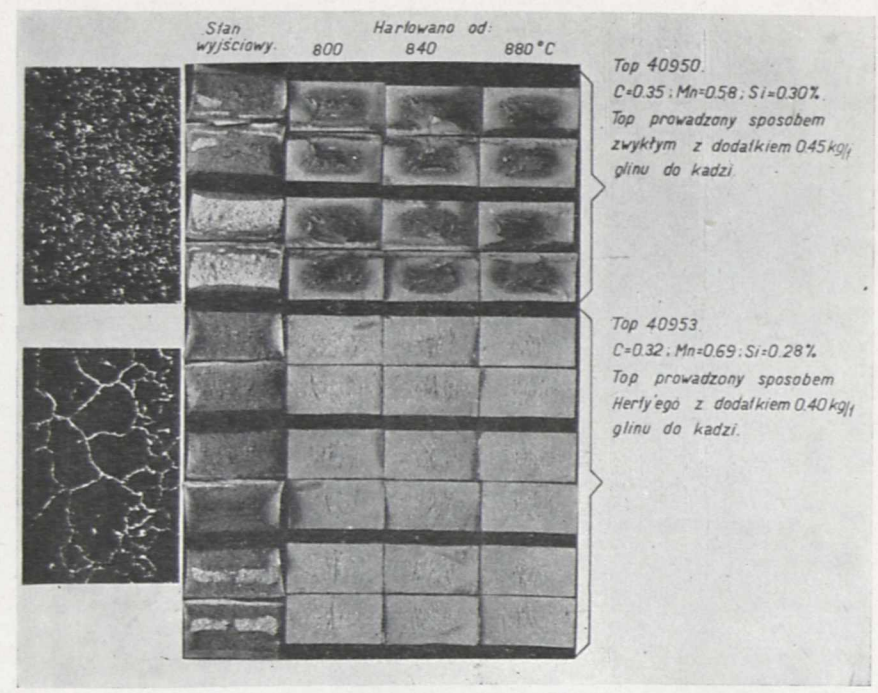


Rys. 20.

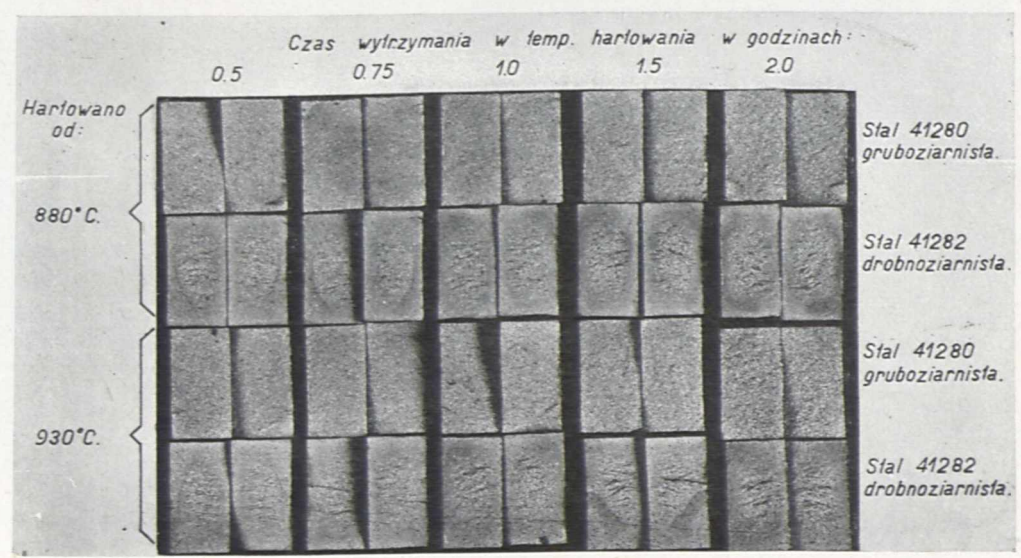


Rys. 14. Wielkość ziarn w stalach martenowskich.

Rys. 16. Zachowanie się stali topów 40950 i 40953 podczas hartowania.

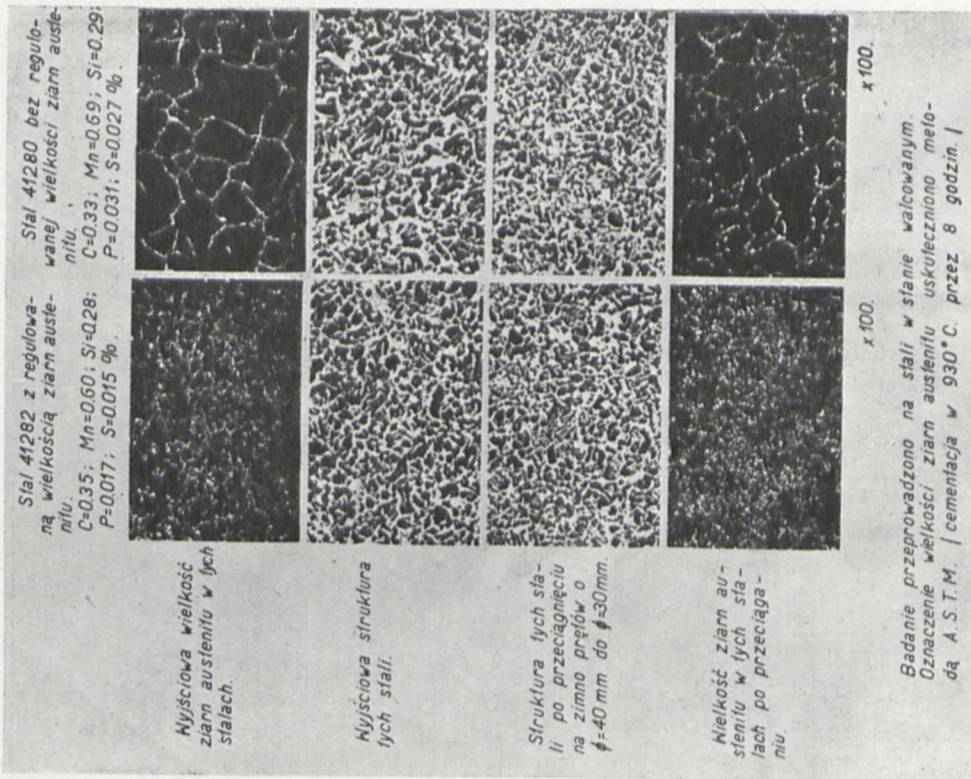


Rys. 15.

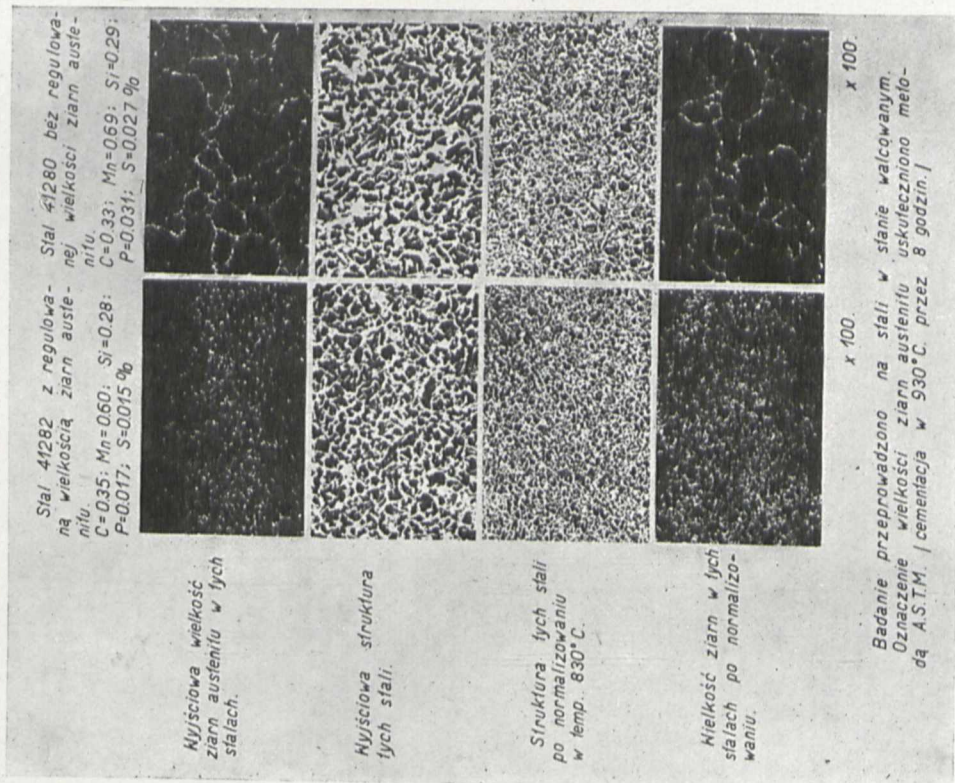


Rys. 17.

Rys. 15 — 17 do art. p.t. „Regulacja wielkości ziarn austenitu” d-ra inż. I. Feszczenko-Czopińskiego i inż. met. A. Kalińskiego.



Rys. 22.



Rys. 21.

dla zmieniania stali, bynajmniej nie powiększy ilości wtrąceń niemetalicznych.

Badane stale były wykańczane dwoma sposobami: zwykłym i sposobem podanym przez C. H. Hert'y'ego. Pierwszy z tych sposobów swą strukturą nie różni się od dawniejszych, powszechnie stosowanych sposobów wykończenia topu, t. zn. odtlenianie stali uskuteczniało w końcu wytopu przy pomocy żelazomanganu w piecu i żelazokrzemu w kadzi.

Drugi sposób (wg. Hert'y'ego) polega na tem, że na pół godziny przed spustem wprowadza się do pieca żelazokrzem oraz żelazomangan z takim wylczeniem, by stosunek wprowadzonego do płynnej stali krzemu do manganu wynosił $1 : 2,5 \div 3,0$. Okres czasu, jaki istnieje pomiędzy wprowadzeniem do stali tej mieszaniny a spustem, został podany przez Hert'y'ego. Bowiem według obliczeń, w przeciągu 30 minut produkty odtlenienia (tlenki, krzemiany) zdążą wypłynąć do żużla. Większy odstęp czasu nie jest pożądany, gdyż może nastąpić wtórne utlenianie stali, niwecząc wyniki osiągnięte przez zastosowanie dodatku odtleniaczy wg. Hert'y'ego. Dalsze wykończenie topu polega na wprowadzeniu do pieca żelazomanganu dla ustalenia analizy i żelazokrzemu do kadzi.

Z pośród tych topów, wykończonych sposobem zwykłym i wg. Hert'y'ego, zostały wyprodukowane dwa ich rodzaje: zmienione i niezmienione. Topy niezmienione zostały wyprodukowane w ten sposób, że podczas spustu przed nakrzemieniem wprowadzono do kadzi glin w ilości 0,1 do 0,15 kg na tonnę stali. Takie postępowanie jest sprzeczne z zasadą produkcji stali zmienionych, która podaje, iż zmienianie należy uskutecznić w ten sposób, by glin — jako zmieniacz — był ostatnim dodatkiem do płynnej stali. Ponadto takie ilości glinu, nawet gdyby zostały wprowadzone do stali po żelazokrzemie, są za małe, by mogły wpłynąć na zmianę ziarnistości tworzywa.

Przebiegi wytopów stali, których własności zostały zbadane, oraz skład chemiczny wytopionych stali przedstawiają się następująco:

Topy 40946, 40953, 41040, 41044, 41280 i 41282 były wykończone sposobem Hert'y'ego, t. zn. dodatki surówki zwierciadlistej i żelazo-manganu były wprowadzone do pieca w przybliżeniu na pół godziny przed spustem, potem wysokoprocentowy żelazomangan dla ustalenia analizy, a oprócz tego do kadzi wprowadzono glin i około 90 kg żelazokrzemu, przyczem kolejność wprowadzania tych dwu ostatnich dodatków była różna. Topy 40950 i 40952 były wykończone w sposób zwykły, bez żadnych specjalnych dodatków odtleniaczy do pieca (poza wysokoprocentowym żelazomanganem). Topy 40950, 40953, 41044, 41282 były zmienione zapomocą glinu.

Sposób prowadzenia topu posiada nadzwyczajne znaczenie, szczególnie dla stali zmienianych glinem. Przedewszystkiem pierwsze próby po roztopieniu wsadu powinny wykazywać taką zawartość węgla, jaka jest wystarczająca do tego, by przy wolno prowadzonym świeżeniu wyprodukować stal o żądanym składzie chemicznym. W przeciwnym razie, przy zbyt wysokiej lub zbyt niskiej zawartości węgla po roztopieniu, raczej należy zrezygnować z produkowania zamierzonej marki i wytopić inną stal, dopasowaną swym składem do analizy pierwszej próby po roztopieniu (oczywiście przy uwzględnieniu czasu oraz intensywności świeżenia). W przypadku bowiem nadmiernego rudowania (zbyt wysoka zawartość węgla po roztopieniu) lub nawęglania (zbyt niska zawartość węgla) trudno wyprodukować zdrową stal, szczególnie wtedy, gdy zamierzamy ją zmienić. W tym ostatnim wypadku wprowadzony do stali glin zostanie przyjęty jako odtleniacz, a nie jako zmieniacz.

Badane topy zostały odlane na wlewki o wadze około 650 kg. Z każdego więc spustu odlano 30 wlewków (po 8 na jednym syfonie). Do badań brano stal z ostatnich wlewków, odlanych na trzecim i czwartym (ostatnim) syfonie. Wlewki te zostały wywalcowane na rygle o wymiarach 100×100 mm, względnie 80×80 mm, a następnie z miejsc odpowiadających stopie, środkowi i głowie bloku

T O P	40946	40950	40952	40953	41040	41044	41280	41282
Wsad:								
surówka kg	7 000	6 500	6 500	7 000	7 500	7 500	7 000	6 900
żłom "	13 000	13 500	13 500	13 000	12 500	12 500	13 000	13 100
Przebieg wytopu:								
początek ładowania o godz.	9 ²⁰	11 ²⁰	0 ²⁵	6 ⁰⁵	0 ³⁵	22 ³⁰	2 ⁰	13 ⁰⁵
koniec ładowania "	10 ⁵⁰	12 ⁴⁵	1 ⁵⁰	7 ³⁵	1 ⁵⁵	0 ⁰⁰	3 ⁴⁰	14 ³⁰
roztopiono "	13 ¹⁰	13 ³⁷	4 ²⁰	9 ³⁵	4 ²⁰	2 ²⁰	6 ¹⁰	16 ⁵⁰
wprowadzono dodatki do pieca "	15 ⁰⁰			11 ²⁷	5 ⁴⁰	3 ⁴⁰	7 ¹⁰	19 ⁰⁵
Fe-Si (25%) kg	80			80	80	80	80	80
Fe-Mn (80%) "	60			60	60	60	60	60
spust o godz.	15 ³⁵	17 ⁵⁰	6 ⁰⁰	11 ⁵⁰	6 ¹⁰	4 ¹⁰	7 ⁵⁵	19 ³⁰
Dodatki do kadzi:								
Glin na początku spustu kg	2	—	2	—	2	—	3	—
Fe-Si (80%) "	90	90	90	90	90	90	90	90
Glin w środku spustu "	—	9	—	7,9	—	9	—	9
Skład chemiczny stali:								
C %	0,38	0,35	0,41	0,32	0,49	0,57	0,33	0,35
Mn %	0,65	0,58	0,67	0,69	0,68	0,70	0,69	0,60
Si %	0,32	0,30	0,29	0,28	0,35	0,35	0,29	0,28
P %	0,024	0,019	0,029	0,025	0,028	0,020	0,031	0,017
S %	0,033	0,04	0,034	0,026	0,027	0,026	0,027	0,015
Ni %	0,18	0,20	0,23	0,31	0,14	0,14	0,28	0,20
Cu %	0,16	0,19	0,18	0,16	0,13	0,19	0,18	0,20
Cr %	śl.	0,05	0,13	0,07	0,13	0,09	0,08	śl.

odcięto płytki, z których wykonano odbitki wg. Baumanna, a następnie z tych płytek wycięto kawałki na szlify do badań na zażuzlenie. Rygle 100×100 lub 80×80 mm wywalcowano do wymiarów 40×40 mm. Z tych rygli, z miejsc odpowiadających stopie i głowie bloku, ucięto kawałki i wykonano próby schodkowe. Badania wykazały, iż szczególnie top 41044 (zmieniony) w porównaniu z topem 41040 (niezmienionym) posiadał większe inkluzje o charakterze

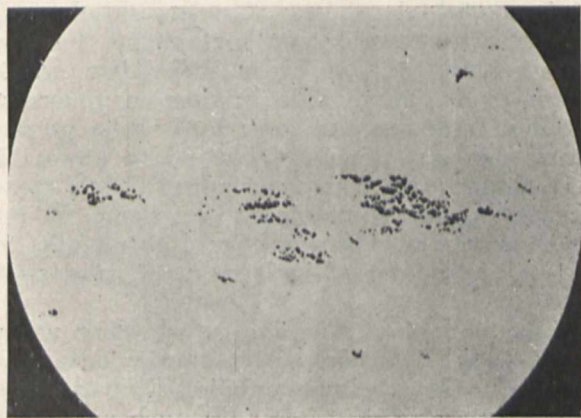
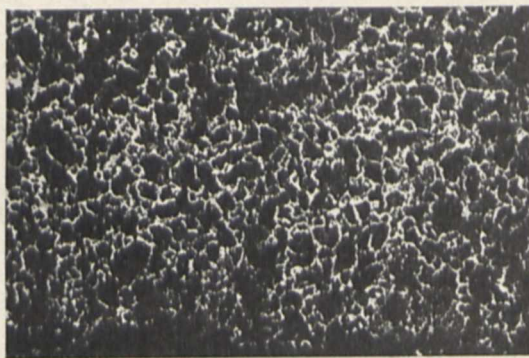
znajduje się chore miejsce nie tylko problemu produkcji drobnoziarnistych stali, lecz stali w ogólności.

Z surowych bloków niektórych topów (40946, 40950 i 40953) wycięto tarcze, z których wykonano odbitki wg. Baumanna (rys. 9). Wykonano również takie odbitki z rygli. Zestawienia tych odbitek przedstawiono na rys. 10 (wkładka I).

Z tarcz wlewków pochodzących z topów 40946, 40950, 40952 i 40953 wycięto po dwie próbki



$\times 100$



$\times 50$



Rys. 7. Stal 41280.

Rys. 8. Stal 41282.

Rys. 7 i 8. Największe wtrącenia niemetaliczne o charakterze tlenków w stali z małym (rys. 7) i dużym (rys. 8) dodatkiem glinu.

tlenków. Jednakże badania zażuzleń ostatnich dwu topów (41280 i 41282) wykazały, iż wielkość inkluzyj o charakterze tlenków jest w obu stalach jednakowa, pomimo że pierwszy z nich (41280) był wyprodukowany z niskim dodatkiem glinu (i przed żelazokrzemem), drugi natomiast (41282) z wysokim dodatkiem glinu (po żelazokrzemie). Rys. 7 przedstawia największe wtrącenie niemetaliczne o charakterze tlenków, wykryte na powierzchni płytki wyciętej z rygla 80×80 mm, który został wywalcowany z 13-go bloku (licząc od początku) topu 41280, zaś rys. 8 — największe wtrącenie o charakterze tlenków, znalezione na powierzchni płytki, wyciętej z analogicznego miejsca rygla, wywalcowanego również z 13-go bloku topu 41282. Obok znajdują się mikrozdjęcia, ilustrujące wielkość ziarn austenitu w tych stalach (pow. 100). Stąd wynika wniosek, że na zwiększenie inkluzyj nie ma wpływu zwiększony dodatek glinu, wprowadzony w celu zmienienia stali, lecz przyczyna tego leży w samym sposobie prowadzenia i wykończania topu. Powyższe fotografie świadczą, iż przy produkowaniu zarówno stali zmienionych, jak i niezmienionych, mamy do czynienia ze wspólnym wrogiem, którym jest tlen. Ta walka bynajmniej nie jest łatwa, i tu właśnie

15×15 mm, z których w jednej oznaczono wielkość ziarn austenitu metodą cementacji wg. A. S. T. M., drugą natomiast wyżarzono w identycznych warunkach (930°C przez 8 godz.). Zestawienie tych mikrozdjęć uwidoczniła rys. 11 (wkładka I).

Oznaczenie wielkości ziarn austenitu według A. S. T. M. polega na cementowaniu próbek stali wolnych od odwęglania, utlenienia oraz naprężeń wewnętrznych w stałej temperaturze 930°C przez 8 godzin. Każda mieszanina cementująca, wytwarzająca nadeutektoidalną strefę dostatecznej grubości, jest do tego celu wystarczająca. W tych i następnym oznaczeniach wielkości ziarn austenitu w stalach używano mieszaniny cementującej, składającej się z 50% węgla skórzanego, 40% węgla drzewnego i 10% sody. Liczbowe wyrażenie wielkości ziarn uskuteczniło przy pomocy tablic z mikrozdjęciami, wydanymi przez A. S. T. M. Jak z zestawienia wynika (rys. 11), stal 40950 jest drobnoziarnista, stal 40953 posiada średnią wielkość ziarn (nr. 4 wg. A. S. T. M.), zaś stale 40946 i 40952 są gruboziarniste, z mieszaniną ziarn mniejszych i większych. Nie ulega wątpliwości, iż mieszanina ziarn, tak rozległe różniących się między sobą, jest skutkiem końcowego odtlenienia stali.

Stal 40953 zmieniona niemal że tą samą ilością glinu, co stal 40950 (różnica w ilości glinu wynosi 0,05 kg/t), posiada jednak ziarna austenitu większe. Badania tej stali na zażuzlenie bynajmniej nie wykazały w stali 40953 nadmiernej ich ilości; stąd wynika, iż pewna część glinu uległa wypaleniu. Stało się to, według wszelkiego prawdopodobieństwa, na skutek zbyt późnego wprowadzenia ostatnich porcji glinu do kadzi. Kawałki glinu, stykając się z wylatującym żużlem, bogatym w FeO, wypaliły się. Nie można zaprzeczyć, że mogło także zdarzyć się, iż nastąpiło częściowe wypalenie się glinu na skutek niedostatecznego stopnia odlenienia stali w chwili zmieniania. Powstały mikroskopowej wielkości inkluzje, które — o ile chodzi o zmianę ziarnistej struktury stali — zachowują się zupełnie obojętnie. W każdym razie uczyniona wzmianka, iż wprowadzono do płynnej stali glinu w ilości 0,40 kg/t, jest bez znaczenia, gdyż — jak wyżej zaznaczono — zdarzyć się może, iż przy zbyt późnym wprowadzeniu glinu do stali znaczna jego część ulegnie wypaleniu, a wówczas nie otrzymamy średniej wielkości ziarn, lecz ziarna duże; wiemy bowiem, że dodatek glinu w ilości 0,22 kg/t nie jest już w stanie wpłynąć na zmianę wielkości ziarn austenitu w stalach martenowskich.

Należy w tem miejscu zaznaczyć, że najwięcej przemawia nam do przekonania „dyspersyjna” teoria zmieniania. Znané jest zjawisko, że glin rozpuszczony w austenicie utrudnia rozpuszczalność w nim węgla czy węglików, lecz w przypadku zmieniania zdecydowanie odmawiamy glinowi rozpuszczonemu w austenicie pierwszeństwa.

Ze stali 40950 i 40953 odlano na drugim, trzecim i czwartym (ostatnim) syfonie próbne sześciokilogramowe wlewki, posiadające przekrój kołowy o średnicy około 65 mm. Wlewki te zostały przekute na pręty o przekroju 20×33 mm, przy ukończeniu kucia w temperaturze nie niższej od 900°C . Zestawienie mikrofotografij, ilustrujących wielkość ziarn austenitu w tych stalach, podaje rys. 12. Z zestawienia tego widać, iż stal 40950 jest nadal drobnoziarnista, natomiast ziarna stali 40953 w porównaniu z wielkością ziarn w surowych wlewkach rozrosły się znacznie, kwalifikując tę stal zdecydowanie do kategorii stali gruboziarnistych. Ponadto nietrudno zaobserwować, iż tak stal 40950, jak i 40953, posiadają jednakowej wielkości ziarna austenitu w całym topie, t. zn. cały top 40950 jest drobnoziarnisty oraz cały top 40953 jest gruboziarnisty.

Gdyby czynnikiem zmieniającym wielkość ziarn austenitu w stali, jak to objaśnia Mc. Quaid, był glin rozpuszczony w austenicie, wówczas bardzo trudno byłoby wyobrazić sobie możliwość uzyskania jednakowej wielkości ziarn w całym topie (od pierwszego do ostatniego wlewka). Wszak podczas odlewania nastąpiłoby wypalenie glinu, ponadto ostatnie partje stali, znajdujące się tuż pod warstwą żużla, byłyby wskutek utleniających własności tego ostatniego zupełnie pozbawione glinu, a więc i gruboziarniste. Zestawienie mikrofotografij na rys. 12*) zaprzecza temu stanowczo, dowodząc słuszności teorii dyspersyjnej. Bowiem raz wytworzone podmikroskopowej wielkości cząsteczki tlenku glinu tracą zupełnie skłonność do wpływania czy

koagulacji i pozostają równomiernie rozproszone w całej objętości zmienionej stali.

Nadzwyczaj charakterystyczną i zarazem cenną cechą stali drobnoziarnistych (zmienionych) jest wybitna trwałość wielkości ziarn austenitu w miarę podwyższenia temperatury. Zestawienie ilustrujące zmiany wielkości ziarn austenitu w stali drobno i gruboziarnistej o analogicznym składzie chemicznym uwidocznia rys. 13*). Temperatura, w której zaczynają się rozrastać ziarna drobnoziarnistej stali 41044, jest 1080°C , czyli jest to temperatura, znajdująca się około 300°C powyżej temperatury A_{c_3} . Obserwując nadeutektoidalną warstwę po nacementowaniu w temperaturze 1080°C drobnoziarnistej stali 41044, widzimy, iż rozrost ziarn austenitu zaczął się od wnętrza próbki. W tym przypadku trafiałoby nam do przekonania wytłumaczenie tego zjawiska przez E. Houdremont'a, który uogólnił je do wszystkich cementowanych stali. Houdremont objaśnia, iż podczas cementacji ziarna stali, oznaczone siatką cementytową, są większe od strony wewnętrznej, zaś najmniejsze na brzegu. Według Houdremont'a, dyfundujący węgiel w pierwszym okresie cementacji otacza ze wszystkich stron ziarna austenitu w warstwie zewnętrznej, a to dlatego, że dopływ węgla na brzegu próbki jest większy, aniżeli w danej temperaturze austenit może rozpuścić go w sobie; w ten sposób rozrost ziarn austenitu na brzegu cementowanej próbki jest uniemożliwiony i z nim dyfundujący węgiel zdąży dotrzeć do głębiej leżących ziarn, i to w takiej ilości, by austenit przy danej temperaturze był nim nasycony, — już nastąpi rozrost ziarn. Niestety, eksperymenty ze wszystkimi poprzednio podanymi stalami drobnoziarnistymi, w temperaturach poniżej temperatury rozrostu ziarn tych stali, bynajmniej nie potwierdziły wywodów Houdremont'a. Wszystkie stale drobnoziarniste do temperatury rozrostu ziarn (w przypadku stali 41044 1080°C) wykazały po cementowaniu jednakowej wielkości ziarna w całej nacementowanej warstwie, jak to ilustrują mikrofotografie. Dopiero w temperaturze cementacji 1080°C jest bardzo prawdopodobne, iż rozrost ziarn od wnętrza odbywa się w ten sposób, jak to komentuje Houdremont. Świadczyłaby o tem drobnoziarnistość warstwy zewnętrznej nacementowanej próbki⁴⁾.

Stalość wielkości ziarn drobnoziarnistych stali do temperatury rozrostu nie tylko jest cechą stali pochodzącej z surowych wlewków, lecz również i stali poddanych rozmaitym obróbkom termicznym czy mechanicznym, z tem zastrzeżeniem, że temperatura obróbki przez dłuższy czas nie przekroczy temperatury rozrostu. Zaznaczenie: „przez dłuższy czas” jest tem podyktowane, że rozrost ziarn drobnoziarnistych stali w temperaturze rozrostu jest funkcją czasu. Każde więc nagrzanie stali nawet powyżej temperatury rozrostu ziarn, lecz krótkotrwałe, bynajmniej nie jest groźne dla wielkości ziarn.

Zestawienie mikrofotografij na rys. 14 i 15**) zezwala na sprecyzowanie wniosku, iż w stalach czysto węglowych (bo tylko takie zostały użyte do badań) ziarna austenitu posiadają wielkość stałą i niezmienną się w zależności od obróbki ter-

*) E. Houdremont, Sonderstahlkunde, str. 77.

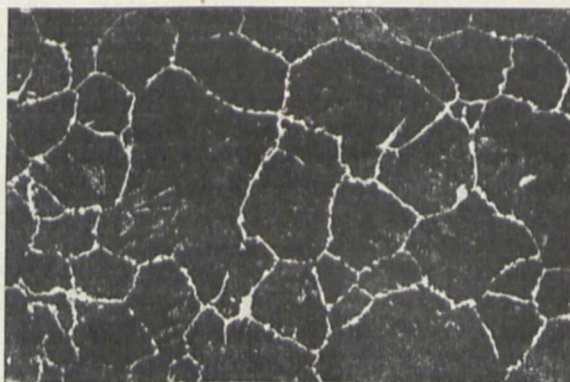
**) Wkładki III i IV.

*) Wkładka II.

micznej czy obróbki mechanicznej na gorąco, z tem tylko zastrzeżeniem, że temperatura obróbki nie przekroczy na czas dłuższy temperatury rozrostu. Przekroczenie temperatury rozrostu ziarn podczas obróbki termicznej czy mechanicznej powoduje zwiększenie ziarn, których rozdrobić nie jesteśmy już w stanie. Stąd dalszy wniosek, że obróbka termiczna czy obróbka mechaniczna nie może zmniejszyć ziarn austenitu, lecz tylko może zostawić ziarna niezmiennymi, lub je zwiększyć.

Oznaczenie wielkości ziarn w produkcie, który opuszcza dany zakład przemysłowy po to, by w innym zakładzie ulec dalszej przeróbce, jest bardzo celowe. Bowierny stopień ziarnistości półproduktu jest z jednej strony drogowskazem dla tych, którzy go będą w dalszym ciągu przerabiać, a z drugiej strony — rzeczowym dowodem na wy-

ziarn) oraz jest pozbawiona wrażliwości na czas wytrzymania jej w temperaturze hartowania. Rys. 17 przedstawia złomy stali drobnoziarnistej 41282 oraz stali 41280 gruboziarnistej o analogicznym składzie chemicznym. Stale te były hartowane od dwu temperatur 880 i 930° C, z których druga znajduje się około 100° C powyżej właściwej dla tej stali temperatury hartowania. Czas wytrzymania obu stali w tych dwu temperaturach zmienił się od 0,5 do 2-ch godzin. Podczas gdy stal gruboziarnista hartowała się nawskroś i wykazywała wzrastający stopień ziarnistości przełomu równoległe ze wzrostem czasu wytrzymania w powyższych temperaturach, to stal drobnoziarnista wykazywała prawie jednakową dla wszystkich okresów wytrzymania powierzchnię ciągliwego rdzenia, a więc jednakową grubość warstwy zahartowanej. Mikro-



Brzeg próby

×100

Środek próby



×200



×200

Rys. 18. Stal 41280.

padek wszelkiego rodzaju reklamacyj. By jednakże uniknąć nieporozumień, należałoby oznaczać wielkości ziarn stali w takim stanie, w jakim stal opuszcza dany dział w obrębie jednego zakładu przemysłowego, a więc w surowym wleku na stalowni (oznaczenie ziarn austenitu w dużym wleku można zastąpić bez obaw oznaczeniem ziarn w małym, próbnym wleku, odlanym po napełnieniu stalą połowy wlewnic), w końcowym produkcie kucia czy walcowania, który opuszcza młotownię czy walcownię i t. d. Takie postępowanie, poza uniknięciem nieporozumień, posiadałoby nadzwyczaj doniosłe znaczenie przy lokalizowaniu i usuwaniu błędów w produkcji.

Żadna może własność drobnoziarnistych stali nie jest tak nadzwyczaj charakterystyczna, jak ich hartowność. Fotografia na rys. 16 przedstawia typowy wygląd złomów dwu stali — drobnoziarnistej i gruboziarnistej — po zahartowaniu od różnych temperatur, przyczem czas wytrzymania w każdej z nich wszystkich prób wynosił 20 minut.

Jest regułą, że dobrze wyprodukowana zwykła węglowa stal drobnoziarnista jest nieczuła na temperatury hartowania (do temperatur rozrostu

struktury tych stali po hartowaniu od temperatury 930° C, w której te stale były wytrzymane 2 godziny, przedstawiają fotografie na rys. 18 i 19. Drobnoziarnista stal 41282 na obwodzie próbki jest martenzytyczna, zaś w rdzeniu wykazuje obecność perlitu; tymczasem struktura gruboziarnistej stali 41280 wykazuje wybitne cechy przegrzania oraz jest martenzytyczna na całej powierzchni szlifu (w środku spotykamy troostyt). To odmienne zachowanie się w procesie hartowania stali drobnoziarnistej w porównaniu z gruboziarnistą musi mieć swe odbicie w wytrzymałościowych własnościach, zarówno statycznych, jak i dynamicznych. Już sama obserwacja złomów i struktur wykazuje, iż bezwzględnie stale drobnoziarniste swymi własnościami wytrzymałościowymi przewyższają stale gruboziarniste.

Istnieje pogląd, że normalizowanie stali wywołuje w niej drobnoziarnistość (w każdym razie nie austenitu!). Cóż z tego, jeżeli ta wytworzona „drobnoziarnistość” nie staje się trwałą. Drobnoziarnistość austenitu w procesie hartowania objawia się cienką zahartowaną warstwą i ciągliwym rdzeniem. Że normalizowanie nie wpływa na cha-

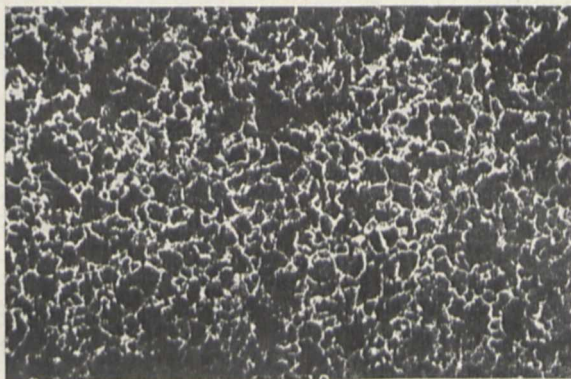
rakterystykę hartowności stali oraz na wielkość ziarn austenitu, ilustrują to rys. 20 i 21 (wkł. II i V).

Również i obróbka mechaniczna na zimno nie jest w stanie zmienić wielkości ziarn austenitu. Dla zilustrowania tego, przeciągnięto na zimno dwa pręty ze stali drobnoziarnistej i gruboziarnistej, o średnicy wyjściowej 40 mm, do średnicy 30 mm; zmniejszenie więc przekroju poprzecznego wyniosło 44%. Oznaczenie wielkości ziarn austenitu w tych stalach nie wykazało żadnych istotnych zmian w porównaniu z wielkością ziarn w prętach przed przeciąganiem; ilustruje to rys. 22 (wkł. V).

Celem ściślejszego ujęcia wpływu hartowności na własności stali drobnoziarnistych i gruboziarnistych przeprowadzono następujące doświadczenie: ze stali obu rodzajów wykonano po 6 prób o średnicy przekroju poprzecznego 30 mm. Trzy próby

ziarn austenitu w temperaturze hartowania nie ulega zmianie, tem samem żadne istotne zmiany w takiej stali nie mogą nastąpić. Hartowność bowiem stali o identycznym składzie chemicznym zależy jedynie od wielkości ziarn austenitu.

Rys. 24 ilustruje zmiany twardości stali 41282 drobnoziarnistej i 41280 gruboziarnistej. Pomiary twardości wykonano aparatem Rockwell'a wzdłuż przekątnej prostokątnego przekroju prób hartowanych od temperatury 930° C, przyczem czas wytrzymania stali w tej temperaturze wynosił 2 godz. Zatem nadzwyczaj doniosłą próbą na wielkość ziarn austenitu i skłonność do przegrzania stali jest właśnie próba hartowania. Jest ona źródłem pierwszych informacji, i to informacji bardzo cennych. Wydaje się nam jednak, iż przekucie próbnych sześciokilogramowych wlewków (o średnicy



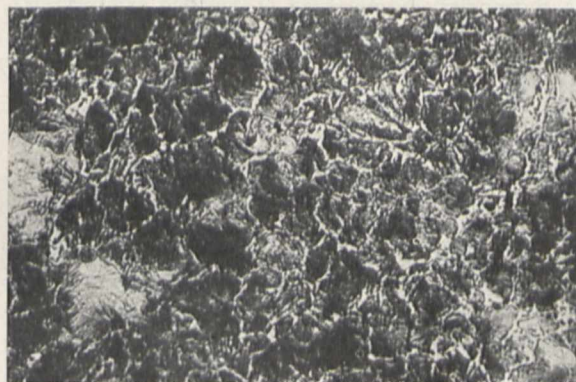
Brzeg próby

×100

Środek próby



×200



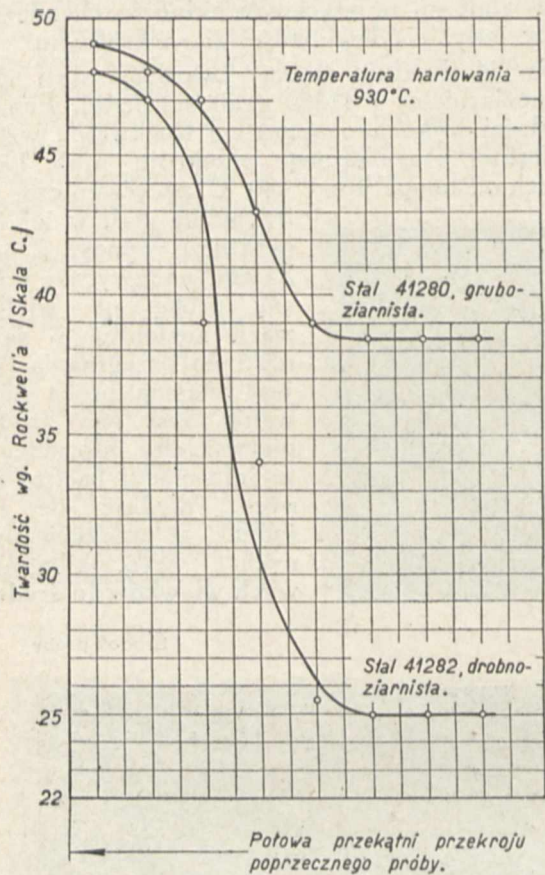
×200

Rys. 19. Stal 41282.

z każdej grupy stali zaopatrzone w karby (służyły one do zilustrowania wyglądu złomów), zaś z dalszych trzech prób każdej grupy stali (po zahartowaniu) wykonano normalne próbki do pomiaru wytrzymałości na rozciąganie. Wszystkie próby hartowano w temperaturze 880° C, przyczem stosowano różny czas trzymania próbek w tej temperaturze: 0,5, 1,0 i 2,0 godz. Hartowano w wodzie. Jak zmieniały się własności wytrzymałościowe tych stali, wskazuje zestawienie na rys. 23 (wkł. II). Jak widać, powierzchnia niedohartowanego rdzenia w stali gruboziarnistej maleje ze wzrostem czasu wytrzymania w temperaturze hartowania. Choć temperatura hartowania (880° C) nie znajduje się tak dalece powyżej A_{c3} , to przecież objaw ten dowodzi stałego rozrostu ziarn austenitu w tej stali. Należy przypuszczać, że dalsze przedłużanie czasu wytrzymania prób w temperaturze hartowania (ponad 2 godz.) doprowadziłoby do zupełnego zniknięcia niedohartowanego rdzenia. Stal drobnoziarnista wykazuje zaledwie cienką warstwę zahartowaną i niezmienną (dla wszystkich czasów wytrzymania) powierzchnię ciągliwego rdzenia. Jest to zupełnie zrozumiałe, bo skoro wielkość

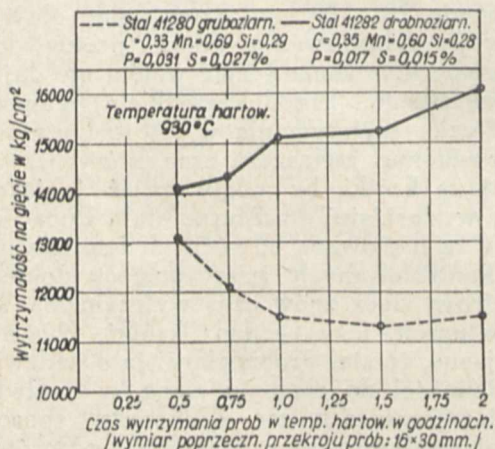
przekroju poprzecznego ok. 65 mm) na pręty o przekroju 20 × 20 mm, a następnie obserwacja złomów po zahartowaniu takich prętów od różnych temperatur sumarycznie wzięta nie daje nam nic konkretnego. Przedewszystkiem temperatura kucia i czas wytrzymania w tej temperaturze są bardzo zmienne, zwłaszcza czas, który bezwzględnie jest za krótki, by mogły zajść jakiegokolwiek zmiany w ziarnistej strukturze stali. Ponadto pręty takie są hartowane od różnych temperatur (już ściśle kontrolowanych przy pomocy dokładnych pirometrów), lecz znów czas wytrzymania w tych temperaturach jest bardzo krótki (20 minut). Rzecz jasna, że stal drobnoziarnista o nadzwyczajnej skłonności do rozrostu ziarn w podwyższonych temperaturach ma doskonałą sposobność przy tej minjaturowej procedurze (w porównaniu z walcowaniem, prasowaniem czy kuciem bloków) pozostać nadal drobnoziarnistą, a co najważniejsze — wykazać miękkie rdzeń. Jeżeli taka stal, opuszczając stalownię z opinją drobnoziarnistej, zostanie poddana obróbce mechanicznej na gorąco już na skalę przemysłową, wówczas po ukończeniu tej obróbki próba na hartowanie nietylko nie

wykaże miękkiego rdzenia, lecz równocześnie okaże wybitną wrażliwość na przegrzanie. Wydaje nam się zatem bardziej celowym oznaczenie w ta-



Rys. 24.

kich stalach wielkości ziarn austenitu; byłoby to postępowaniem znacznie prostszym i bezsprzecznie bardziej ściślej. Pręty wykute z próbnich wlewków, odlanych ze stali 41280 i 41282, po zahartowaniu od temperatury 880° C wykazały obecność miękkich rdzeni. Tymczasem po obróbce mechanicznej na gorąco (walcowaniu) bloków tych dwu stali, próby z rygli 40 × 40 mm po zahartowaniu od 880° C wykazały obecność miękkiego rdzenia tyl-



Rys. 25.

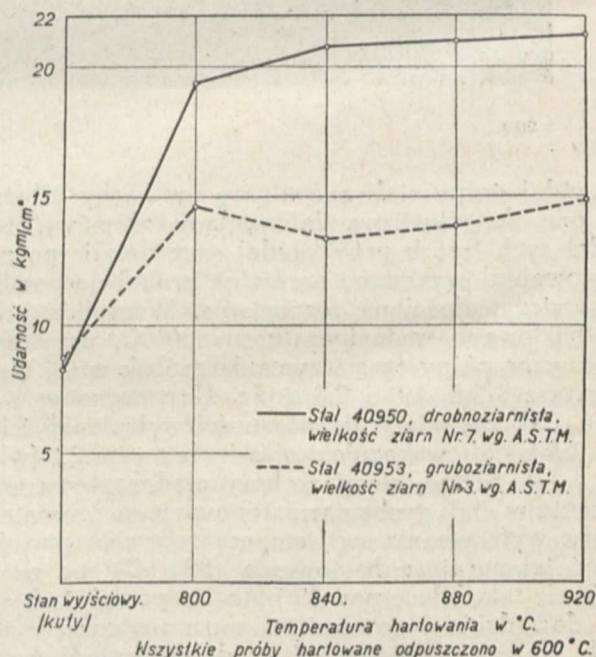
ko w stali 41282 o wrodzonej drobnoziarnistości. Stąd wynika, że wygląd złomów tych stali hartowanych od różnych temperatur w sposób laboratoryjny zawiódł na całej linii.

Obserwacja złomów przedstawionych na rys. 17 zezwala wnioskować, iż zdolność do hartowania

stali o tym samym składzie chemicznym zależy jedynie od wielkości ziarn w temperaturze hartowania i, jeżeli wielkość ziarn austenitu w różnych, coraz wyższych temperaturach hartowania nie ulegnie zmianie, to grubość warstwy zahartowanej i wygląd złomów będą te same. Wypowiedziana powyżej reguła posiada w pełni zastosowanie do stali o tym samym składzie chemicznym. Nie ulega wątpliwości, iż pewne różnice pojawić się muszą, zwłaszcza w przypadku hartowania w coraz to wyższych temperaturach, nawet i wówczas, gdy wielkość ziarn austenitu nie ulegnie zmianie. Będzie identyczne zachowanie się stali o niezmiącej się wielkości ziarn austenitu w procesie hartowania ulega w mniejszej lub większej mierze zniekształceniu ubocznymi czynnikami, jak np. większym stopniem zendrowania przy podwyższeniu temperatur hartowania lub dla tej samej temperatury hartowania przy zwiększeniu czasu wytrzymania stali w tej temperaturze, temperaturą ośrodka hartującego i in.

Poniżej zostaną podane dalsze wyniki z przeprowadzonych pomiarów wytrzymałościowych na stalach o analogicznym składzie chemicznym, różniących się tylko wielkością ziarn austenitu. Sporządzone wykresy na podstawie osiągniętych danych przedstawiają rys. 25, 26, 27 i 28. Badanie wytrzymałości na zginanie przeprowadzono na próbkach o wymiarze poprzecznego przekroju 16 × 30 mm i przy rozpiętości podpór 100 mm. Do badań wytrzymałości na rozciąganie użyto próbek o średnicy 10 mm i długości pomiarowej 100 mm. Próbkę na udarność były typu Mesnager'a.

Wykres na rys. 25 ilustruje zmianę wytrzymałości na zginanie stali 41280 gruboziarnistej i 41282 drobnoziarnistej w zależności od czasu wytrzyma-



Rys. 26. Udarność stali drobno i gruboziarnistej.

nia prób w temperaturze hartowania 930° C. Różnica wytrzymałości na zginanie między tymi stalami potęguje się ze wzrostem czasu wytrzymania w temperaturze hartowania, osiągając dla 2 godzinnego okresu wytrzymania wartość o 328% większą w porównaniu z tą różnicą dla 30-minuto-

wego okresu wytrzymałości w tej samej temperaturze hartowania. O ile chodzi o zmianę wytrzymałości na zginanie tych dwu stali, to stal 41282 drobnoziarnista po wytrzymałości w temperaturze hartowania przez 2 godziny wykazała około 14% przyrostu wytrzymałości na zginanie, jaką posiadała przy 30-minutowym wytrzymałości w temperaturze hartowania. Stal 41280 gruboziarnista dla tych samych czasów wytrzymałości w temperaturze hartowania wykazała ubytek wytrzymałości, wynoszący ok. 12%.

Na rys. 26 zobrazowana jest udarność stali 40950 drobnoziarnistej i 40953 gruboziarnistej w stanie kuty; rys. 27 ilustruje wytrzymałość na zginanie tych samych stali również w stanie kuty. Wykres na rys. 28 uwydatnia różnice w wytrzymałości na rozciąganie i granicy płynności powyższych stali, lecz w ryglach 40 × 40 mm, wywalcowanych z bloków odlanych na trzecim syfonie.

Jak wykazują wartości udarności (rys. 26), maksymalny przyrost udarności stali drobnoziarnistej wynosi 157%, zaś ten sam przyrost stali gruboziarnistej wynosi tylko 70,3%.

Podobnie obliczony przyrost wytrzymałości na zginanie stali drobnoziarnistej (rys. 27) wynosi 31,2%, a stali gruboziarnistej 27,6%.

Tak samo obliczony przyrost wytrzymałości na rozciąganie stali drobnoziarnistej (rys. 28) wynosi 50%, zaś stali gruboziarnistej 35%; przyrost granicy płynności stali drobnoziarnistej wynosi 119%, gruboziarnistej 77,5%. Należy zaznaczyć, że w przypadku badań wytrzymałości na rozciąganie powyższych stali, wydłużenie i przewężenie pozostawały prawie jednakowe. Z jednej strony równe wartości wydłużenia i przewężenia są dowodem ujemnych stron stali 40950 drobnoziarnistej

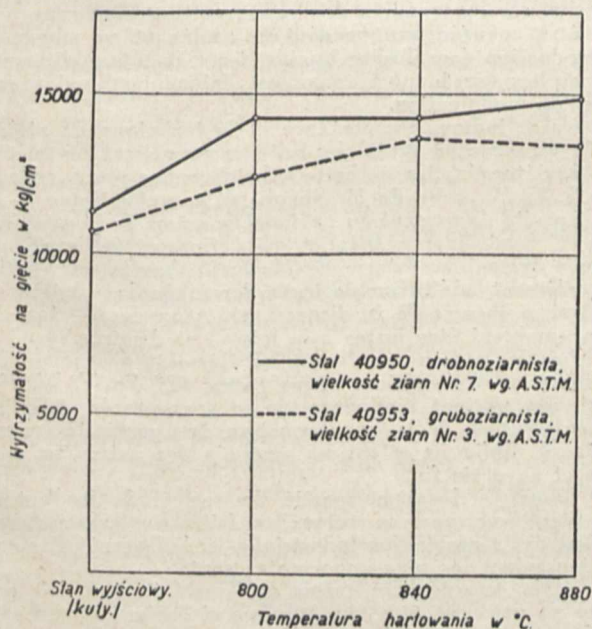
ści tych stali bynajmniej nie jest wywołana różnicą w składzie chemicznym.

Wynikiem dotychczasowych badań nad stalami drobnoziarnistymi i gruboziarnistymi byłyby następujące ważniejsze wnioski:

1) Glin jako zmieniacz powinien być traktowany jako ostatni dodatek do płynnej stali. Wprowadzony przed żelazokrzemem nigdy nie jest w stanie zmienić ziarnistej struktury stali. Ilość glinu dla wytworzenia drobnoziarnistości (Nr. 7 wedł. A. S. T. M.) jest zmienna, wahając się dla średniowęgłowej stali około 0,45 kg/t.

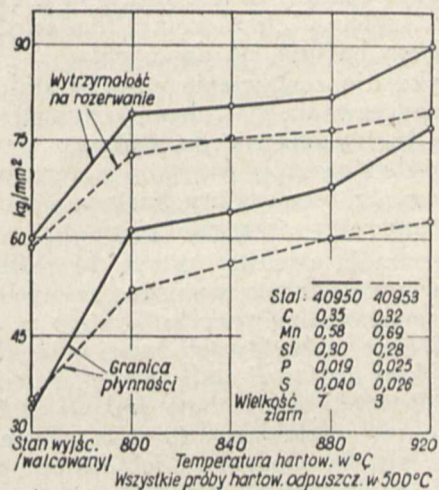
2) Zwiększony dodatek glinu oraz zmieniona kolejność wprowadzania go do płynnej stali bynajmniej nie powoduje zwiększenia inkluzyj Al_2O_3 , jednakże koniecznym warunkiem do tego jest optymalny stopień odtlenienia stali przed spustem. Kwestja ta jest środkowym punktem, dokoła którego należy skupić maximum uwagi, by uzyskać optymalne własności zmienionej stali. Rys. 7 i 8 wykazują, iż zarówno w stali zmienionej, jak i niezmienionej, mogą być obecne niemal tych samych rozmiarów inkluzje o charakterze tlenków. Dobry to znak, o ile chodzi o udowodnienie, że wyższy dodatek glinu nie powoduje większych rozmiarów inkluzyj, lecz, o ile chodzi o inkluzje w ogólności, to są one w obu stalach jeszcze zbyt duże. Wysoki dodatek glinu ma ściśle określony cel: zmienić stal. Nie można go zatem traktować jako zwykły odtleniacz; zdarza się, że jest on przyjmowany przez stal jako odtleniacz, lecz tylko dlatego, że, jak wyżej zaznaczono, stal nie stanowi dostatecznego podłoża do rozwinięcia regulacji wielkości ziarn w całym tego słowa znaczeniu.

Właściwy stopień odtlenienia tworzywa stalowego przed zmienianiem jest jednym z tych „kanonów” metalurgji kierowanej, których lekceważenie nie wolno. Jeżeli chcemy zatem w pełni skorzystać z dobrodziejstwa regulacji wielkości ziarn austenitu, konieczną jest rzeczą stworzyć pewien standard końcowego odtlenienia, a w tym celu na-



Rys. 27. Wytrzymałość na zginanie stali drobno i gruboziarnistej.

(bo, jak wiemy, drobnoziarniste stale w porównaniu z gruboziarnistymi o tym samym składzie chemicznym, poza wyższą wytrzymałością i granicą płynności, wykazują również większe wydłużenie i przewężenie), niemniej jednak dobitnie świadczą o tym, iż wyższa wytrzymałość i granica płynno-



Rys. 28.

leży użyć wszelkich możliwych środków, jakimi tylko w obecnej chwili metalurgja dysponuje.

3) Istniały obawy, że zwiększony dodatek glinu oraz obecność krzemu wywołają zwiększenie oraz pogłębienie jamy usadowej. Dlatego na wszystkich użytych do doświadczeń stalach wykonano

makroskopowe badania nad stopniem zalikwacenia tych stali. Zestawienia odbitek wg. Baumann'a, wykonanych z surowych bloków i rygli, rozproszyły powyższe obawy. Niezawodnie przyczyną dodatnich wyników jest okoliczność, iż wszystkie badane stale były odlewane syfonowo do wlewnic z nadstawkami.

4) Wielkość ziarn austenitu czystowęglowych stali konstrukcyjnych zmienionych glinem jest własnością stałą i nie ulegającą zmianie zarówno po obróbce mechanicznej na gorąco, na zimno, jak również i po obróbce termicznej, z tym zastrzeżeniem, że nie zostanie przekroczona pewna określona temperatura, zwana temperaturą rozrostu ziarn austenitu. Po przekroczeniu bowiem tej temperatury (znajdującej się niejednokrotnie o 300° C powyżej A_{c_3}) następuje rozrost ziarn. Stąd dalszy wniosek, iż obróbka mechaniczna na gorąco, obróbka mechaniczna na zimno oraz obróbka termiczna nie może zmniejszyć ziarn austenitu, lecz tylko może zostawić ziarna stali niezmiennymi lub je zwiększyć.

5) Zestawienie mikrofotografij podanych na rys. 12 upoważnia nas do wyprowadzenia wniosku, iż zupełnie możliwe jest wytworzenie stali martensowskiej o jednakowej wielkości ziarn austenitu we wszystkich blokach⁵⁾.

6) Standardowe postępowanie w oznaczeniu wielkości ziarn austenitu w surowych wlewkach daje nam tylko jedną gwarancję, że skoro temperatura obróbki mechanicznej na gorąco nie przekroczy 930° C, wówczas wielkość ziarn austenitu w produktach walcowania, kucia, czy innej obróbki mechanicznej na gorąco bezwzględnie nie ulegnie zmianie. Jeżeli jednak temperatura obróbki mechanicznej na gorąco przekroczy tę temperaturę, wówczas może (lecz nie musi) nastąpić rozrost ziarn austenitu, zależnie od położenia początku rozrostu ziarn danej stali na skali temperatur.

7) Zachowanie się stali o analogicznym składzie chemicznym w procesie hartowania zależy w pierwszym rzędzie od wielkości ziarn austenitu. Im bardziej drobnoziarnista jest stal, tem większa jest krytyczna szybkość chłodzenia i tem bardziej powierzchniowo hartuje się dana stal.

Jak wykazuje zestawienie złomów stali na rys. 17, czas nagrzewania stali drobnoziarnistej w temperaturze hartowania nie ma żadnego wpływu na grubość zahartowanej warstwy, z tem tylko zastrzeżeniem, że temperatura hartowania nie przekroczy temperatury rozrostu ziarn.

8) Obserwacja struktur na rys. 14 daje podstawę do wyprowadzenia wniosku, że wielkość pól perlitu pasemkowego czy kulkowego oraz konfiguracja obrzeży ferrytowych bynajmniej nie zdradza, do jakiej kategorii stali (drobnoziarnistej czy gruboziarnistej) należy dana stal. I w tym wypadku z określeniem wielkości ziarn austenitu należy uciec się do oznaczenia ich metodą standardową.

9) Oznaczenie ziarnistości stali (właściwie skłonności do powierzchniowego czy głębokiego harto-

⁵⁾ Wniosek ten pozostaje w sprzeczności z twierdzeniem Mc. Quaid'a, który na poparcie swej teorii zmieniania (glin rozpuszczony w austenicie) podaje, że ziarna austenitu na skutek wypalania się glinu są coraz większe od pierwszego do ostatniego bloku.

wania się stali) na prętach pochodzących z przekucia próbných 6-kilogramowych wlewków jest zbyt mało czułe na wykrycie stopnia ziarnistości tworzywa stalowego. W takich wypadkach, temperatury obróbki mechanicznej na gorąco, jak również obróbki termicznej, są zbyt krótkotrwałe, by mogły wywołać ewentualne zmiany ziarnistości nawet wówczas, gdyby przekroczono temperaturę rozrostu ziarn austenitu. Co najważniejsze, takie oznaczenie nie daje żadnych podstaw do określenia charakteru stali po następnej obróbce mechanicznej na gorąco czy obróbce termicznej, przeprowadzonych już na skalę przemysłową. Przykładem ilustrującym ten punkt zapatrywania jest rys. 17. Pręty wykute z próbných wlewków tych dwu topów po zahartowaniu w 880° C oba wykazały obecność ciągliwych rdzeni. Wygląd ten jednak uległ kontrastowej zmianie po walcowaniu bloków, pomimo że warunki walcowania obu stali były identyczne. Zatem bardziej celowe byłoby określenie wielkości ziarn austenitu w próbných wlewkach metodą standardową.

Literatura

- Prof. Dr. Inż. I. Feszczenko-Czopiwski. „Metaloznawstwo”.
Transactions of the American Society for Testing Materials, 1934 1935.
Metal Progress, 1935.
Transactions of the American Society for Steel Treating, 1933.
Book of A. S. T. M. Standards, 1933.
Technische Mitteilungen, Krupp, 1935.

Sur le réglage de la grosseur du grain de l'austénite dans les aciers

Résumé:

L'idée du réglage de la grosseur du grain de l'austénite est une nouveauté très importante introduite par la „métallurgie dirigée”; la grosseur du grain exerce une influence décisive sur les qualités de l'acier; cette grosseur ne peut pas être changée que pendant la coulée et au moyen de l'introduction dans l'acier liquide des éléments additionnels (parmi lesquels le plus connu est l'aluminium) qui provoquent la modification.

Ayant indiqué l'importance et la technique de réglage de la grosseur du grain, les auteurs rappellent les méthodes de détermination de cette valeur, comme p. ex. celle de l'A. S. T. M., celle de M. Shephard (caractéristique $P-F$) etc. Ensuite ils passent au phénomène même de la modification et citent diverses théories qui s'efforcent de l'expliquer, comme surtout la théorie de McQuaid (bassée sur l'action de l'élément additionnel sous la forme de la solution solide) et la théorie de la dispersion des oxydes, — tous les deux semblant être justes à la fois — et d'autres.

Puis les auteurs analysent les éléments provoquants la modification: l'aluminium et les autres (Ti, Zr, V, W, Mo), ainsi que traitent l'influence de la grosseur du grain sur la température de la transformation de l'austénite (vitesse critique). Enfin ils citent les qualités des aciers au grain gros et au grain fin.

Dans la deuxième partie de son étude les auteurs décrivent leurs propres recherches, faites sur les aciers provenant de la production industrielle, et indiquent leurs conclusions, dont les plus importantes sont:

- 1) la grosseur des grains de l'austénite une fois produite ne peut pas être changée que si l'acier est rechauffé au-dessus d'une certaine température;
- 2) aucun traitement mécanique, ni à chaud, ni à froid, ne peut pas diminuer les grains de l'austénite;
- 3) la profondeur de trempe de l'acier dépend uniquement de la grosseur du grain de l'austénite;
- 4) le contrôle actuel de la production d'une aciérie peut être remplacé par le contrôle habituel de la composition chimique suivi de la détermination de la grosseur du grain, parce que ces deux facteurs décident d'avance des qualités de l'acier produit.

Badania hartowności stali narzędziowych w gorących kąpielach ze szczególnem uwzględnieniem wpływu tęgów hartowania na własności tnące noży

Dr. inż. I. Feszczenko-Czopiwski, SIMP
i inż. metal. F. Mayer

Referat zjazdowy

Właściwe hartowanie stali (na austenit). — Wpływ szybkości chłodzenia przy hartowaniu stali na ich strukturę i własności (badania Davenporta i Bain'a, Matsusity, Levisa, Wiestera i Hanemanna, Upton'a, Lipilina, Essera, Eilendera i Maierta, Engla i in). — Badania własne autorów nad hartowaniem w gorących kąpielach o stałej temperaturze stali narzędziowych (wolframowych, chromowych i stali węglowej). — Hartowanie stopniowe i izotermiczne. — Wpływ masy hartowanego przedmiotu i temperatury hartowania na szybkość krytyczną chłodzenia. — Badania porównawcze szybkości skrawania nożami, hartowanymi w sposób zwykły i w kąpeli gorącej.

I. Wstęp.

WŁAŚCIWE hartowanie stali, tak węglowych, jak i stopowych, które ma na celu zatrzymanie struktury właściwej wysokim temperaturom, jest to oczywiście tylko hartowanie na austenit. Martenzyt jest już produktem dalszego rozpadu austenitu. Wykres żelazo-węgiel, odzwierciedlający zjawiska, jakie zachodzą przy „normalnej” szybkości ogrzewania i chłodzenia, nie pozwala nam przewidzieć i nie tłumaczy zmian strukturalnych przy gwałtownym chłodzeniu, a podaje ilość i skład chemiczny faz, które tworzą się w warunkach równowagi przy powolnym chłodzeniu.

Zmiany i zjawiska, występujące przy gwałtownym chłodzeniu stali węglowych i stopowych, ilustrują w ogólnych zarysach wykresy „S” Davenporta i Baina.

Pierwsze próby stosowania kąpeli o podwyższonej temperaturze zapoczątkował Matsusita¹⁾, który przy pomocy badań dilatometrycznych starał się ująć zjawisko rozpadu austenitu, uzależniając je od temperatury kąpeli hartującej, t. zn. od temperatury otoczenia. Następnie Levis w roku 1929²⁾ wykazał, że otrzymanie austenitu w zwykłej stali węglowej jest możliwe przy stosowaniu niedużych szybkości chłodzenia. Stwierdził on, że stal węglowa o 0,8% C, hartowana w kąpeli solnej o temp. 232° C, była niemagnetyczna i tylko po wyjęciu z kąpeli, stygnąc na powietrzu, nabierała własności magnetycznych, a jednocześnie wzrastała jej twardość. A więc Levis ustalił fakt, że przemiana martenzytyczna odbywała się w czasie dalszego chłodzenia w zakresie temperatur poniżej 232° C. Stwierdził zatem, że istnieje pewien zakres temperatur przechłodzenia, w którym rozpad austenitu jest o tyle powolny, że jeżeli zahartujemy stal w ośrodku, mającym odpowiednią temperaturę, to austenit przez pewien dłuższy czas nie ulegnie rozpadowi. Przy wyższych lub niższych temperaturach ośrodka hartującego rozpad austenitu przebiega prędzej.

Hartowanie stali węglowej na austenit metodą Levisa przeprowadza się w praktyce drogą chłodzenia nagrzaną powyżej Ac_3 stali w kąpeli oliwnej lub solnej o podwyższonej temperaturze, leżącej powyżej punktu przemiany austenit-martenzyt. Stal zatrzymuje w tych kąpielach strukturę austenityczną, zatrzymuje zatem wszystkie charakterystyczne cechy stałego roztworu. Stal ta jest stosunkowo miękka (150—200° Br.), nie-

magmetyczna, posiada dużą oporność elektryczną i dużą plastyczność. Drut zahartowany na austenit można zginać wiele razy bez zniszczenia. Zahartowane piły i narzędzia można obrabiać, prostować, nie obawiając się pęknięć. Jeżeli zaś stal austenityczną, otrzymaną metodą Levisa, oziębić do temperatury pokojowej, to stal staje się twarda (600—700° Br.), magnetyczna i krucha, jak zwykle stal hartowana na martenzyt; przytem zwiększa się objętość stali na skutek przemiany austenit-martenzyt. Ostatecznie stal zahartowana metodą Levisa, a następnie ochłodzona na powietrzu, niczem się nie odróżnia od stali zahartowanej według ogólnie przyjętego sposobu hartowania w wodzie.

Bardzo ciekawe i przekonujące są badania trwałości i przebiegu przemiany przechłodzonego austenitu, dokonane przez Wiestera i Hanemanna³⁾.

Autorzy użyli do badań stali węglowej o zawartości 1,6% C. Przebieg doświadczenia był następujący: próbkę stalową ogrzano do temp. 1150°, a po przetrzymaniu przez kilka minut w tej temperaturze szybko przeniesiono i utwierdzono w elektrycznie nagrzanej oprawie, umożliwiającej utrzymanie próbki w temperaturze 100° C. Stosując to urządzenie ogrzewcze, poddano próbkę szlifowaniu, następnie wstępnemu polerowaniu proszkiem szmerglowym rozmieszonym w gorącej wodzie.

Ostateczne polerowanie przeprowadzono na polerze podgrzanej zapomocą palnika. Również trawienie przeprowadzono w gorącym roztworze kwasu azotowego w alkoholu.

Przy wszystkich tych operacjach utrzymano temperaturę 80—100° C. Zdjęcie mikroskopowe próbki, wykonane przy temperaturze stałej 100° C, wykazuje duże ziarna jednorodnego austenitu z licznymi utworami bliźniaczymi.

Na granicach ziarn znajduje się, co przy tak wysokiej zawartości węgla 1,6% jest rzeczą nieuniknioną, trochę cementytu i troostytu. A zatem to doświadczenie stwierdza niezbicie, że zahartowana w ten sposób stal węglowa o zawartości 1,6% C składa się przy temperaturze 100° C jeszcze z jednorodnego austenitu.

Próbka podczas doświadczenia była trzymana przez 75 godzin w temperaturze 100° C, przyczem nie wytworzyły się produkty rozpadu austenitu, jak również nie nastąpiła krystalizacja martenzytu. Przy oziębianiu próbki do temperatury pokojowej tworzy się martenzyt. Wydzielanie się martenzytu jest związane ze zwiększeniem się obję-

¹⁾ *Scienc. Rep. Tohoku Univ.* 12/1923.

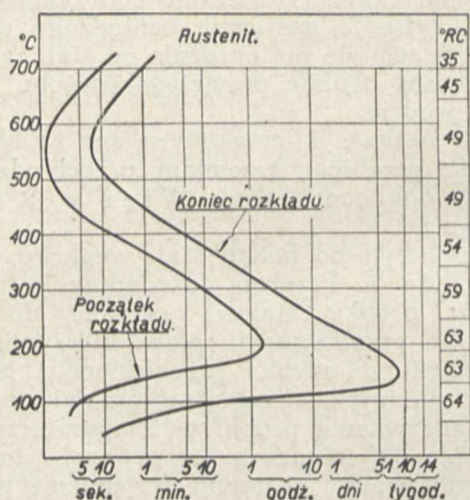
²⁾ *Journal of the Iron and Steel Institute* No. 1, 1929.

³⁾ *Archiv f. d. Eisenhüttenw.* 1931/32. 377/382.

tości, które prowadzi do wytworzenia się reliefu na powierzchni próbki. Zatem wykrystalizowanie martenzytu może być łatwo uchwycone na powierzchni próbki na matówce mikroskopu. Na drugiej próbce austenitycznej, otrzymanej na tej samej drodze, przeprowadzono obserwację krystalizacji martenzytu pod mikroskopem, mianowicie: polerowaną i trawioną próbkę wraz z urządzeniem do ogrzewania umieszczono na stoliku mikroskopu, poczem powoli zmniejszono temperaturę próbki drogą regulacji urządzenia ogrzewczego. Zmianę powierzchni szlifu obserwowano przez cały czas na matówce mikroskopu.

Wydzielanie się igieł martenzytu nastąpiło przy pewnej temperaturze nagle na tle osnowy austenitycznej, pomimo bardzo powolnego oziębiania próbki. W miarę dalszego oziębiania igły te nie zwiększały się. Po oziębieniu do temperatury pokojowej nie stwierdzono dalszej krystalizacji martenzytu.

W roku 1930 Davenport i Bain⁴⁾ dają nową i bardziej obszerną teorię rozpadu przechłodzonego austenitu.



Rys. 1. Krzywe rozkładu austenitu w stali węglowej.

Na rys. 1 jest przedstawiony ogólny przebieg rozpadu austenitu w stali węglowej. Podane są tu ilości rozłożonego austenitu w %, produkty przemiany austenitu i odnośne twardości w skali RC, w zależności od temperatury przemiany i czasu wytrzymania w temperaturze przemiany, w skali logarytmicznej. Reakcja przemiany austenit → ferryt + cementyt przebiega z największą szybkością w zakresie temperatur 500—600°, gdzie całkowita zawartość austenitu przemienia się na ferryt + cementyt w ciągu kilku sekund. W miarę wzrostu szybkości chłodzenia rozpad austenitu odbywa się coraz leniwiej i w zakresie minimalnej szybkości przemiany alotropowej można przyjąć, że austenit praktycznie nie rozpada się i jest trwały w tym zakresie temperatur.

Dążność do przemiany, a wraz z nią szybkość reakcji maleje w miarę obniżania się temperatury przemiany do 140°; widocznie obniżenie temperatury przemiany utrudnia wszelkie reakcje i zmniejsza ich szybkość.

W miarę jeszcze dalszego zwiększania szybkości chłodzenia, gdy stosuje się gwałtowne chło-

dzenie, a co za tem idzie — obniża temperaturę przemiany poniżej 100°, szybkość rozpadu austenitu wzrasta spontanicznie, i w tym wypadku produktem rozpadu austenitu będzie bardzo twardej składnik strukturalny — martenzyt.

Upton⁵⁾ na podstawie badań Davenporta i Baina dochodzi do wniosku, że szybkość rozpadu w zakresie temperatur 250—450° C ulega tym samym prawom, co szybkość reakcyj chemicznych. Przyrost temperatury do podwojenia szybkości rozpadu austenitu określa Upton na 20—25° C.

Inż. Lipilin⁶⁾, opierając się na teorii krystalizacji Tammanna i reasumując dane o wpływie przechłodzenia na rozpad austenitu, twierdzi, że minimum czasu przemiany na wykresach „S” zachodzi w tych temperaturach, gdzie mamy maksymalną szybkość powstawania ośrodków krystalizacji i maksymalne szybkości wzrostu kryształów. W temperaturach, leżących poniżej minimum czasu rozpadu austenitu, czas przemiany rośnie w postępie geometrycznym przy obniżaniu się temperatury w postępie arytmetycznym i tem tłumaczy się powstanie zakresu trwałości austenitu, przyczem dolna granica tego zakresu nie jest ściśle określona i zależy od wielu czynników, jak wydzielania się węglików i t. d. Na podstawie obszernych badań Wever i Lange dochodzą do wyników, zgodnych z dotychczasowymi badaniami Levisa i Baina.

Odróżniają oni w stali węglowej trzy zakresy temperatur przemiany przechłodzonego austenitu: 1) perlityczny (700—500° C), 2) pośredni (500—200° C), 3) martenzytyczny. Żelazo γ przemienia się w żelazo α , a węgiel wytrąca się jednocześnie z roztworu stałego w postaci bardzo drobnego rozproszenia. Produktami rozpadu mogą być: perlit, sorbit, troostyt, wzgl. martenzyt, zależnie od temperatury, w której odbywała się przemiana, a jednocześnie — zależnie od stopnia dyspersji cząsteczek cementytu.

Hanemann i Wiester⁷⁾, posługując się metodą, opracowaną już przez Levisa, przeprowadzili badania początku i przebiegu krystalizacji martenzytu w stalach węglowych o różnej zawartości procentowej C. Metoda ta polegała na hartowaniu w kąpielach niskotopliwych metali.

Temperatura przemiany kryształów γ na ferryt + cementyt, w miarę zwiększenia szybkości chłodzenia, zostaje obniżona. Przy pewnej szybkości chłodzenia przemiana obniża się do 550° C i perlit występuje w postaci troostytu. Z chwilą przekroczenia tej szybkości chłodzenia krystalizacja perlitu zostaje wogóle zahamowana i austenit dopiero przy znacznie niższych temperaturach przemienia się na martenzyt. A zatem, aby móc wyjaśnić zjawiska w zakresie trwałości austenitu, potrzeba kąpeli hartującej, która posiadałaby w zakresie perlitycznym wystarczającą szybkość chłodzenia dla niedopuszczenia do krystalizacji perlitu, a równocześnie pozwalałaby utrzymać oziębienie powyżej temperatur tworzenia się martenzytu. Okazało się, że temperatura krystalizacji martenzytu jest stała i nie zależy od szybkości chłodzenia, a jedynie od składu chemiczne-

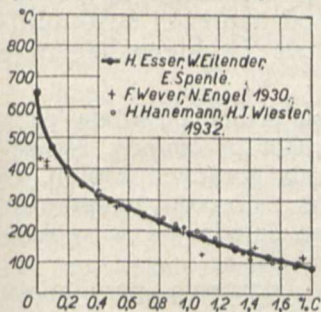
⁵⁾ Trans. Am. Soc. for Metals 8. 1934.

⁶⁾ Kacześciennaja Stal 3. 1935. 3/17.

⁷⁾ Archiv f. d. Eisenhüttenw. 1931/32, 377/382.

⁴⁾ Trans. Am. Soc. for Metals 1934, 289/310.

go stali. Temperatura kąpieli, w której hartowana próbka po chłodzeniu na powietrzu wykazuje pierwsze nieliczne ciemne igły odpuszczonego martenzytu, jest temperaturą początku przemiany austenit-martenzyt.



Rys. 2. Temperatury krystalizacji martenzytu w stalach węglowych.

Uchwycone w ten sposób temperatury początku krystalizacji martenzytu w stalach węglowych o różnej zawartości procentowej węgla podaje rys. 2

Charakter przemiany we wszystkich stalach węglowych jest taki sam. Wpływ węgla na przemianę w stałej temperaturze jest taki, że w miarę zmniejszenia się zawartości węgla krzywe „S”-owe przesuwały się w lewo, co wskazuje na przyspieszenie procesu przemiany austenitu. Na skutek tego zakres temperatur, w których następuje szybki rozpad austenitu, rozszerza się w górnym przedziale temperatur 400—600° C, natomiast skraca się zakres trwałości austenitu w przedziale temperatur 200—300° C.

Pozatem w miarę zmniejszenia się zawartości węgla dolny zakres maksymalnej trwałości austenitu przesuwa się do niższych temperatur. We wszystkich stalach, do eutektoidalnej włącznie, trwałość austenitu wzrasta w miarę wzrostu zawartości węgla, a więc przemiana alotropowa odbywa się coraz trudniej. Austenit, zawierający większe ilości węgla lub składnika stopowego, jest z natury rzeczy bardziej trwały.

E. C. Bain układa pierwiastki według ich wpływu na utrwalenie austenitu w szereg następujący: Mn, Si, Ni, Mo, W, V, Ti, Co, Al, Zr, Cu.

Mn i Ni mało ulegają reakcjom ubocznym, gdzie Ni nie tworzy ani węglików ani tlenków, powstrzymujących wzrost ziarn, zaś Mn również działa pod tym względem słabo. Zatem wpływ ich na trwałość austenitu może być rozważany jako wpływ indywidualny; są to pierwiastki austenitotwórcze.

Czas rozpadu austenitu w szeregu stali niklowych zmienia się w zależności od zawartości niklu w sposób następujący:

Zawartość Ni w %	0	0,57	0,97	1,93	3,13	3,88
Czas półrozpadu ⁸⁾ przy 315°C. sek	17	51,4	98,4	155	380,5	680

Na drodze dedukcji matematycznej udowodnił inż. Lipilin, że, jeśli zawartość niklu lub manganu rośnie w postępie arytmetycznym, to czas półrozpadu rośnie w postępie geometrycznym.

Pozatem wprowadzenie składnika stopowego wpływa na kształt wykresów „S”-owych, na przesunięcie zakresu maksymalnej szybkości przemiany.

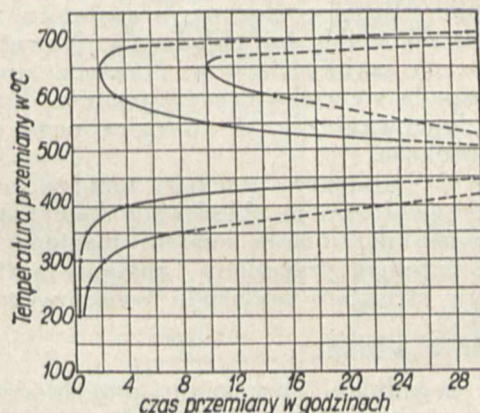
Jak wykazują liczne badania rosyjskie, kształt „S”-owaty wykresów stali stopowych zostaje spaczony. Uwidocznia się to szczególnie w odniesieniu do stali chromowych; ich wykresy różnią się

tem od wykresów stali węglowych, że mają zakres dużej trwałości austenitu nie tylko w temperaturach niskich, około 200° C, ale i w zakresie temperatur wysokich, około 500° C, i zakres szybkiej przemiany austenitu w temperaturze 400° C. Na skutek tego wykres temperatura-czas przemiany ma jeszcze drugie wygięcie krzywej.

Porównując wykresy przemiany 2-ch stali o tej samej zawartości węgla, a różnej chromu, widzimy, że wykres dotyczący stali chromowej jest przesunięty w prawo. Dowodzi to, że chrom przedłuża trwałość istnienia przechłodzonego austenitu. W stalach o dużej zawartości węgla wpływ chromu uwidocznia się bardzo silnie.

Wolfram również utrudnia przemianę, ale słabiej, aniżeli inne dodatki stopowe; należy to przypisać temu, że wolfram powoduje drobnoziarnistość, co zmniejsza czas przemiany.

Nikiel w obecności chromu gwałtownie przedłuża czas przemiany, a zatem zwiększa trwałość austenitu. W zakresie temperatur około 500° C austenit stali chromowo-niklowych jest tak trwały, że nawet kilkudniowe żarzenie w tej temperaturze nie daje jeszcze zupełnego rozpadu. Na rys. 3 przedstawiono przebieg przemiany w stali Cr-Ni-Mo.



Rys. 3. Przemiana austenitu w stali chromowo-niklowo-molibdenowej.

Zwiększenie zawartości węgla w stali chromowo-niklowej również przedłuża trwałość austenitu.

Esser, Eilender i Majert zbadali wpływ składników stopowych w stali o zawartości węgla od 0,3 do 1,5% C na przedkrytyczną i krytyczną szybkość chłodzenia⁹⁾.

Wyniki badań wykazują, że Mn i Ni, wprowadzone do stali w dowolnych ilościach, obniżają zawsze przedkrytyczną i krytyczną szybkość chłodzenia.

Chrom, wolfram i krzem, wprowadzone do stali w małych ilościach, zmniejszają, w większych ilościach — zwiększają szybkość przedkrytyczną i krytyczną szybkość chłodzenia. Podobnie działa wanad przy stosowaniu wysokich temperatur hartowania; przy hartowaniu w temperaturze o 100° powyżej A_{c3} zwiększa się przedkrytyczna i krytyczna szybkość chłodzenia stali ze wzrostem wanadu. Kobalt zmniejsza hartowność tworzywa.

Bieg przemiany alotropowej przechłodzonego austenitu zależy przede wszystkim od składu

⁹⁾ Patrz „Stale narzędziowe” Feszczenko-Czopińskiego. Prace Badawcze P. W. U. 1935 r. Nr. 4, str. 22—25.

⁸⁾ Kaczestwienna Stal 3, 1935, str. 13.

chemicznego danej stali, a następnie od wielkości ziarn. Przy mniejszych zawartościach węgla zachodzi szybszy rozpad i bardziej całkowity. Dodatek stopowy wpływa wybitnie na przemianę; obecność jego hamuje rozrost ziarn austenitu, zmienia zatem szybkość rozpadu austenitu. Ponadto i czas przemiany może być w znacznym stopniu zmieniony pod wpływem całego szeregu czynników.

E. C. Bain stwierdził, że zwiększenie ziarn austenitu, które następuje na skutek przegrzania lub za długiego wytrzymania w temperaturze hartowania, przedłuża czas rozpadu austenitu. Więc czas przemienienia się austenitu jest w znacznym stopniu zależny od wymiaru jego ziarn.

Pozatem wpływ na rozpad austenitu w dużej mierze zależy od naprężeń wewnętrznych w materiale wyjściowym; obecność naprężeń przyspiesza rozpad austenitu. Tworzenie się martenzytu z austenitu, otrzymanego przez hartowanie w gorących kąpielach, jest niezależne od dalszej szybkości chłodzenia.

Z wykresów Engla¹⁰⁾ widzimy, że krystalizacja martenzytu danej stali przebiega przy pewnej stałej temperaturze i szybkości chłodzenia niezależnej od dalszego zwiększenia szybkości chłodzenia. Ilości rozłożonego austenitu zależą natomiast od szybkości chłodzenia. Nawet przy największych szybkościach w praktyce stosowanych rozpada się tylko część austenitu. Przy łagodnym hartowaniu ilości nierozłożonego austenitu są większe.

Scheil¹¹⁾ tłumaczy ten fakt tem, że powstające przy gwałtownym chłodzeniu duże naprężenia sprzyjają przemianie austenit-martenzyt. A więc na przebieg przemiany austenit-martenzyt ma wpływ struktura materiału wyjściowego.

II. Badania własne

Ujęcie zagadnienia przemiany przechłodzonego austenitu otwiera drogę do nowych metod obróbki termicznej. Przebieg idealnego procesu hartowania można sobie wyobrazić w sposób następujący: powolne ogrzewanie materiału hartowanego do temperatur rekrytalizacji, szybkie — od temperatury rekrytalizacji do temperatury hartowania i wytrzymanie w tej temperaturze, następnie szybkie chłodzenie w zakresie temperatur tworzenia się miękkich produktów rozpadu austenitu i powolne chłodzenie w zakresie temperatur poniżej temperatury przemiany austenit-martenzyt. Przy tego rodzaju hartowaniu otrzymywalibyśmy materiał twardy o większym stopniu ciągliwości niż przy zwykłym hartowaniu i o mniejszych naprężeniach.

Hartowanie w gorących kąpielach o stałej temperaturze zbliża się do hartowania idealnego.

Stosując dwie szybkości chłodzenia, mamy do czynienia z powstawaniem:

1) naprężeń termicznych, które występują podczas chłodzenia w zakresie tworzenia się miękkich produktów rozpadu austenitu. Naprężenia te są małe na skutek mniejszego spadku temperatur i mniejszych szybkości chłodzenia od stosowanych przy zwykłym hartowaniu;

2) naprężeń strukturalnych, które powstają na skutek przemiany alotropowej. Naprężenia te po hartowaniu w gorących kąpielach, na skutek samoodpuszczania się martenzytu w gorącej kąpeli, wzgl. podczas powolnego chłodzenia na powietrzu, są o wiele mniejsze od naprężeń strukturalnych, powstających w czasie zwykłego hartowania;

3) naprężeń termicznych, które powstają przy chłodzeniu poniżej temperatur przemiany. Naprężenia te, w razie stosowania gorących kąpeli, są bardzo małe, gdyż w tym zakresie temperatur stosuje się bardzo powolne chłodzenie w spokojnym powietrzu.

Temperatura i czas wytrzymania przedmiotu hartowanego w kąpeli mają duży wpływ na własności mechaniczne hartowanego tworzywa, a zatem należy odróżnić:

1) **Hartowanie stopniowe.** Materiał hartowany przetrzymuje się w kąpeli w celu osiągnięcia temperatury kąpeli. Temperatura kąpeli leży w zakresie temperatur istnienia jednorodnego austenitu (około 300—200°) i tworzenie się martenzytu przebiega w czasie dalszego chłodzenia na powietrzu. Wykrytalizowany martenzyt nie odpuszcza się, wzgl. odpuszcza się nieznacznie.

2) **Hartowanie w stałej temperaturze (izotermiczne).** Temperatura kąpeli leży poniżej temperatury przemiany austenit-martenzyt, a przemiana następuje całkowicie w kąpeli, przyczem wykrytalizowany w kąpeli martenzyt natychmiast odpuszcza się. Przy następnym chłodzeniu na powietrzu żadne dalsze zmiany strukturalne nie następują.

O ile chcemy drogą hartowania w gorących kąpielach otrzymać martenzyt, to w obu wypadkach kąpiel musi posiadać zdolność chłodzenia powyżej-krytyczną (nadkrytyczną). Stosując szybkość chłodzenia podkrytyczną, otrzymamy bezpośrednio, bez przejściowego wydzielania się martenzytu, składniki miększe, jak np. troostyt, troostorbit, sorbit i perlit sorbityczny.

Hartowanie w gorących kąpielach ma tę zaletę w stosunku do hartowania zwykłego, że nie zmieniając własności mechanicznych, względnie dając niektóre wartości nieco wyższe, usuwa paczenie się i pozwala unikać naprężeń. Stosując hartowanie w gorących kąpielach, możemy, zależnie od rodzaju, temperatury i czasu wytrzymania w kąpeli, otrzymać całą gamę struktur i różne własności mechaniczne hartowanego tworzywa.

W badaniach własnych postawiliśmy jako główny cel zbadanie własności tnących zwykłych stali narzędziowych niskostopowych i węglowych, hartowanych w gorących kąpielach, w porównaniu z własnościami tnącymi tych samych stali, z tych samych spustów, hartowanych według dawnego, ogólnie przyjętego sposobu w wodzie lub oliwie o temperaturze pokojowej. Do badań użyto 5-ciu gatunków stali o składzie:

Stal	C	Mn	Si	Cr	W	V	Mo	Co
A . .	1,35	0,27	0,30	0,34	6,29	0,52	—	—
B . .	1,32	0,30	0,30	0,63	2,68	—	—	—
C . .	1,53	0,30	0,45	14,62	0,54	—	0,86	1,41
D . .	1,71	0,28	0,35	12,78	0,58	—	—	—
E . .	1,12	0,34	0,23	—	—	—	—	—

¹⁰⁾ Mitt. K. W. Inst. 1930, rys. 150.

¹¹⁾ Archiv f. d. Eisenhüttenw. 1928/29, str. 375 — 388.

Dla stali tych starano się określić optymalną temperaturę gorących kąpielii, dającą największą twardość.

Ogólnie można powiedzieć, że stale, posiadające małą szybkość krytyczną chłodzenia, a zatem stale hartujące się przy zwykłym hartowaniu w oleju lub na powietrzu, dają dobre wyniki przy hartowaniu w gorących kąpielach.

Chcąc otrzymać przy hartowaniu martenzyt, musimy zastosować nieco większą szybkość chłodzenia gorącej kąpielii, niż szybkość krytyczna. Przy dużej masie hartowanego przedmiotu, na skutek dużych ilości zakumulowanego ciepła, może się okazać, że kąpiel nie posiada wystarczającej szybkości chłodzenia, pomimo że przy małej masie przedmiotu hartowanego szybkość chłodzenia jest wystarczająca.

Kierując się tem, użyto do badań próbek o długości 80 mm i o wymiarach poprzecznych, równych wymiarom poprzecznym noży tokarskich, używanych przy badaniach skrawalności noży. Zatem do badań hartowalności w gorących kąpielach użyto próbek o wymiarach 23×23×80 mm z 3 mm-wym karbem na środku próbki. Przewodność cieplna i pojemność cieplna, cechy różne i właściwe dla różnych kąpielii, mają wpływ na hartowanie w gorących kąpielach. Przy możliwości jednak regulowania temperatury kąpielii, wpływ tych czynników poszczególnych kąpielii staje się mały i niezależny od rodzaju kąpielii. Ważniejsza jest temperatura wrzenia poszczególnych kąpielii, a tem samym rozmaita szybkość chłodzenia w różnych zakresach temperatur. Dla otrzymania dużych twardości, zdolność chłodzenia kąpielii w zakresie temperatur tworzenia miękkich produktów rozpadu austenitu musi być stosunkowo duża, a w każdym razie nieco większa od krytycznej. Na skutek wysokiej temperatury wrzenia tych kąpielii, unikamy tworzenia się izolującej warstwy pary na hartowanym przedmiocie, wywołującej tworzenie się miękkich plam. Gorące kąpiele dają równomierne odprowadzenie ciepła, a tem samym równomierną twardość, a więc unikamy kłopotliwego poruszania przedmiotu hartowanego w kąpielii.

Do badań użyliśmy stężonego ługu sodowego NaOH, roztworu azotanów $KNO_3, 0,5 + NaNO_3, 0,5$ i ciężkiej oliwy maszynowej o punkcie zapłonu 300° C.

Nagrzenie próbek do temperatur hartowania przeprowadzono w elektrycznym piecu mufowym. Nagrzanie kąpielii przeprowadzono w naczyniu stalowym, umieszczonym w elektrycznym piecu kryptolowym, przyczem objętość pieca była mniej więcej równa objętości kąpielii.

Badania hartowności w gorących kąpielach stali wolframowych.

Obróbka termiczna: próbki ogrzewano powoli wraz z piecem do temperatury około 400° C, następnie szybko od 400 do 850°. W temperaturze 850° C przetrzymano próbki 10 minut i bezpośrednio hartowano w gorącej kąpielii. Temperatura hartowania była o 40° C wyższa od temperatury stosowanej przy normalnym hartowaniu. Wzięto temperatury kąpielii 300, 250, 200, 150, 100° C i pokojową, przyczem do temperatur, począwszy od pokojowej aż do 200° C, użyto kąpielii oliwnej. Do temperatur 250 i 300°, ze względu na punkt

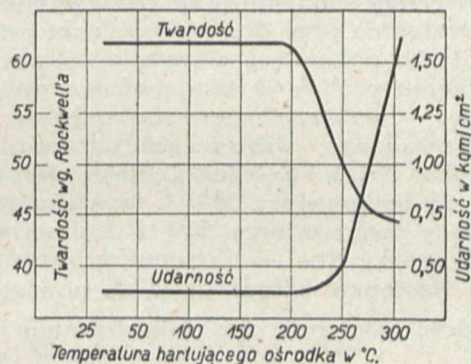
zapłonu oliwy około 300°, użyto kąpielii azotanów $KNO_3, 0,5 + NaNO_3, 0,5$.

Próbki przetrzymywano w kąpielii 1/2 godziny, następnie chłodzono na powietrzu. Po zdarcie cienkiej warstwy, ewentualnie odwęglonego materiału, mierzono twardość na powierzchni próbki w ośmiu równych odstępach wzdłuż osi próbki, kontrolując twardość i zginanie w kierunkach prostopadłych do tych punktów. Średnie twardości z kierunków prostopadłych podano w tabeli. Pomiaru twardości dokonano aparatem Rockwella według skali RC.

Próbki hartowane poddano zginaniu na maszynie Amslera. Badania udarności wykonano na próbkach typu Mesnager'a, przyczem zachowano tę samą obróbkę cieplną, zastosowaną przy próbkach na twardość i zginanie. Jedynie czas wytrzymałania w temperaturze hartowania, na skutek mniejszej masy próbek, był mniejszy, mianowicie 20 minut.

Stal A.

Otrzymany wykres twardości stali A w skali RC w zależności od temperatury hartującego ośrodka w °C przy hartowaniu w gorących kąpielach z następnym powolnym chłodzeniem na powietrzu (rys. 4) zgadza się co do ogólnego przebiegu z krzywą twardości, otrzymaną przez Levisa dla stali węglowej 0,8% C.



Rys. 4. Twardość i udarność stali wolframowej (1,35% C, 6,29% W) po hartowaniu przez 1/2 godz. w kąpielii o temperaturze podwyższonej.

Jak widać z wykresu, rozpad austenitu na twarde składniki strukturalne nastąpił już przy hartowaniu w gorącej kąpielii o temperaturze 200° C. Dalsze obniżanie temperatur ośrodka hartującego nie wywołało większych twardości.

Przy zastosowaniu temperatur 200, 150, 100, 50° C i kąpielii o temperaturze pokojowej twardość jest praktycznie stała i wynosi średnio 63° RC. Udarność próbki hartowanej w temperaturze kąpielii 300° C i wytrzymałość na zginanie próbek hartowanych w temperaturze kąpielii 300° i 250° C jest znacznie większa od udarności i wytrzymałości na zginanie próbek hartowanych w gorących kąpielach w temperaturach niższych od 300°, względnie 250° C.

Wartości udarności próbek hartowanych w gorących kąpielach od temperatur 200° C do temperatur pokojowych można przyjąć za wielkość stałą. Wartości te wahają się od 0,25 mkg/cm² do 0,5 mkg/cm², a zatem różnica 0,25 mkg/cm² jest raczej wywołana nieczułością mechanizmu, wskazującego wartość udarności, i niedokładnością odczytywania.

Obserwacja złomów próbki hartowanej od temperatury 810° C w wodzie i próbek hartowanych od temperatury 850° C w gorących kąpielach, o temperaturach 200, 150, 100, 50° C i pokojowej, przełom drobnoziarnisty, matowy, nieciągliwy. W tych więc warunkach nastąpiło całkowite przehartowanie. Przełom próbki hartowanej od temperatury 850° C w gorącej kąpeli o temperaturze 300° C posiada nadal przełom matowy, lecz bardziej gruboziarnisty, ciągliwy.

Obserwacja mikrostruktur wykazuje, że próbki hartowane w kąpielach 300 i 250° C mają budowę troostyto-sorbityczną, próbki hartowane w kąpielach o temperaturze 200, 150, 100, 50° C i pokojowej — drobne skupienia karbidów na tle budowy martenzytycznej.

Hartowanie łagodne, jakim jest hartowanie w gorących kąpielach, daje twardości o kilka stopni Rockwella niższe, niż gwałtowne hartowanie w wodzie. Przeprowadzone zwykłe hartowanie próbki w wodzie daje twardości 65° RC, a zatem nieco wyższe. Proces rozpadu austenitu poniżej temperatury przemiany austenit-martenzyt nie przebiega do końca, pomimo stosowania bardzo gwałtownego chłodzenia. Przy łagodnym hartowaniu ilości nierozłożonego austenitu są większe, i tem należy tłumaczyć nieco niższą twardość próbek hartowanych w gorących kąpielach.

Nierozłożony austenit przy hartowaniu rozpada się następnie przy dłuższym leżeniu próbek w temperaturze pokojowej, a szybciej — przy dłuższym leżeniu próbek w temperaturze pokojowej, a szybciej — przy sztucznym starzeniu się.

Przeprowadzono następujące doświadczenie: dwie próbki Nr. 1 i 2 tegoż gatunku stali A hartowano od temperatury 850° C w stężonym ługu sodowym o temperaturze 330° C i przetrzymano w kąpeli próbkę Nr. 1 — 15 minut, próbkę Nr. 2 — godzinę. Następnie chłodzono je na powietrzu.

Twardość mierzona po zahartowaniu wahała się:

próbki 1 — od 41 do 44° RC
 próbki 2 — od 36 do 40° RC

Twardość mierzona po miesiącu wynosiła:

próbki 1 — 45 do 47° RC
 próbki 2 — 44 do 46° RC

Jak stąd widzimy, nastąpił wzrost twardości wskutek dalszego rozpadu austenitu przez starzenie się i wyrównanie twardości próbek o różnym czasie wytrzymywania w kąpeli.

Przeprowadzone sezonowanie próbek marek A, B i E, hartowanych w gorących kąpielach o różnych temperaturach, wywołało wzrost twardości nawet o kilka jednostek Rockwella wszystkich marek stali, a zwłaszcza stali węglowej. Zatem twardość stali, normalnie hartujących się w wodzie, a hartowanych w gorących kąpielach, może być zwiększona drogą niskiego odpuszczania.

Hartowanie stopniowe polega głównie na:

1) przechłodzeniu austenitu w gorącej kąpeli, a następnie 2) krystalizacji martenzytu z przechłodzonego austenitu przy dalszym chłodzeniu na powietrzu. Temperatura kąpeli przy tym procesie leży jeszcze w zakresie jednorodnego austenitu, a zatem w zakresie dużej trwałości austenitu,

Przedmiot przetrzymuje się w kąpeli głównie w celu osiągnięcia przez przedmiot hartowany temperatury kąpeli. Nieco krótsze, wzgl. dłuższe trzymanie przedmiotu hartowanego w kąpeli ma mniejszy wpływ na strukturę, a tem samem na własności mechaniczne.

Hartowanie w stałej temperaturze (izotermiczne) ma na celu przeprowadzenie całkowite lub przeważającej części przemiany w kąpeli, a więc czas wytrzymania, temperatura kąpeli i masa przedmiotu mają duży wpływ na własności mechaniczne zahartowanej próbki.

Przy hartowaniu noży (o kształcie prostokątnym i danej masie), jeżeli chodzi jedynie o twardość, możemy się ograniczyć do wytrzymania w gorącej kąpeli w ciągu 15—20 minut, który to czas daje pewność, że nie tylko warstwy zewnętrzne, ale i jądro noża zostało ochłodzone do temperatury kąpeli.

Stal B.

Wymiar próbek i obróbka termiczna tej stali była identyczna z obróbką stali A. Temperatura hartowania w gorących kąpielach była o 40° C wyższa od temperatury hartowania, stosowanej przy zwykłym hartowaniu. Zastosowano kąpiele: oliwną i solną i przyjęto te same temperatury kąpeli. Przebieg badań tej stali był podobny do badań stali A, a zatem podajemy tutaj tylko spostrzeżenia i wnioski porównawcze.

Krzywe twardości stali B, w zależności od temperatury osrodka hartującego przy następnym powolnym chłodzeniu na powietrzu przebiegają podobnie, jak krzywa stali A, z tą jednak różnicą, że otrzymane twardości stali B w kąpielach o temperaturze 250 i 300° C są niższe, pomimo zachowania tej samej obróbki cieplnej, wymiarów próbek i rodzaju kąpeli. Szybkość krytyczna stali zależy przede wszystkim od zawartości procentowej węgla i od jakościowej i ilościowej zawartości składników stopowych; zmienia się również w zależności od wymiarów i temperatury hartowania.

Niższe twardości stali B w porównaniu ze stalą A, hartowaną w tych samych warunkach i w tej samej kąpeli w temperaturze 300 i 250° C, należy zatem tłumaczyć tylko większą szybkością krytyczną stali B na skutek mniejszej zawartości procentowej wolframu.

Stosując temperatury kąpeli od 200° C aż do pokojowej, otrzymujemy już twardość równomierną, wysoką, praktycznie stałą około 63° RC. Udarność próbki hartowanej w kąpeli o temperaturze 300° C i wytrzymałość na zginanie próbek hartowanych w kąpielach o temperaturze 250 i 300° C są większe od wartości otrzymywanych przy hartowaniu w gorących kąpielach o temperaturach niższych. A zatem w kąpeli o temperaturze 300 i 250° C zaszło już samoodpuszczanie. Potwierdzają to zdjęcia mikrostruktur, które wykazują, że próbki hartowane w kąpielach 300 i 250° C mają budowę troostyto-sorbityczną o różnej koagulacji ziarn, a próbki hartowane w kąpielach o temperaturach niższych — do 200° C — budowę martenzytyczną z drobno rozproszonymi karbidami.

Również przełom próbki hartowanej w gorącej kąpeli o temperaturze 300° wykazuje budowę sła-

bo ciągliwą, gdy natomiast próbki hartowane w kąpielach o temperaturach niższych wykazują zupełne przehartowanie, przyczem złom jest drobnoziarnisty, matowy.

Badania wpływu czasu wytrzymania w kąpeli na twardość wykazały pewien wzrost twardości ze wzrostem czasu wytrzymania w kąpeli o temperaturze 300° C. Nie wykazały zaś wzrostu twardości w kąpeli o temperaturze 250° C. Badania hartowania w kąpeli o temperaturze 150° C wykazują największą twardość próbki trzymanej w kąpeli 5 minut, mniejszą zaś twardość próbki trzymanej 1/2 godz. i 4 godziny.

Również badania niskiego odpuszczania próbek hartowanych w gorącej kąpeli, o temperaturze 200° C, wykazujących bezpośrednio po hartowaniu twardość około 63 RC, dały pewien wzrost twardości, dochodzący do 64,5 RC, na skutek rozpadu nierozłożonego bezpośrednio po hartowaniu austenitu.

W literaturze utarło się przekonanie, że hartowanie w gorących kąpielach można zastosować bez zastrzeżeń do stali hartujących się drogą zwykłą na powietrzu, wzgl. w oleju, jednak tylko do przedmiotów o małych wymiarach. Poza to hartowanie w gorących kąpielach można stosować do stali węglowej nadeutektoidalnej do 7 mm średnicy i do zwykłych stali martenowskich o małej zawartości C, ale o większej zawartości Mn, do wymiarów takich, przy których stale te, hartowane w oliwie o temperaturze pokojowej, uzyskują jeszcze twardość powyżej 60° RC.

Tak postawiona klasyfikacja stali do hartowania w gorących kąpielach ograniczałaby znacznie stosowność tego rodzaju hartowania, zakreślając dlań dość wąskie granice.

Zwłaszcza stale hartujące się zwykłą drogą w wodzie wykazują po zahartowaniu największe naprężenia termiczne i strukturalne, dają dużo rys hartowniczych, spaczeń i braków i dlatego hartowanie w gorących kąpielach tych stali byłoby nieraz najbardziej celowe i wskazane. Stale hartujące się normalnie na powietrzu, wzgl. w oleju, będąc hartowane w gorących kąpielach, już wskutek łagodniejszego chłodzenia uzyskują mniejsze naprężenia, spaczenia i t. d.

Badania hartowności w gorącej kąpeli stali B, należącej do kategorii hartujących się w wodzie (próbki o wymiarach 23 × 23 × 80 mm) przy stosowaniu kąpeli oliwnej, a zatem niezbyt energicznie chłodzącej, wykazały już przy temperaturze kąpeli 200° C średnio 62,5° RC. Zatem możliwość hartowania w gorących kąpielach każdej stali należy rozpatrywać indywidualnie, przyczem kąpiel i jej temperaturę należy określić doświadczalnie, opierając się na danych Baina co do wpływu dodatku stopowego na wielkość szybkości krytycznej stali.

Badania hartowności stali chromowych w gorących kąpielach.

Obróbka cieplna stali C, polegała na: powolnym ogrzewaniu z piecem do temperatury około 400° C i szybkim w zakresie temperatur 400 — 980° C.

Na kąpiel o temperaturze 300 i 250° C użyto azotanów KNO₃ 0,5 + NaNO₃ 0,5, ze względu na to, że szybkość ich chłodzenia jest zbliżona do oleju.

Na kąpiel o temperaturach niższych użyto ciężkiej oliwy maszynowej o punkcie zapłonu 300° C. Próbki przetrzymywano w kąpeli 0,5 godz., następnie chłodzono bardzo powoli w spokojnym powietrzu.

Obróbka cieplna stali D różniła się od obróbki powyżej opisanej stali temperaturą hartowania, która dla stali D wynosiła 950° C.

Za strukturę wyjściową do hartowania w gorących kąpielach, jak i do zwykłego, należy uważać strukturę czysto austenityczną.

Przy hartowaniu w gorących kąpielach mamy, jak już wspomniano, do czynienia z procesem nieciągłym. Krystalizacja martenyту z przechłodzonego austenitu przebiega w zakresie temperatur trwałości austenitu, wzgl. poniżej tego zakresu temperatur, z różną szybkością. Dolna granica zakresu trwałości przechłodzonego austenitu nie może być ściśle określona, a zresztą nie jest ona stała; zależy ona od wielu czynników zmiennych, powodujących zjawienie się pierwszych ośrodków krystalizacji, i przesuwają się do temperatur wyższych na skutek istnienia już w fazie wyjściowej bodaj nielicznych ośrodków krystalizacji.

Przy hartowaniu w gorących kąpielach stosuje się nieraz temperaturę wyższą, o ile nie zachodzi obawa przegrzania; wyższa temperatura daje większą pewność przeprowadzenia do roztworu stałego wszystkich obcych faz. Temperatura hartowania stali użytych w doświadczeniach była tylko nieznacznie wyższa od temperatury hartowania, stosowanej przy zwykłym hartowaniu.

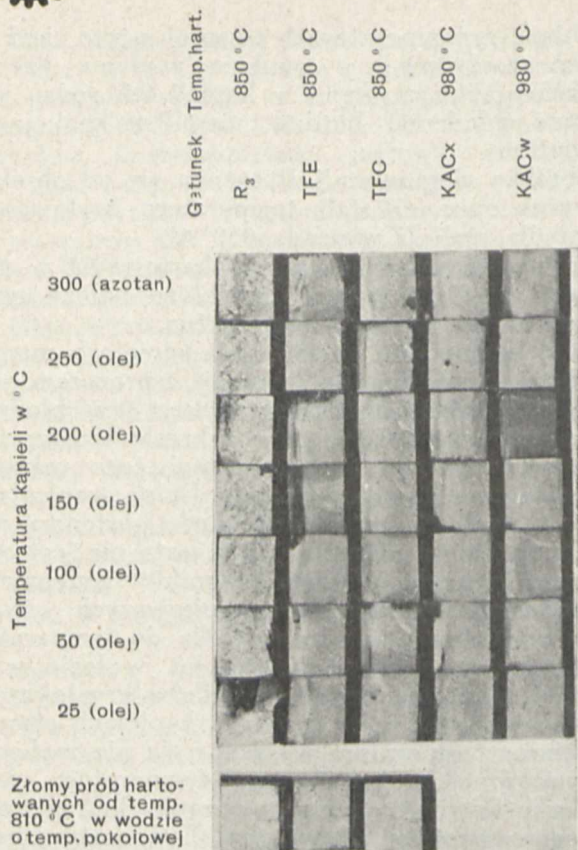
Już w kąpeli o temperaturze 300° C otrzymujemy dużą twardość obydwu stali, średnio 60° RC. Z obniżeniem temperatury kąpeli twardość rośnie i przekracza 60° RC. Można przyjąć, że twardość przy zastosowaniu kąpeli poniżej 250° wynosi średnio 62 — 63° RC.

Przebieg udarności tych stali jest również stały i na wykresie przedstawiałby się jako linja prosta. Wahania udarności stali C wynoszą od 0,25 do 0,125 kgm/cm² i stali D — od 0,5 do 0,25 kgm/cm², są więc małe. Również wahania wytrzymałości na zginanie są małe i wyniki umieszczone w tabeli pozwalają na wyciąganie jedynie ogólnych wniosków co do ciągliwości materiału.

A zatem na podstawie wyników prób udarności i wytrzymałości na zginanie, które to próby były prowadzone równoległe z próbami hartowności, nie stwierdzono większej ciągliwości materiału hartowanego w gorących kąpielach.

Na skutek małej szybkości krytycznej chłodzenia stali C i D zdolność chłodząca użytych kąpeli była wystarczająca i większa od krytycznej, co potwierdzają zamieszczone zdjęcia mikrostruktur hartowanych próbek, wykazujące wyraźną budowę martenytyczną z rozmieszczonemi w osnowie martenytycznej skupieniami karbidów.

Przełom próbek wykazuje jednostajną bardzo drobnoziarnistą strukturę w całym zakresie temperatur hartowania — od 300° C do temperatury pokojowej. Przez wytrzymanie w kąpeli, zwłaszcza w zakresie trwałości austenitu, dajemy możliwość wyrównania się różnic temperatur w przekroju przedmiotu przed nastąpieniem przemiany alotropowej; wobec tego hartowanie w gorących kąpielach daje przeważnie bardzo jednoli-



Rys. 5. Złomy poprzeczne badanych stali.

ta strukturę w całym przekroju przedmiotu, o mniejszych naprężeniach, względnie daje możliwość regulowania grubości warstwy zahartowanej przy stalach węglowych.

Badania hartowności w gorących kąpieliach stali węglowej E.

Próbki ogrzewano początkowo powoli, a w zakresie temperatur rekrytalizacji — szybko. Temperaturę hartowania wzięto początkowo 810 °C, a więc taką, jak przy zwykłym hartowaniu. Po przetrzymaniu w temperaturze hartowania 8 — 10 minut, próbki (wymiary próbek — jak w poprzednich badaniach) hartowano bezpośrednio w gorących kąpieliach (kapieli i temperatury kąpieli — jak w poprzednich badaniach). W kąpieli przetrzymywano próbki 20 — 30 minut, następnie chłodzono na powietrzu. Próbki zahartowane od temperatury 810 °C wykazują małą twardość, dużą wytrzymałość na zginanie i udarność. Przełom próbek wykazuje złom ciągliwy, o nieznacznie zmniejszającej się ciągliwości wraz z obniżeniem temperatury kąpieli. Zdjęcia mikrostruktur wykazują budowę troostytową o rosnącej koagulacji ziarn ze wzrostem temperatury kąpieli.

Z powodu dużej szybkości krytycznej chłodzenia stali zdolność chłodząca użytych kąpieli okazała się niewystarczająca. Istnieją dwie drogi do zwiększenia efektu chłodzenia, a tem samem do zwiększenia twardości:

1) Podniesienie temperatury hartowania, przez co zwiększamy różnicę temperatur pomiędzy przedmiotem a kąpielą. Przy zachowaniu tej samej kąpieli zwiększamy szybkość chłodzenia w zakresie tworzenia miękkich produktów rozpadu austenitu.

2) Zastosowanie kąpieli o większym cieple właściwym.

Stosując pierwszy sposób zwiększenia szybkości chłodzenia, podwyższono temperaturę hartowania do 850 °C. Próbki hartowane od tej temperatury wykazują pewien wzrost twardości, zwłaszcza w kąpieli 100 °C, w porównaniu z twardością próbek hartowanych od temperatury 810 °C. Udarność i wytrzymałość na zginanie tych próbek jest nadal duża. Przełom próbek wykazuje złom ciągliwy (z wyjątkiem próbek hartowanych w oleju i w wodzie o temperaturze pokojowej), przechodzący z matowego w słabo-błyszczący. A zatem na tej drodze możnaby uzyskać zwiększenie twardości, jednak narażamy się na otrzymanie materiału przegrzanego, a zatem kruchoego.

Odnośnie do efektu chłodzenia cieczy, stosowanych do hartowania w gorących kąpieliach, można je uszeregować według malejącej szybkości chłodzenia w sposób następujący:

1) 90% roztwór wodny KOH lub stężony roztwór NaOH

2) kąpiel metalowa 70% Cd + 30% Zn

3) kąpiel metalowa 50% Pb + 50% Zn

4) azotany, ciepły olej, łój i t. d.

Olej mineralny o temperaturze pokojowej posiada większą szybkość chłodzenia od najenergiczniej chłodzącej kąpieli gorącej, jaką jest 90% roztwór wodny KOH w temperaturze 200 °C.

Stosując drugi sposób zwiększania szybkości chłodzenia, hartowano od temperatury 850 i 810 °C próbki o wymiarach 23 × 23 × 80 mm i 10 × 10 × 55 mm w ciężkim oleju mineralnym o temperaturze pokojowej, którego szybkość chłodzenia wynosi około 300 °C/sek.

Twardość próbek hartowanych od temperatury 850 i 810 °C, o większej masie, o wymiarach 23 × 23 × 80 mm, była mała i wahała się w granicach 40 — 50° RC.

Twardość próbek o wymiarach 10 × 10 × 55 mm, hartowanych od temperatury 810 °C w oleju o temperaturze pokojowej, dochodzi do 65° RC. Zatem stal węglowa E, o składzie chemicznym 1,12% C, 0,34% Mn i 0,23% Si, nie nadaje się do hartowania w gorących kąpieliach w przedmiotach o dużej masie; do hartowania zaś noży tokarskich, o wymiarach poprzecznych 23 × 23 mm, może jednak — wobec małej masy przedmiotu hartowanego — dać wysokie twardości.

III. Badania skrawalności

W literaturze technicznej spotykamy dość często badania mechanizmu tworzenia się wióra i oporów skrawania, natomiast rzadziej widzimy prace dotyczące badań nad szybkością skrawania rozmaitymi nożami.

Badania mechanizmu tworzenia się wióra i oporów skrawania, przy stosowaniu początkowo bardziej prymitywnych, wzgl. mniej doskonałych urządzeń, a ostatnio, równoległe z nadzwyczaj szybkim rozwojem techniki, przy stosowaniu bardzo pomysłowych i bardzo doskonałych urządzeń, miały na celu bądź względy czysto naukowe, nie wyłączając jednak względów użytecznych, bądź względy natury wyłącznie praktycznej.

Pierwsze badania nad szybkościami skrawania prowadził prof. Ripper w Anglii, który przy po-

mocy przystosowanego do tego celu mikroskopu, określając ścieranie się krawędzi ostrza noża, stała się wyznaczyć szybkość skrawania noży ze stali węglowej.

Obszerne badania nad szybkościami skrawania nożami ze stali szybko tnącej przeprowadził Taylor, biorąc jako kryterium wydajności noża szybkość typową, przy której nóż, przy stałym przekroju wióra, tępi się w ciągu 20 minut.

Pozatem jeszcze mamy badania Herberta, który brał jako podstawę określenia szybkości skrawania — szybkość optymalną, zapewniającą największą ilość materiału skrawanego między dwoma kolejnymi ostrzeniami narzędzia.

W badaniach przemysłowych, mających charakter kontrolny i orientacyjny, określa się zdolność skrawania noży przeważnie albo sposobem Taylora, a więc określa się szybkość skrawania przy stałym przekroju wióra, przy której nóż tępi się w ciągu 20 min, albo — przyjmując stałą szybkość skrawania i stały przekrój wióra — określa się czas pracy noża lub wagę wiórów aż do stępienia.

Czas pracy narzędzia tnącego zależy od mechanicznego zużycia i od ciepła wytworzonego na ostrzu przez tarcie, przyczem praca tarcia na jednostkę czasu jest duża, wobec czego krawędź ostrza zużywa się stopniowo, a temperatura ostrza rośnie.

Przyrost ciepła na jednostkę czasu staje się większy od ilości ciepła odprowadzonego w jednostce czasu przez promieniowanie i konwekcję. Zatem temperatura ostrza stale rośnie i osiąga wartość graniczną, w której następują nagłe zmiany strukturalne tworzywa, pociągające za sobą zmianę własności mechanicznych i fizycznych, a szczególnie zmniejszenie twardości. Otrzymujemy strukturę hartowanego i zbyt wysoko odpuszczonego tworzywa. Oczywiście, zmiany strukturalne będą największe tam, gdzie wytworzyła się najwyższa temperatura, a zatem na samej krawędzi ostrza i w jej najbliższym sąsiedztwie, dalej — równoległe ze spadkiem temperatury — zmiany strukturalne będą mniejsze.

Końcowy efekt jest ten, że nóż, wzgl. narzędzie tnące, po pewnym czasie pracy, zależnie od składu chemicznego, twardości i innych charakterystycznych cech danego narzędzia, tępi się.

Istnieje jednak bardzo dużo czynników zmiennych, nieraz nieznacznych, wywołujących, że nie tylko czas do zatępienia się ostrza dwóch noży o tym samym składzie chemicznym i z tego samego spustu, ale ostrza jednego i tego samego noża z dwu stron zaostrzonego, z zachowaniem tej samej obróbki cieplnej i kształtu ostrza, różnią się w dość szerokich granicach.

Struktura materiału decyduje o jego własnościach, zatem czynniki zmieniające czas zatępienia noży pewnego gatunku stali można ogólnie sklasyfikować jak następuje:

- 1) Zmiany strukturalne ostrza na skutek nieznacznych różnic składu chemicznego, obróbki cieplnej, prowadzenia topu, biegu krystalizacji i t. d.
- 2) Zmiany strukturalne i wtrącenia żuźlowe bloku skrawanego, zmieniające się w różnych blokach i w tym samym bloku w różnych warstwach zbieganego materiału.

3) Czynniki zewnętrzne, jak: odchylenia w kształcie ostrza, zamocowaniu noża i przedmiotu skrawanego, ruchu tokarki i wielu innych.

Ta wielka ilość czynników zmiennych, sklasyfikowanych i nieznacznych, powodujących nieraz znaczne wahania czasu zatępienia, stanowi największą trudność, jeżeli chodzi może nie tyle o badania dokładniejsze szybkości skrawania, ile o porównanie wyników, otrzymanych w pozornie tych samych warunkach przez dwóch lub więcej badaczy.

W badaniach własnych, celem ustalenia wpływu hartowania w gorących kąpielach na skrawalność, użyto noży o wymiarach poprzecznych 23×23 mm, o ostrzu Schlesingera.

Badania przeprowadzono na tokarce produkcyjnej E. Schiess o podwójnej sprzężonej regulacji obrotów zapomocą przekładni zębatej i zmiany wzbudzenia magnetycznego w pierwotnym obwodzie napędowego motoru asynchronicznego.

Blok skrawany, odlany ze stali LD5, o składzie: 0,3% C, 0,58% Mn, 0,25% Si, 0,76% Cr, 3,62% Ni, przekuto i ulepszono na 90 kg/mm^2 , przyczem twardość bloku surowego i podczas badań, po zdjęciu każdorazowej warstwy skrawanego materiału, kontrolowano zapomocą młotka Poldi'ego.

Wymiary bloku skrawanego, po zdjęciu pierwszych warstw materiału, celem otrzymania równej powierzchni, a zatem w stadium początkowym tuż przed badaniami, wynosiły $\phi 378 \text{ mm}$, $l = 2180 \text{ mm}$. Szybkość skrawania w m/min mierzono tachometrem i kontrolowano przez zaznaczanie na obwodzie skrawanego bloku w odstępach 5 minutowych zebranego pasa materiału. Ustawienie noża, głębokość skrawania, kąty natarcia i osadzenia kontrolowano dla każdego noża odpowiednimi szablonami.

Jeżeli chodzi o ogólne spostrzeżenia co do samego procesu skrawania, obserwacje chwili stępienia się ostrza, obserwacje wióra i jego tworzenia się i t. d., to wyraźniej uwidoczniają się te zjawiska i łatwiej dają się ustalić przy badaniach skrawania nożami ze stali szybko tnącej.

Z punktu widzenia metalografii struktura stali szybko tnących składa się z twardej osnowy, w którą wtłoczone są jeszcze bardziej twarde węgliki w stadium drobnego rozproszenia.

W normalnej pracy warsztatowej stosuje się noże ze stali szybko tnącej do zdzierania pierwszych grubych wiórów przy stosunkowo dużej szybkości skrawania.

Wychodząc z założenia, że wartość obróbki termicznej jest jednak kwestją decydującą w znacznej mierze o rentowności narzędzia ze stali szybko tnącej, określono w pierwszym etapie pracy otrzymaną temperaturę hartowania i odpuszczania, jak również ustalono najlepszy czas wytrzymania w temperaturze odpuszczania.

Następnie przeprowadzono badania skrawalności różnymi nożami ze stali szybko tnących. W załączonej tabeli podane są wyniki badań skrawalności dwu gatunków stali szybko tnącej, dla zilustrowania warunków skrawania noży stosowanych do tych stali.

W dalszym ciągu przeprowadzono badania skrawalności stali, użytych do badań hartowości w gorących kąpielach, lecz hartowanych w zwykły sposób. Zastosowano przytem zbyt gwałtowne jak dla tych stali skrawanie, mając na celu stworze-

nie pewnej podstawy porównawczej dla namiastkowych stali szybko tnących, wzgl. średnio-stopowych specjalnych stali narzędziowych, których wytopienie — po zaprojektowaniu składu chemicznego — prowadzono równolegle z powyższymi badaniami.

Noży z niskostopowej stali narzędziowej używa się w codziennej pracy warsztatowej, przy dużej produkcji, do zbierania mniejszych wiórów z powierzchni przeważnie obrobionej już poprzednio nożami ze stali szybko tnącej, celem otrzymania dokładnych wymiarów i gładkiej powierzchni.

Otrzymane we wspomnianych wyżej warunkach zbyt gwałtownego skrawania zbyt małe czasy zatępienia nie mogą posiadać żadnej wartości praktycznej i nie pozwalają na wyciąganie ogólniejszych wniosków; pozwalają jedynie na przeprowadzenie porównawczej klasyfikacji użytych gatunków stali według zdolności tnącej i ułożenia ich według malejących wartości tej cechy w następujący szereg:

C D A i B E

W dalszym już ciągu przeprowadzono właściwe badania celem ustalenia wpływu hartowania w gorących kąpielach na skrawalność.

W badaniach tych użyto, podobnie jak w poprzednich, noży o wymiarach poprzecznych 23×23 mm, o ostrzu Schlesingera, stosując te same środki ostrożności przy szlifowaniu wstępnym i wykończającym, wzgl. przy powtórznym ostrzeniu, jak i przy nastawianiu noża, głębokości skrawania i t. d., przyczem obróbka cieplna noży użytych do badań była następująca:

1) Hartowanie zwykłe:

stal C — 980°C (6 min), olej 25°C
 „ D — 950°C (7 min), olej 25°C
 „ A i B — 810°C (8—10 min), H₂O + NaCl, 25°C

2) Hartowanie w gorących kąpielach

stal C — 980°C (6 min), olej 200° (25 min), powietrze
 „ D — 950°C (7 min), olej 200° (25 min), powietrze
 „ A i B — 850°C (8—10 min), olej 150° (25 min), powietrze

Noży ze stali węglowej D nie badano na skrawalność, gdyż po hartowaniu w gorących kąpielach nie otrzymano wystarczającej twardości.

Przebieg badań każdego gatunku stali był następujący: po znalezieniu odnośnie do danego gatunku stali, dla noży hartowanych w sposób zwykły, czasu zatępienia, mieszczącego się w granicach szybkości bezwzględnej i ekonomicznej, powtórzono skrawanie (najmniej jeszcze dwukrotnie) ze znaną szybkością przy zachowaniu tego samego przekroju wióra.

Po określeniu średniego czasu zatępienia noży z danego gatunku stali, hartowanych w sposób zwykły, przeprowadzono bezpośrednio w tych samych warunkach badania skrawalności noży z tegoż gatunku stali, hartowanych w kąpielach gorących, przyczem skrawanie powtórzono najmniej jeszcze dwukrotnie.

Średnie wyniki porównawcze czasów zatępienia podano w tabeli.

Jak stąd widać, noże z użytych gatunków stali hartowane w gorących kąpielach wykazują nie-

znaczne zwiększenie zdolności tnącej w zestawieniu z nożami z tych samych gatunków stali, hartowanych w sposób zwykły.

Wspomnieć należy, że — jeżeli chodzi o narzędzia tnące ze stali szybko tnącej, które są szczególnie wrażliwe na wszelką obróbkę mechaniczną i cieplną, — to już o wiele wcześniej, nim ujęto prawa rządzące przemianą przechłodzonego austenitu, stosowano w niektórych wypadkach hartowanie w kąpielach gorących (ołów 300°), przyczem chodziło o uniknięcie tak niepożądanego, a częstego w stali szybko tnącej zjawiska powstawania rys, prowadzących do pęknięć.

Podobnie istnieje hartowanie zastępcze (namiastkowe) stali narzędziowych, polegające na tem, że ogrzany do temperatury hartowania przedmiot zanurza się w wodzie aż do chwili wyraźnego pociemnienia przedmiotu, a następnie chłodzi się na powietrzu lub w oleju, a zatem stosuje się dwie szybkości chłodzenia.

Różnica pomiędzy tem hartowaniem a hartowaniem stopniowym jest, oczywiście, poza pewnymi zmianami otrzymywanych struktur hartowanego przedmiotu w obydwu procesach hartowania, w tem, że przy hartowaniu stopniowym precyzyjna regulacja szybkości chłodzenia leży w naszej mocy, gdy natomiast regulacja dwu szybkości chłodzenia przy hartowaniu zastępczym wymyka się nam z rąk i jest zawsze bardziej przypadkowa.

IV. Spostrzeżenia i wnioski ogólne

Pokładane nadzieje, że hartowanie w gorących kąpielach pozwoli uniknąć niedogodności i trudności hartowania zwykłego, dając równocześnie lepsze wyniki i większe wartości własności mechanicznych, nie ziściły się w tej mierze, jak się spodziewano.

Zdaje się, że dla stali stopowych nie można otrzymać tak znacznego poprawienia się własności mechanicznych, jakie otrzymał Davenport i Bain dla stali wysokowęglowej.

Przy hartowaniu w gorących kąpielach ma nadal duże znaczenie, jak przy hartowaniu zwykłym, pierwotna wielkość ziarn austenitu; wobec tego jest i tu słuszna klasyfikacja stali na drobnoziarnistą i gruboziarnistą; następnie ważnym czynnikiem jest wysokość temperatury hartowania.

Struktura materiału przed ogrzaniem do temperatury hartowania, zatem struktura materiału wyjściowego, gra dużą rolę i otrzymywanie najmniejszych zmian wymiarów, spaczeń przy największej wydajności zależy od struktury materiału wyjściowego, przyczem najlepsze wartości otrzymujemy z materiału poddanego przed hartowaniem zmniejszającemu wyżarzaniu, a zatem z materiału o budowie perlitu kulkowego.

W celu zwiększenia ciągliwości i skrawalności stosuje się często odpuszczanie po hartowaniu. W pewnych wypadkach przy hartowaniu stopniowym w gorących kąpielach nie da się uniknąć odpuszczania. Odpuszczanie po hartowaniu stopniowym, zwłaszcza gdy chodzi o narzędzia ze stali szybko tnącej, zwiększa jeszcze bardziej ciągliwość i skrawalność, zmniejszając równocześnie obawy o wczesne pęknięcia.

Do dalszego ujęcia wyników hartowania w gorących kąpielach wprowadzamy pewien podział, pozwalający na wyraźniejsze zorientowanie się w osiągniętych wynikach.

Bez względu na korzyści hartowania w gorących kąpielach są następujące:

1) Hartowanie w gorących kąpielach daje materiał mniej naprężony, na skutek mniejszych naprężeń termicznych i strukturalnych, występujących przy tym hartowaniu, i możliwości przesunięcia występowania tych naprężeń w czasie. Stąd hartowanie w gorących kąpielach daje mniejsze zmiany wymiarów, mniej pęknięć, rys hartowniczych i braków materiału hartowanego.

2) Hartowanie w gorących kąpielach daje jednostajną twardość przedmiotu hartowanego wskutek tego, że przy tym hartowaniu nie wytwarza się izolująca warstwa pary na przedmiocie hartowanym; w materiale skłonny do silnego zendrowania możliwe jest występowanie miękkich plam.

3) W kąpeli lub z chwilą wyjęcia z kąpeli materiału hartowanego jest on jeszcze o tyle miękki i ciągliwy, że może być poddany pewnym operacjom obróbki mechanicznej, jak prostowaniu, gięciu, cięciu lub nadpiłowywaniu.

4) Pozwala na hartowanie przedmiotów o niesymetrycznych skomplikowanych kształtach i przedmiotów o małych wymiarach poprzecznych przy znacznej długości, jak np. igieł, wzgl. płyt, matryc i t. p.

5) Pozwala na uniezależnienie się od indywidualnej, nabytej przez długoletnie doświadczenie, umiejętności hartownika. Eliminuje przypadkowość i pozwala prowadzić kontrolę oraz ściśle regulowanie procesu hartowania w warunkach przemysłowych.

Względne korzyści hartowania w gorących kąpielach:

1) Możliwość otrzymywania wyższych własności mechanicznych różnych gatunków stali w zależności od rodzaju i temperatury kąpeli i od czasu wytrzymywania w niej.

2) Stosowanie wyższych temperatur hartowania.

Ujemne strony hartowania w gorących kąpielach:

1) Ograniczona możliwość hartowania przedmiotów większych, względnie o większej szybkości krytycznej chłodzenia.

2) Otrzymywanie nieco niższych wartości bezpośrednio po zahartowaniu.

3) Względnie wyższe koszty nowego postępowania.

Hartowanie w gorących kąpielach należy rozpatrywać w odniesieniu do każdego gatunku stali indywidualnie, biorąc pod uwagę następujące czynniki:

1) Zdolność hartowniczą różnych rozporządzalnych kąpeli gorących w odniesieniu do szybkości krytycznej hartowanej stali.

2) Szybkość krytyczną chłodzenia danej stali, zmieniającą się nie tylko w zależności od składu

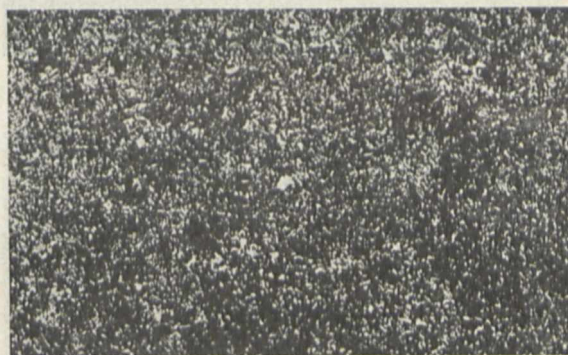
chemicznego, lecz również wraz z masą przedmiotu hartowanego i temperaturą hartowania.

3) Szybkość przemiany w kąpeli.

4) Własności mechaniczne.

Wyniki badań hartowności stali, hartowanych w gorących kąpielach z następnym chłodzeniem na powietrzu

Stal A



Temp. kąpeli 330°C

×400



Temp. kąpeli 100°C

×400

Rys. 7 i 8. Stal A

Wpływ temperatury kąpeli

Temp. kąpeli w °C	Twardość w skali RC w punktach								Średnia twardość	R _g w kg/mm ²	U w kgm/cm ²
	1	2	3	4	5	6	7	8			
300	42,0	46,0	45,0	45,0	44,5	44,0	43,5	48,0	44,75	112,8	1,5
250	45,0	44,5	46,5	44,5	45,0	47,0	50,0	56,0	47,4	97,0	0,5
200	63,5	63,5	63,8	63,0	63,0	63,0	62,8	62,0	63,0	54,0	0,375
150	63,0	63,0	63,0	63,0	64,5	64,0	62,0	64,5	63,4	37,3	0,5
100	63,0	64,0	64,5	63,0	63,5	64,0	64,0	64,0	63,7	27,4	0,25
pokoj.	62,5	64,0	63,0	63,0	63,0	63,2	63,8	63,5	63,2	54,0	0,25

Wpływ czasu wytrzymania próbek w kąpeli na twardość

Temp. kąpeli w °C	Czas wytrzym. w min	Twardość w skali RC w punktach								Średnia twardość	R _g w kg/mm ²
		1	2	3	4	5	6	7	8		
300	5	45,0	44,0	45,0	44,0	44,0	46,0	45,0	46,0	44,9	98,0
	30	42,0	46,0	45,0	45,0	44,5	44,0	43,5	48,0	44,75	112,0
	270	43,0	43,5	43,5	42,0	42,0	42,0	42,0	42,0	42,5	139,0
250	5	46,0	46,0	45,0	47,0	48,0	47,0	49,0	52,0	47,45	92,0
	30	45,0	44,5	46,5	44,5	45,0	47,0	50,0	56,0	47,4	97,0
	270	44,0	44,0	44,0	45,0	45,0	45,0	46,0	51,0	45,5	127,0
150	5	61,0	63,0	62,5	62,5	63,0	63,0	64,0	64,5	62,8	20,6
	30	63,0	63,0	63,0	63,0	64,5	62,0	64,5	64,0	63,4	37,2
	270	64,0	63,0	63,0	63,0	64,5	64,5	64,0	63,0	63,8	28,4

Stal B



Temp. kąpieli 300°C ×400



Temp. kąpieli 100°C ×400

Rys. 8 i 9. Stal B.

Wpływ temperatury kąpieli

Temp. kąpieli w °C	Twardość w skali RC w punktach								Średnia twardość	R _g w kg/mm ²	U w kgm/cm ²
	1	2	3	4	5	6	7	8			
300	40,0	38,0	41,0	39,0	38,5	40,0	40,0	39,5	39,5	123,0	0,625
250	41,0	41,0	41,0	40,5	40,5	41,0	41,5	42,5	41,2	129,0	0,375
200	62,5	62,5	62,5	62,5	62,5	63,0	63,0	64,0	62,8	53,0	0,25
150	60,0	61,0	60,5	60,5	61,0	61,5	61,5	61,0	61,0	19,6	0,375
100	63,2	63,5	63,0	62,0	63,0	64,0	64,5	62,0	63,2	59,0	0,25
pokoj.	64,0	65,0	64,0	63,5	63,0	63,0	63,0	64,0	63,5	45,0	0,375

Wpływ czasu wytrzymania próbek w kąpieli na twardość

Temp. kąpieli w °C	Czas wytrzym. w min.	Twardość w skali RC w punktach								Średnia twardość	R _g w kg/mm ²
		1	2	3	4	5	6	7	8		
300	5	40,0	39,5	38,0	38,5	39,0	39,0	38,5	40,0	39,0	123,0
	30	40,0	38,0	41,0	39,0	38,5	40,0	40,0	39,5	39,5	134,0
	300	41,0	40,0	40,0	41,0	41,5	41,5	41,5	41,0	40,8	129,0
250	5	41,0	42,0	41,5	41,0	40,5	41,0	41,0	40,0	41,0	117,0
	30	41,0	41,0	41,0	40,5	40,5	41,0	41,5	42,5	41,2	129,0
	300	42,0	41,0	42,0	42,0	41,0	40,0	41,0	41,5	41,25	102,0
150	5	62,5	65,0	63,0	64,0	64,0	63,0	63,5	65,0	63,7	64,7
	30	60,0	61,0	60,5	60,5	61,0	61,5	61,5	61,0	61,0	19,6
	300	62,0	62,0	62,5	63,0	63,0	61,5	62,0	62,0	62,0	53,0

Stal C

Wpływ temperatury kąpieli

Temp. kąpieli w °C	Twardość w skali RC w punktach								Średnia twardość	R _g w kg/mm ²	U w kgm/cm ²
	1	2	3	4	5	6	7	8			
300	61,0	62,0	62,0	61,0	60,0	61,0	61,0	61,0	61,1	12,5	0,25
250	61,0	59,5	61,5	62,0	62,5	61,5	63,0	63,0	61,75	34,3	0,125
200	62,0	61,0	61,0	62,0	63,0	62,0	62,5	63,0	62,1	47,0	0,25
150	63,5	63,5	63,0	64,0	63,0	63,0	63,5	63,0	63,4	54,0	0,25
100	63,0	63,0	63,5	62,5	62,2	62,2	62,8	63,0	62,8	26,0	0,375
pokoj.	61,5	63,0	63,0	63,5	63,0	62,8	62,0	63,0	62,6	25,0	0,125

Wpływ czasu wytrzymania w kąpieli o temperaturze 250°C na twardość.

Temp. kąpieli w °C	Czas wytrzym. w min.	Twardość w skali RC w punktach								Średnia twardość	P _z 2x2,3 cm ² w t	M _g w kg/cm	R _g w kg/mm ²
		1	2	3	4	5	6	7	8				
250	5	60,0	61,0	61,0	60,0	61,5	61,0	61,0	62	61	4,3	6450	42
	30	61,0	59,5	61,5	62,0	62,5	61,5	63,0	63	61,75	3,5	5250	34
	300	63,0	61,5	62,5	61,5	61,0	61,0	61,0	61,5	61,6	3,9	5850	38



Temp. kąpieli 250°C ×400



Temp. kąpieli 100°C ×400

Rys. 10 i 11 Stal C.

Stal D

Wpływ temperatury kąpieli

Temp. kąpieli w °C	Twardość w skali RC w punktach								Średnia twardość	R _g w kg/mm ²	U w kgm/cm ²
	1	2	3	4	5	6	7	8			
300	62,0	62,0	61,0	60,0	59,0	60,0	60,0	60,5	60,6	42,5	0,375
250	62,5	62,0	62,0	62,0	62,5	62,5	62,0	63,5	62,3	29,4	0,375
200	62,0	62,0	62,5	62,5	62,5	62,0	62,0	62,5	62,5	22,0	0,375
150	62,0	62,0	63,0	62,0	62,0	62,8	62,8	62,5	62,4	16,6	0,375
100	64,0	63,2	64,0	64,0	64,0	64,0	63,5	64,0	63,8	32,0	0,50
pokoj.	62,5	64,0	64,0	63,0	65,5	63,0	63,0	63,0	63,5	24,0	0,375



Temp. kąpieli 250°C ×400

Rys. 12. Stal D.

Wpływ czasu wytrzymania w kąpielach o temperaturze 250° C na twardość.

Temp. kąpeli w °C	Czas wytr. w min.	Twardość w skali RC w punktach								Średnia tward.	P _z 2 × 2,3 cm ² w kg	M _g w kg/cm	R _g w kg/mm ²
		1	2	3	4	5	6	7	8				
250	5	63,5	63,0	62,5	62	62,0	62,0	62,5	63,0	62,5	3300	4950	32,4
	30	62,5	62,0	62,0	62	62,5	62,5	62,0	63,5	62,3	3000	4500	29,4
	270	61,0	61,5	62,3	61	61,5	59,0	61,0	60,0	61,0	4600	6900	45,1



Temp. kąpeli 100°C ×400
Rys. 13. Stal D.

Stal E

Hartowana od temp. 810°.

Wpływ temperatury kąpeli.

Temp. kąpeli w °C	Twardość w skali RC w punktach								Średnia twardość	R _g w kg/mm ²	U w kg/cm ²
	1	2	3	4	5	6	7	8			
300	36,0	36,0	36,5	36,0	37,0	37,0	36,0	37,0	36,4	234	1,5
250	37,0	38,5	36,5	38,0	37,0	38,0	38,0	38,0	37,8	224	1,375
200	44,5	41,5	42,5	42,5	42,5	40,5	39,5	39,0	41,5	185	1,625
150	45,0	42,0	42,0	40,5	43,0	43,0	45,0	50,0	43,8	165	0,875
100	44,5	45,5	44,0	46,0	47,0	47,0	48,0	45,0	46,0	190	1,00
pokoj.	48,5	49,0	49,0	48,5	48,0	48,5	49,0	49,0	48,6	159	0,875



Temp. kąpeli 300°C ×400



Temp. kąpeli 100°C ×400
Rys 14 i 15. Stal E.

Hartowana od temperatury 850 °C.

Temp. kąpeli w °C	Twardość w skali RC w punktach								Średnia twardość	R _g w kg/mm ²	U w kg/cm ²
	1	2	3	4	5	6	7	8			
300	39,5	42,0	40,5	40,5	42,5	39,0	41,0	41,0	40,8	204	
250	41,5	40,5	43,0	41,0	40,0	41,5	42,0	41,0	41,25	162	
200	46,0	45,0	47,0	47,0	46,0	47,0	45,0	45,0	46,0	158	
150	48,5	49,0	48,5	47,0	48,0	46,5	49,0	48,0	48,0	155	
100	51,0	51,5	51,5	48,5	48,0	50,5	51,5	51,5	50,5	206	
pokoj.	52,0	55,0	53,0	54,0	53,0	53,5	53,0	52,0	53,0	142	

Badania skrawalności noży ze stali szybkotnących

	C	Cr	W	V	Co	Mo
Stal I. . .	0,9	4,24	21,25	1,8	16,48	—
„ II. . .	0,72	4,37	19,8	1,27	—	0,81

Twardość bloku skrawanego 89—90 kg/mm²
 Posuw 1,5 mm (const.)
 Wiór 4 „ „
 Ostrze Schlesingera „

Stal I.

Obróbka cieplna:
 temperatura hartowania . . . 1280 °C — 2'
 „ odpuszczania . . . 560 — 30'
 twardość ostrza 67 °RC
 Szybkość skrawania 16 m/min . 28 min
 16 „ . 31 „
 17 „ . 10 „
 17 „ . 12 „
 18 „ . 8 „
 18 „ . 6 „

Stal II.

Obróbka cieplna:
 temperatura hartowania . . . 1340 °C — 3'
 twardość Rockwella 65 °RC
 Szybkość skrawania 15 m/min . 25 min
 15 „ . 30 „
 15 „ . 28 „
 15 „ . 26 „ } średnio 27'

Badania wpływu hartowania w gorących kąpielach na skrawalność

Twardość bloku skrawanego . . 89—90 kg/mm²

Stal C

Wiór 2 mm (const.)
 Szybkość skrawania 10 m/min „

1. Zwykłe hartowanie

	I	II
posuw 0,46 mm/obr.	30 min	30 min
„ 0,7 „	14 „	17 „
czas zatępienia	44 min	47 min

2. Hartowanie w gorących kąpielach

	I	II
posuw 0,46 mm/obr.	30 min	30 min
„ 0,7 „	15 „	15 „
„ 1,12 „	7 „	5 „
czas zatępienia	52 min	50 min

Stal E

Wiór 2 mm (const.)
 Szybkość skrawania 7 m/min „

1. Zwykłe hartowanie

	I	II
posuw 0,7 mm/obr.	30 min	30 min
„ 1,12 „	4 „	7 „
czas zatępienia	34 min	37 min

2. Hartowanie w gorących kąpielach

	I	II
posuw 0,7 mm/obr.	30 min	30 min
„ 1,12 „	13 „	8 „
czas zatępienia	34 min	38 min

Stal A

Wiór 2 mm (const.)
Szybkość skrawania 7 m/min „

1. Zwykłe hartowanie

	I	II
posuw 0,46 mm/obr.	25 min	25 min
„ 0,7 „	4 „	7 „
czas zatępienia	29 min	32 min

2. Hartowanie w gorących kąpielach

	I	II
posuw 0,46 mm/obr.	25 min	25 min
„ 0,7 „	9 „	11 „
czas zatępienia	34 min	36 min

Stal B

Wiór 2 mm (const.)
Szybkość skrawania 7 m/min „

1. Zwykłe hartowanie

posuw 0,46 mm/obr. 32 min 36 min 36 min

2. Hartowanie w gorących kąpielach

posuw 0,46 mm/obr. 32 min 36 min 34 min

UWAGA: Posuw włączano w sposób ciągły w czasie ruchu tokarki, nie przerywając pracy nożem.

La trempe des aciers à outils dans les bains chauds et son influence sur la vitesse de coupe des outils

Résumé:

Après avoir souligné que la trempe propre de l'acier doit avoir pour but l'obtention de la structure austénitique, les auteurs soumettent à l'analyse l'influence de la vitesse de refroidissement au cours de la trempe sur la structure et les qualités de l'acier. Ils citent les recherches de Matsusita, Levis, Hanemann et Wiester, Davenport et Bain, Upton, Lipilin, Eilender et Maiert, Engel et d'autres, concernant l'effet de la trempe dans les bains chauds, le mécanisme de la transformation de l'austénite à la martensite, l'influence des éléments additionnels sur la durabilité de l'austénite etc.

Ensuite les auteurs passent à leurs propres recherches comparatives sur la trempe des aciers ordinaires à outils (au tungstène, au chrome et au carbone) dans les conditions habituelles et dans les bains chauds d'une température constante. Ils ont considéré l'influence du temps de l'action du bain chaud et, par conséquent, distingué la trempe graduelle de la trempe isothermique, ainsi que l'influence de la masse de l'objet trempé et de la température de la trempe sur la vitesse critique de refroidissement.

Pour les bains chauds on a employé: l'alcali caustique, les azotates $KNO_3 + NaNO_3$ et l'huile lourde de graissage de température d'allumage $300^{\circ} C$.

Outre les caractéristiques mécaniques et métallographiques des aciers soumis aux essais, on a exécuté les recherches comparatives de la vitesse de coupe des outils de l'acier trempé ordinairement et dans les bains chauds.

Stopniowane (izotermiczne) wyżarzanie zmiękczające

Referat zjazdowy

Zastosowanie nowoczesnych metod obróbki termicznej (wywoływanie rozpadu austenitu w stałych temperaturach) do procesów wyżarzania. — Dotychczasowe badania zmian szybkości przemiany austenitu w zależności od temperatury (Davenport i Bain, Lipilin i in.). — Czynniki oddziaływające na wynik wyżarzania (t. zn. na twardość końcową). Badania autorów nad temi czynnikami na tle 8 gatunków stali; metody postępowania i wnioski. — Korzyści zastosowania w hucie stopniowanego wyżarzania zmiękczającego.

MATERIAŁY stalowe, poddawane obróbce mechanicznej, muszą posiadać pewną twardość. W celu uzyskania tej optymalnej twardości, materiał stalowy musi być odpowiednio wyżarzony.

Postępy w dziedzinie stosowania nowoczesnych metod obróbki termicznej, polegających na wywoływaniu rozpadu austenitu w stałych temperaturach, wysunęły zagadnienie ewentualnego zastosowania tych metod do procesów wyżarzania zmiękczającego i do ułatwienia w ten sposób przeprowadzenia procesu zmiękczenia stali, nastroczającego nieraz poważne trudności.

Podstawę teoretyczną stosowania izotermicznej obróbki termicznej stanowią badania Davenporta i Baina¹⁾ nad szybkością rozpadu austenitu w stałych temperaturach. Wynik tych badań najlepiej charakteryzuje wykres, przedstawiający szybkość rozpadu austenitu w różnych stałych temperaturach. Davenport i Bain zobrazowali rozpad austenitu jedynie jako funkcję czasu przy pewnej stałej temperaturze. Wykres ten wyraził dwa zasadnicze prawa:

- 1) szybkość rozpadu austenitu zależy od temperatury, w której się odbywa;
- 2) struktura metalograficzna zależy od stałej temperatury rozpadu.

Prawie wszystkie dotychczasowe badania zmian szybkości przemiany austenitu w zależności od temperatury szły w kierunku zbadania możliwości zastąpienia stosowanych dotychczas metod obróbki cieplnej, polegających na hartowaniu i odpuszczaniu, przez obróbkę cieplną, polegającą na uskutenianiu się przemiany austenitu w stałych temperaturach. Izotermiczną przemianę austenitu można również zastosować i do procesów, mających na celu zmiękczenie materiałów stalowych. Mianowicie, zarówno z wykresów Davenporta i Baina, jak i z podobnych wykresów, wykonanych przez rosyjskich badaczy (prof. Lipilin)²⁾ wynika, że twardość produktów rozpadu austenitu zależy ściśle od temperatury, w której zachodzi rozpad. Twardość produktów przemiany waha się od twardości największych, odpowiadających strukturze martenzytu, do twardości najmniejszych, odpowiadających strukturze perlitu kulko-

Dr. inż. I. Feszczenko-Czopiński, SIMP
i R. Linde
(Katowice, Huta Baildon)

¹⁾ J. A. I. M. E., Iron and Steel Division, 1930.

²⁾ Kacześciennaja stal, 1935 r., Nr. 3.

wego. Jeżeli chcemy uzyskać produkty rozpadu o najmniejszej twardości, odpowiadającej strukturze perlitu kulkowego, co jest celem wyżarzania zmiękczającego, to musimy starać się rozłożyć austenit w zakresie możliwie wysokich temperatur, leżących najbliżej temperatur, w których austenit jest już trwały. Przy procesie wyżarzania zmiękczającego musimy jednak uwzględnić nie tylko końcową twardość, co jest zasadniczym celem wyżarzania zmiękczającego, ale i czas, w ciągu którego, zapomocą żarzenia, osiągamy zmiękczenie. Na czas żarzenia przy wyżarzaniu zmiękczającym, opartem na przemianie izotermicznej, ma wpływ decydujący szybkość rozpadu austenitu, różna w różnych temperaturach.

Z wykresu podanego przez Davenporta i Baina wynika, że szybkość rozpadu austenitu w stałych temperaturach wzrasta w miarę obniżania się temperatury rozpadu, osiąga pewne maximum, potem znowu maleje, aż austenit osiąga maximum trwałości; w jeszcze niższych temperaturach szybkość rozpadu znowu się powiększa, i to w sposób gwałtowny, aż osiąga znowu drugie maximum szybkości rozpadu. Temperatura, w której szybkość rozpadu austenitu osiąga swoje pierwsze maximum, zależy od obecności składników stopowych i ich ilości, np. dla stali węglowej temperatura ta wynosi 550° , dla chromowo-niklowej — 600° i t. d.

Jeżelibyśmy chcieli skrócić czas rozpadu austenitu (a więc czas wyżarzania) do minimum, musielibyśmy dążyć do znalezienia temperatury najszybszego rozpadu austenitu dla danej stali i w tej temperaturze skutecznie rozpaść austenit. Jednak twardość produktów rozpadu austenitu w temperaturze największej szybkości rozpadu jest dość znaczna (gdyż ta temperatura jest już dość niska) i w każdym wypadku większa niż się wymaga od stali wyżarzonej. A więc optymalne warunki wyżarzania zmiękczającego będą ustalone, jeżeli się dobierze takie temperatury, w których szybkość rozpadu będzie dość znaczna, a produkty rozpadu będą miały jeszcze twardość odpowiednio małą. Dobór tych temperatur zależy ściśle od rodzaju stali. Zastosowanie więc izotermicznej przemiany austenitu do wyżarzania zmiękczającego polega na dokonaniu rozpadu austenitu możliwie jaknajbardziej zupełnego w temperaturze jaknajwyższej.

Chcąc więc dokonać przemiany austenitu w optymalnej temperaturze, należy zwrócić uwagę na czynniki, mające wpływ na odbywanie się przemiany. Rozpad austenitu, teoretycznie biorąc, powinien odbyć się w temperaturze 721° (A_{r1}), odbywa się jednak później, na skutek działania następujących czynników, sprowadzających w większym lub mniejszym stopniu przemianę do niższych temperatur: 1) zawartości węgla, 2) zawartości składników stopowych, 3) temperatury nagrzania, 4) szybkości stygnięcia.

Przy hartowaniu zwykłym (zapomocą szybkiego studzenia) powstrzymujemy przemianę aż do temperatury pokojowej; przy hartowaniu izotermicznym — do temperatur nieco wyższych od pokojowych. W obu wypadkach mamy do czynienia ze zjawiskiem przechłodzenia (pod którym to pojęciem rozumiemy obniżenie temperatury, w której

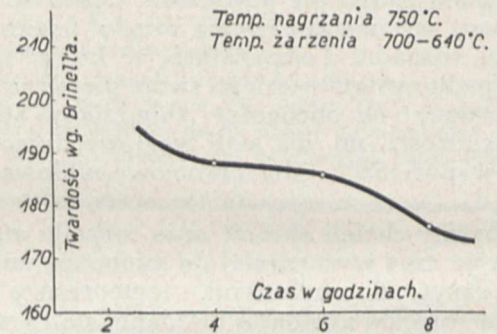
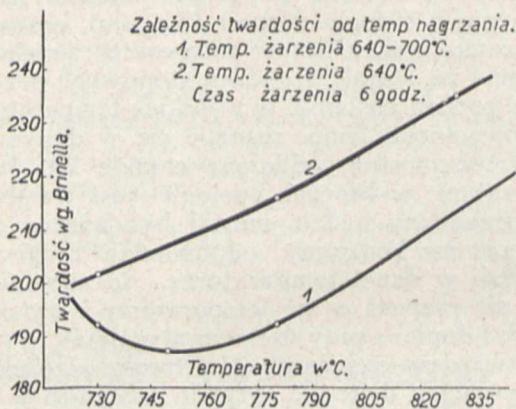
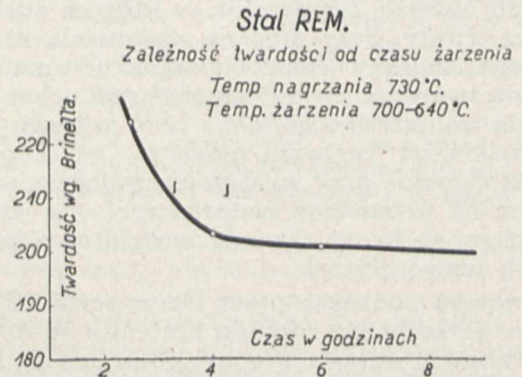
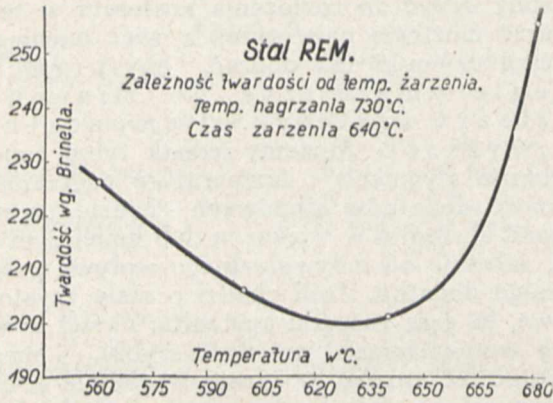
się odbywa przemiana, w stosunku do teoretycznej temp. przemiany).

Jeżeli chcemy zastosować izotermiczną przemianę austenitu do wyżarzania zmiękczającego, musimy dążyć do rozłożenia austenitu w temperaturze możliwie najwyższej, a więc musimy powyższe czynniki tak dobrać, aby przechłodzenie zmniejszyć do minimum i rozłożyć austenit w temperaturze najwyższej. Możemy jednak tylko zmieniać szybkość stygnięcia i temperaturę nagrzania. Obecność dodatków stopowych będzie utrudniać rozpad austenitu w większym lub mniejszym stopniu, zależnie od indywidualnego wpływu poszczególnego dodatku. Jeśli chodzi o stałe czyste węglowe, to czas rozpadu austenitu, nawet w wysokich temperaturach, jest dość szybki, i możemy skutecznie rozpaść w czasie względnie krótkim. Natomiast w stalach stopowych dodatki hamują w znacznym stopniu rozpad austenitu, przesuwając przemianę do niższych temperatur; jeżeli więc będziemy się starali w stalach stopowych przeprowadzić rozpad austenitu w wysokich temperaturach (pod wysokimi temp. rozumie się w danym wypadku temperatury oddalone o jakie $20-50^{\circ}$ od temperatur, w których austenit jest trwały), to czas przemiany będzie musiał być bardzo długi, jeżeli zaś nie będziemy odpowiednio długo trzymali stali w danej temperaturze, to austenit nie zdąży się rozpaść w tej temperaturze i będzie się rozpadał dopiero przy dalszym stygnięciu, wydzielając twardsze składniki strukturalne. Jeżeli będziemy chcieli dokonać rozpadu austenitu w temperaturach niższych, gdzie szybkość rozpadu będzie o tyle większa, iż przewyższy hamujące działanie dodatków, to już nastąpi pewne przechłodzenie, ponieważ przemiana odbędzie się w temperaturach bardziej odległych od temp. równowagi, wiadomo zaś, że produkty rozpadu austenitu są tem twardsze, im niższa była temperatura przemiany. Uzgodnić te dwie sprzeczne okoliczności w celu otrzymania najlepszych wyników można w ten sposób, że będziemy się starali rozłożyć austenit w pewnym zakresie temperatur; górną granicą tego zakresu temperatur powinna być temperatura nieco niższa od A_{r1} , zaś dolną granicą — temperatura o pewną ilość stopni niższa. Ten zakres temperatur zależy od ilości dodatków stopowych i ich charakteru; im więcej jest tych dodatków, lub im silniej utralają one austenit, tem szerszy powinien być ten zakres temperatur. Po rozłożeniu się austenitu czy to w stałej temperaturze, lub też w pewnym zakresie temperatur, dalsze studzenie, bądź powolne, bądź szybkie, nie powinno mieć wpływu na twardość ostateczną.

Proces stopniowanego wyżarzania zmiękczającego można rozdzielić na następujące poszczególne etapy: 1) nagrzanie do pewnej temperatury, leżącej powyżej punktu przemiany A_{c1} ; 2) wytrzymanie w tej temperaturze przez pewien przeciąg czasu, celem zupełnego lub częściowego przeprowadzenia węgla, względnie dodatków stopowych, do roztworu stałego; 3) ostudzenie od temp. nagrzania do temperatury, w której ma się dokonać rozpad austenitu (jeżeli chcemy dokonać rozłożenia austenitu w pewnym zakresie temperatur, to

ostudzenie do górnej granicy tego zakresu temperatur); 4) wytrzymanie w temperaturze rozpadu przez pewien czas, wystarczający do zupełnego rozłożenia austenitu (jeżeli chcemy rozłożyć auste-

nit w pewnym zakresie temperatur, to zamiast wytrzymywania w jednej stałej temperaturze studzimy bardzo wolno od górnej granicy ustalonego zakresu temperatur do dolnej przez pewien dłuż-



Stal REM

Zależność twardości od temp. żarzenia
Temp. nagrzania . 730 °
Czas żarzenia . . 6 godz.
Szybkość stygnięcia od temp. nagrzania do temp. żarzenia 2 °/min.
Czas trzymania w temp. nagrzania . 1,5 godz.

Zależność twardości od temp. nagrzania
Temp. żarzenia . . 640 °
Czas żarzenia . . 6 godz.
Szybkość stygnięcia od temp. nagrzania do temp. żarzenia 2 °/min.
Czas trzymania w temp. nagrzania . 1,5 godz.

Zależność twardości od czasu żarzenia
Temp. nagrzania . 730 °
Temp. żarzenia . . 640 °
Szybkość stygnięcia od temp. nagrzania do temp. żarzenia 2 °/min.
Czas trzymania w temp. nagrzania . 1,5 godz.

Temp. żarzenia	Twardość w ° Brinella próbki po wyżarzeniu studzonej	
	z piecem	na powietrzu
560	—	220,6
600	—	206,0
640	—	200,8
680	—	256,6

Temp. nagrzania	Twardość w ° Brinella próbki po wyżarzeniu studzonej	
	z piecem	na powietrzu
730	—	200,8
780	—	216,0
830	—	235,0

Czas w godz.	Twardość w ° Brinella próbki po wyżarzeniu studzonej	
	z piecem	na powietrzu
2,5	—	224,0
4,0	—	203,0
6,0	—	200,6

Zależność twardości od temp. nagrzania
Temp. żarzenia . . 640—700 °
Czas żarzenia . . 6 godz.
Szybkość stygnięcia od temp. nagrzania do temp. żarzenia 1 °/min.
Czas trzymania w temp. nagrzania . 1,5 godz.

szy okres czasu); 5) ostudzenie od temperatur, w których został dokonany rozpad austenitu, do temperatury otoczenia.

Na ostateczną twardość materiału i na czas procesu mają wpływ następujące czynniki: 1) szybkość nagrzewania; 2) wysokość temperatury, do której nagrzewamy; 3) czas trzymania w temperaturze nagrzania; 4) szybkość studzenia od temperatury nagrzania do temperatury rozpadu; 5) wysokość temperatury żarzenia, w której zamierzone jest dokonanie rozpadu, ewentualnie wysokość górnej granicy zakresu temperatur, w którym ma być uskuteczniiony rozpad austenitu; 6) jeżeli rozpad austenitu ma być uskuteczniiony w pewnym zakresie temperatur, to szerokość tego zakresu temperatur; 7) czas trzymania w temperaturze rozpadu, ewentualnie czas studzenia od górnej do dolnej granicy zakresu temperatur rozpadu austenitu; 8) szybkość studzenia od temperatury rozpadu austenitu do temperatury otoczenia.

Temp. nagrzania . 750 °
Temp. żarzenia . . 640—700 °
Szybkość stygnięcia od temp. nagrzania do temp. żarzenia 1 °/min.
Czas trzymania w temp. nagrzania . 45 min.

Temp. nagrzania	Twardość w ° Brinella próbki po wyżarzeniu studzonej	
	z piecem	na powietrzu
730	—	192
750	—	187
780	—	192

Czas w godz.	Twardość w ° Brinella próbki po wyżarzeniu studzonej	
	z piecem	na powietrzu
4	187,0	188,0
6	186,2	186,2
8	174,0	176,0

Nasze badania miały na celu ustalić wpływ powyższych czynników na wynik końcowy, t. zn. na

twierdź wyżarzanych tworzyw. Przeprowadzone zostały badania ośmiu marek stali o następującym składzie chemicznym:

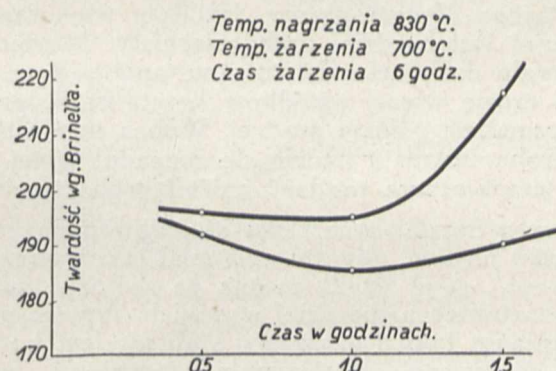
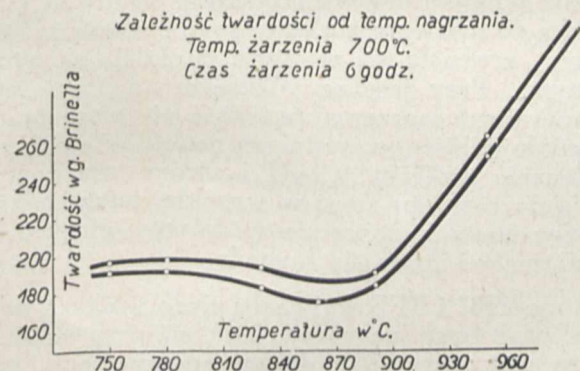
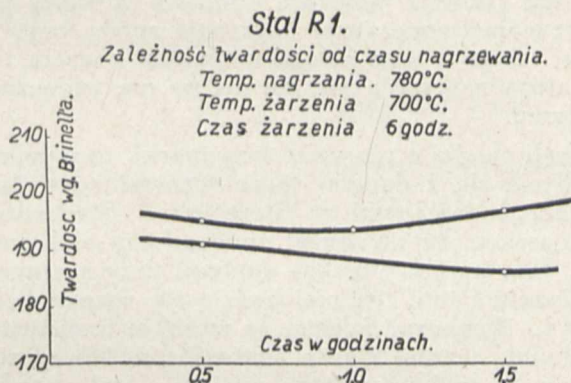
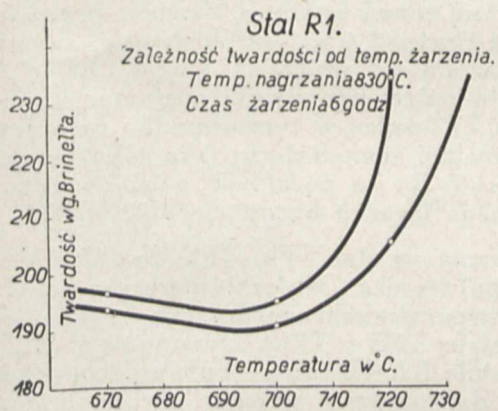
Marka	C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	V	Cu
REM	0,85	2,17	0,24	0,015	0,010	0,14	—	0,16	0,165
R1	1,48	0,26	0,24	0,007	0,010	0,17	0,05	—	0,162
R5	0,79	0,29	0,28	0,008	0,011	0,13	—	—	—
V660	0,58	0,92	1,69	0,012	0,010	0,15	1,02	0,18	—

Marka	C	Mn	Si	P	S	Ni	Mo	Cr	V	Co	W
TFC	1,32	0,30	0,30	0,011	0,01	—	—	0,63	—	—	2,68
TFE	1,35	0,27	0,40	0,010	0,01	—	—	0,34	0,52	—	6,29
KACx	1,53	0,30	0,45	0,010	1,01	—	0,86	14,62	—	1,41	0,59
KAWh	0,40	0,40	0,51	0,020	0,01	0,39	—	13,98	—	—	—

Badania zostały przeprowadzone w sposób następujący:

Ze stali REM, R1, R5 i V660 wzięto próbki w stanie dostarczonym, t. zn. bezpośrednio po odkuciu (bez jakiegokolwiek wstępnej obróbki termicznej). Ze stali TFC, TFE, KACx i KAWh wzięto próbki w stanie hartowanym.

Próbki danej stali, o przekroju kwadratowym o boku 20—30 mm i o długości 30—40 mm, były ogrzewane w oporowym piecu elektrycznym do pewnych temperatur, wytrzymywane w tej temperaturze przez pewien czas w granicach od 20 minut do 1½ godz., poczem studzono je do temp. rozpadu (żarzenia), wytrzymano w tych temperaturach przez pewien okres czasu, od 3 do 9 godz.; następnie jedną próbkę studzono z piecem, drugą zaś bezpośrednio wyjmowano z pieca i studzono na powietrzu. Następnie przecinano próbki na pół i mierzono twierdź na przekroju aparatem Brinella (stosując kulkę 10 mm przy obciążeniu 3000



Zależność twierdź od temp. nagrzania
Temp. żarzenia . . 700°
Czas żarzenia . . 6 godz.
Szybkość stygnięcia od temp. nagrzania do temp. żarzenia 2°/min.
Czas trzymania w temp. nagrzania . 1 godz.

Temp. nagrzania	Twardość w ° Brinella próbki po wyżarzeniu studzonej	
	z piecem	na powietrzu
750	192,4	196,0
780	192,8	192,8
830	185,0	195,2
860	177,0	177,0
880	187,0	192,0
950	256,4	266,1

Stal R1

Zależność twierdź od temp. żarzenia
Temp. nagrzania . 780°
Czas żarzenia . . 6 godz.
Szybkość stygnięcia od temp. nagrzania do temp. żarzenia 2°/min.
Czas trzymania w temp. nagrzania . 30 min.

Temp. żarzenia	Twardość w ° Brinella próbki po wyżarzeniu studzonej	
	z piecem	na powietrzu
670	193,6	197,2
700	191,0	195,2
720	206,0	235,0

Zależność twierdź od czasu żarzenia w temperaturze nagrzania

Temp. nagrzania . 830°
Temp. żarzenia . . 700°
Czas żarzenia . . 6 godz.
Szybkość stygnięcia od temp. nagrzania do temp. żarzenia 2°/in.
Temp. nagrzania . 780°
Temp. żarzenia . . 700°
Czas żarzenia . . 6 godz.
Szybkość stygnięcia od temp. nagrzania do temp. żarzenia 2°/min

Czas w godz.	Twardość w ° Brinella próbki po wyżarzeniu studzonej		Czas w godz.	Twardość w Brinella próbki po wyżarzeniu studzonej	
	z piecem	na powietrzu		z piecem	na powietrzu
0,5	192,0	196,0	0,5	191,0	195,2
1	185,4	195,2	1	192,8	192,8
1,5	190,0	217,0	1,5	186,2	197,2

kg) i Rockwella (skala B.C). Wpływ poszczególnych czynników na twardość końcową jest następujący:

1. Szybkość nagrzewania do temp. T_2 nie ma wpływu na twardość końcową; ma jedynie wyraźny wpływ na czas trzymania w temperaturze nagrzania; im powolniejsze nagrzewanie, tem krótszy czas możemy trzymać w temperaturze nagrzania.

2. Wysokość temperatury nagrzania ma silny wpływ na wynik ostateczny i duże znaczenie w przebiegu procesu. Mianowicie, jeśli chodzi o stale REM, R5 i V660, to stwierdzono, że im wyższa jest temperatura nagrzania — ponad punkt przemiany A_{c1} , — przy innych warunkach stałych, tem twardość końcowa jest większa. Natomiast dla stali R1 twardość, w miarę podwyższania temperatury nagrzania, spada, osiąga pewne minimum, poczem znowu wzrasta. Dla stali TFC, TFE, KAWh i KACx twardość końcowa w miarę podwyższania temperatury nagrzania spada, przy pewnej temperaturze osiąga minimum, poczem temperatura nagrzania nie ma już na nią widocznego wpływu.

Jeśli chodzi o pierwsze trzy marki, to wyniki te zgadzają się z danymi teoretycznymi i wynikami badań, podawanymi w literaturze. Stwierdzono mianowicie, że im wyżej podgrzejemy stal ponad A_{c1} , tem trwalszy będzie austenit przy następnym studzeniu i tem trudniej będzie się rozpadał. Należy to tłumaczyć faktem, iż wysokie temperatury powodują wzrost ziaren austenitu, zaś przy stygnięciu — gruboziarnisty austenit jest bardziej trwały niż drobnoziarnisty, gdyż ośrodki krystalizacji powstają przy stygnięciu na granicach ziarn, zaś łączna długość granic jest tem większa, im materiał jest bardziej drobnoziarnisty. A więc w materiale drobnoziarnistym powstanie w tym samym czasie więcej ośrodków krystalizacji, przez co przemiana pójdzie prędzej. Wobec tego austenit drobnoziarnisty będzie się rozpadał w tej samej temperaturze prędzej, aniżeli gruboziarnisty.

Przy procesie wyżarzania stopniowanego zależy znów na tem, aby austenit miał jaknajmniejszą trwałość, gdyż wtedy można go rozłożyć już w temperaturach najbardziej wysokich. A więc przy wyżarzaniu takich gatunków stali nie jest korzystne, dla osiągnięcia minimalnej twardości, podgrzewanie materiału wysoko ponad punkt A_{c1} . Jest natomiast pożądane, by temperatura nagrzania była możliwie najniższa; musi ona jednak być o tyle wysoka, aby mogło nastąpić przeprowadzenie do roztworu stałego węglików, zawartych w stali. Należy więc znaleźć pewne temperatury optymalne; dla stali R5 taką temperaturą jest 730—750°, dla stali REM — również 730—750°, dla stali V660 — 830—850°. Można więc powiedzieć ogólnie, że dla stali typu eutektoidalnego i podeutektoidalnego najlepsze temperatury sięgają o 10—50° powyżej punktu przemiany A_{c1} .

Jeśli chodzi o stal R1, która może służyć jako przykład stali nadeutektoidalnej, to dla tej stali optymalna temperatura nagrzania wynosiła 830—860°, a więc przeszło 100° ponad punktem przemiany A_{c1} . Należy to przypisać następującemu zjawisku:

Badany materiał był dostarczony w stanie odkuty. Po kuciu ziarna cementytu były rozdrobnione i zgniecione. Podgrzewając materiał niewiele wyżej ponad A_{c1} , nie przeprowadzono zupełnie cementytu nadeutektoidalnego do roztworu stałego; również temperatury te były za niskie, aby ziarna cementytu nadeutektoidalnego mogły się skoagulować. Więc ziarna cementytu nadeutektoidalnego uległy małej zmianie w ciągu całego procesu wyżarzania i były przyczyną zwiększonej twardości materiału wyżarzonego. Przy podgrzaniu do temperatury 830—860° część cementytu nadeutektoidalnego przechodzi do roztworu stałego, a pozostała część ziarn ulegnie koagulacji. Aby przeprowadzić cały cementyt nadeutektoidalny do roztworu stałego, trzeba było ogrzać materiał do temp. przeszło 1000°; im wyżej podgrzejemy materiał, tem więcej cementytu nadeutektoidalnego przeprowadzimy do roztworu stałego, ale tem silniej wystąpią zjawiska poprzednio omówione (wzrost trwałości austenitu), związane z podgrzaniem do wysokich temperatur, niekorzystne dla końcowego wyniku wyżarzania zmiekcniającego. Również w tym wypadku należy szukać optymalnej temperatury; jako taką temperaturę dla stali R1 na podstawie wyników naszych badań można uważać temperaturę 830—860°.

Zachowanie się stali TFC, TFE, KAWh i KACx również potwierdza wnioski teoretyczne. Przy niskich temperaturach nagrzewania, węglik wolframu (stale TFE i TFC), wanadu (stal TFE) i chromu (stale KAWh i KACx) nie przechodzą całkowicie do roztworu stałego, ale pozostają w większej części w stanie rozdrobnionym i przyczyniają się do wzrostu twardości. Przy podwyższeniu temperatury większa część węglików przechodzi do roztworu stałego i przy następnym stygnięciu wydziela się w stanie bardziej skoagulowanym. Przy jeszcze większym podwyższeniu temperatury nagrzania twardość nie wzrasta, jak to miało miejsce przy stalach podeutektoidalnych, widocznie walfram, wanad i chrom nie dopuszczają do rozrostu ziarn w wysokiej temperaturze, a więc austenit pozostaje w dalszym ciągu drobnoziarnisty i łatwo się rozpada.

Stale TFC i TFE wykazały nieco większą twardość przy temp. nagrzania 790°, niż przy temperaturze nagrzania 830°; dalsze podwyższenie temperatury nagrzania — do 860° i 890° — nie miało widocznego wpływu na twardość; na stale KAWh i KACx temperatury nagrzania 860, 910 i 950° nie wywierały większego wpływu na twardość.

3. Następnym czynnikiem, wpływającym na efekt końcowy, jest czas trzymania w temperaturze T_2 . Na podstawie badań stwierdzamy, że w czasie od 0,5 do 1,5 godz. czas trzymania nie ma wpływu na twardość końcową próbek o przekroju kwadratowym o boku 20—30 mm. Należy przypuszczać, że czas trzymania w temperaturze nagrzania również przyczynia się do wytwarzania gruboziarnistości, jak i wysokość temperatury, a więc przedłuża trwałość austenitu w temperaturach podkrytycznych i wywiera przez to niekorzystny wpływ na wynik końcowy, podobnie jak i wysokość temperatury nagrzania. W temperaturach niskich, jednak niewiele wyższych od A_{c1} , wpływ

Zależność twardości od temp. żarzenia

Temp. nagrzania . 750°
Czas żarzenia . . 6 godz.
Szybkość stygnięcia od temp. nagrzania do temp. żarzenia 2°/min.
Czas trzymania w temp. nagrzania . 1,5 godz.

Temp. żarzenia	Twardość w ° Brinella próbki po wyżarzeniu studzonej	
	z piecem	na powietrzu
650	196,0	200,0
670	180,6	183,0
700	171,0	172,4
720	168,0	180,6

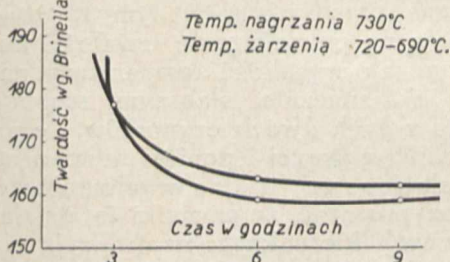
Zależność twardości od temp. nagrzania

Temp. żarzenia . . 700°
Czas żarzenia . . 6 godz.
Szybkość stygnięcia od temp. nagrzania do temp. żarzenia 2°/min.
Czas trzymania w temp. nagrzania . 1,5 godz.

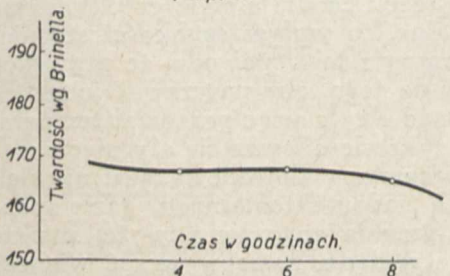
Temp. nagrzania	Twardość w ° Brinella próbki po wyżarzeniu studzonej	
	z piecem	na powietrzu
730	163,6	163,6
750	175,0	175,0
780	182,2	182,2

Stal R5.

Zależność twardości od czasu żarzenia

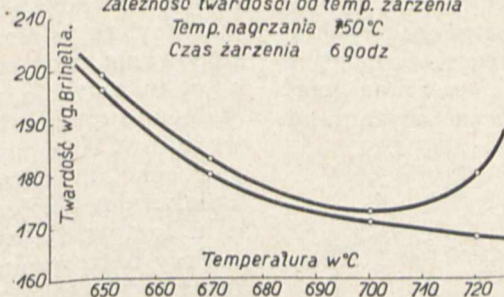


Temp. nagrzania 750°C
Temp. żarzenia 720-690°C.

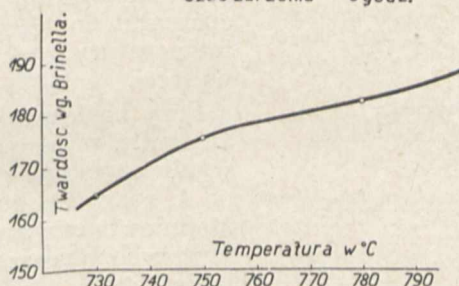


Stal R5.

Zależność twardości od temp. żarzenia
Temp. nagrzania 750°C
Czas żarzenia 6 godz



Zależność twardości od temp. nagrzania
Temp. żarzenia 700°C
Czas żarzenia 6 godz.



Zależność twardości od czasu żarzenia

Temp. nagrzania . 730°
Temp. żarzenia . . 720-690°
Szybkość stygnięcia od temp. nagrzania do temp. żarzenia 2°/mi.
Czas trzymania w temp. nagrzania . 1,5 godz.

Czas w godz.	Twardość w ° Brinella próbki po wyżarzeniu studzonej	
	z piecem	na powietrzu
3	177,0	177,0
6	159,0	163,0
9	159,0	162,0

Temp. nagrzania . 750°
Temp. żarzenia . . 690-720°
Szybkość stygnięcia od temp. nagrzania do temp. żarzenia 1°/min.
Czas trzymania w temp. nagrzania . 1,5 godz.

Czas w godz.	Twardość w ° Brinella próbki po wyżarzeniu studzonej	
	z piecem	na powietrzu
4	166,8	167,6
6	166,8	168,4
8	164,8	165,4

Zależność twardości od czasu trzymania w temp. nagrzania

Temp. nagrzania . 750°
Temp. żarzenia . . 690-720°
Czas żarzenia . . 4 godz.
Szybkość stygnięcia od temp. nagrzania do temp. żarzenia 1°/min.

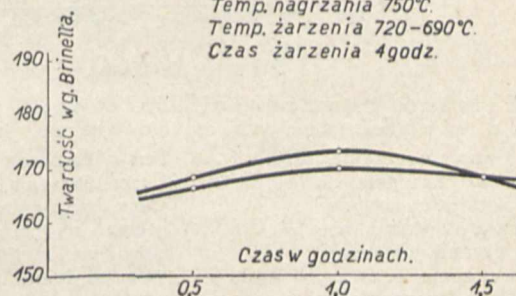
Czas w godz.	Twardość w ° Brinella próbki po wyżarzeniu studzonej	
	z piecem	na powietrzu
0,5	166,0	167,6
1	170,0	173,2
1,5	166,8	167,6

Temp. nagrzania . 750°
Temp. żarzenia . . 690-720°
Czas żarzenia . . 6 godz.
Szybkość stygnięcia od temp. nagrzania do temp. żarzenia 1°/min.

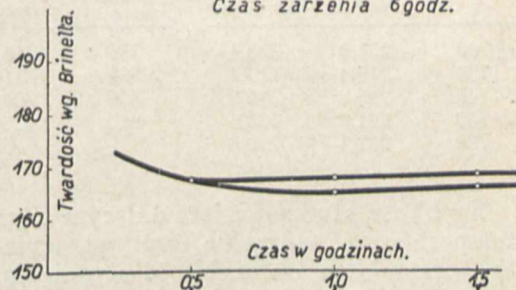
Czas w godz.	Twardość w ° Brinella próbki po wyżarzeniu studzonej	
	z piecem	na powietrzu
0,5	167,0	167,6
1	164,8	167,6
1,5	164,8	168,4

Stal R5.

Zależność twardości od czasu nagrzewania
Temp. nagrzania 750°C
Temp. żarzenia 720-690°C.
Czas żarzenia 4 godz.



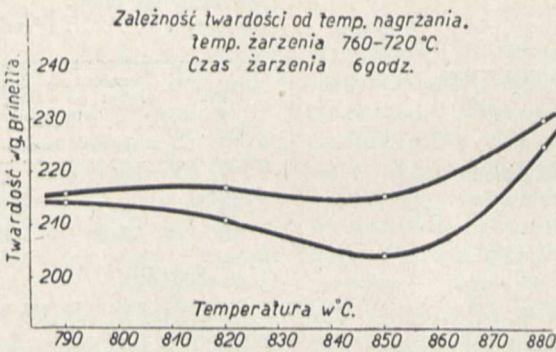
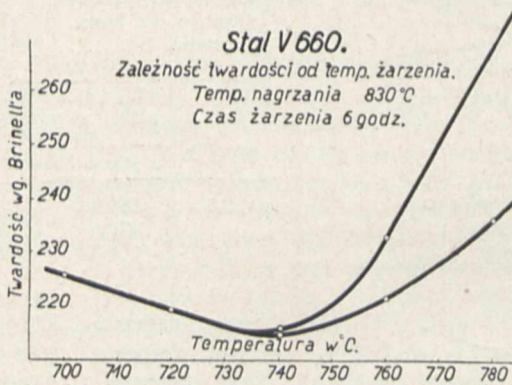
Temp. nagrzania 750°C.
Temp. żarzenia 720-690°C.
Czas żarzenia 6 godz.



czasu żarzenia jest niewielki i nie oddziałują na końcowe wyniki. Natomiast w temperaturach wyższych, stosowanych do stali nadeutektoidalnych i ledeburtycznych, węgliki dodatków stopowych skutecznie przeciwdziałają wzrostowi ziarn. Czas trzymania w temperaturze nagrzania zależy ściśle od wymiarów żarzonego przedmiotu

i powinien być przedłużany w miarę tego, im większe przedmioty mają być wyżarzone. Jako regułę można przyjąć, że czas żarzenia powinien być tylko tak długi, aby przeprowadzić do roztworu stałego całą ilość węglików, albo przy stalach nadeutektoidalnych — część węglików; dłuższe trzymanie jest niepożądane.

4. Szybkość studzenia od temperatury nagrzania (T_2) do temperatury (T_1), w której ma się rozłożyć austenit całkowicie, lub też zacząć rozkładać się (jeżeli rozpad ma być przeprowadzony w pewnym przedziale temperatur), powinna mieć następujące znaczenie dla procesu wyżarzania zmiękczającego:



Stal V 660

Zależność twardości od temp. żarzenia
Temp. nagrzania . 830 °
Czas żarzenia . . 6 godz.
Szybkość stygnięcia od temp. nagrzania do temp. żarzenia 1 °/min.
Czas trzymania w temp. nagrzania . 1 godz.

Zależność twardości od temp. nagrzania
Temp. żarzenia . . 760—720°
Czas żarzenia . . 6 godz.
Czas trzymania w temp. nagrzania . 1 godz.
Szybkość stygnięcia od temp. nagrzania do temp. żarzenia 1 °/min.

Temp. żarzenia	Twardość w ° Brinella próbki po wyżarzeniu studzonej	
	z piecem	na powietrzu
700	226,0	225,4
720	219,4	219,4
740	216,0	215,0
760	221,8	233,6
780	237,4	270,6

Temp. nagrzania	Twardość w ° Brinella próbki po wyżarzeniu studzonej	
	z piecem	na powietrzu
790	215	214
820	211	217
850	204	213
880	225	230

Szybkość studzenia jest dalszym czynnikiem, po temperaturze nagrzania, wpływającym na początek przemiany. Im szybkość stygnięcia jest większa, tem bardziej przesuwa początek przemiany (rozpadu) austenitu do niższych temperatur. Im większa jest szybkość stygnięcia, tem większa jest histereza, t. zn. zakres między punktami Ac_1 i Ar_1 ; przy przekroczeniu t. zw. szybkości krytycznej, mamy zjawisko przechłodzenia, czyli austenit zostaje zatrzymany do najniższych temperatur.

Jeżeli porównać proces stopniowanego wyżarzania zmiękczającego z procesem hartowania, to widzimy, że w pierwszej części obu procesów postępowanie zmierza do osiągnięcia tego samego celu, mianowicie przeprowadzenia do roztworu stałego, zupełnie lub częściowo, węgla względnie węglików. Natomiast w drugiej części obu procesów cel, do którego się dąży przy wyżarzaniu zmiękczającym, jest zupełnym przeciwieństwem celu hartowania zwykłego czy izotermicznego.

Przy hartowaniu izotermicznym dąży się, z pomocą szybkiego studzenia, do zatrzymania rozpadu austenitu aż do temperatur bliskich do temperatury przemiany martenzytycznej, przyczem austenit rozpada się w stałej temperaturze, bliskiej do temperatury przemiany martenzytycznej. Przy hartowaniu zwykłym zatrzymuje się rozpad austenitu do temperatur jeszcze niższych, np. do temperatury otoczenia, lub temperatury nieco wyższej.

Przy hartowaniu staramy się unikać rozpadu austenitu w temperaturach wysokich; przy hartowaniu szybkość stygnięcia nie może być mniejsza od t. zw. „szybkości krytycznej”. Natomiast przy stopniowanym wyżarzaniu zmiękczającym, im w wyższych temperaturach rozłoży się austenit, tem lepiej, gdyż produkty rozpadu będą miały tem mniejszą twardość. Austenit zaś tem łatwiej rozłoży się w wysokich temperaturach, im szybkość stygnięcia od temperatury nagrzania do temperatury rozpadu austenitu będzie mniejsza.

Rozpatrując jednak wpływ szybkości stygnięcia, należy wziąć pod uwagę, że im powolniej studzimy, tem dłużej materiał przebywa w zakresie temperatur trwałości austenitu. Poprzednio stwierdziliśmy, że czas przebywania w tym zakresie temperatur działa na powiększenie trwałości austenitu, podobnie jak wysokość temperatury nagrzania, tylko w znacznie słabszym stopniu. Wpływ każdego z tych dwóch czynników, czyli szybkości studzenia powyżej i poniżej temperatury przemiany alotropowej, trudno wyeliminować. Można tylko przypuszczać, że czynniki te, działające w przeciwnych kierunkach, neutralizują się wzajemnie w większym lub mniejszym stopniu.

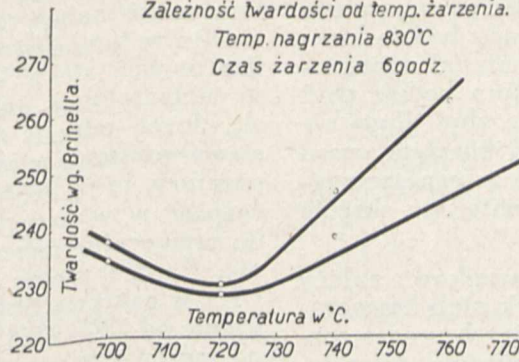
W literaturze, dotyczącej badań izotermicznej przemiany austenitu, nie wspomina się nic o wpływie szybkości stygnięcia na przebieg rozpadu austenitu. Możliwe jest, że ten czynnik nie był brany pod uwagę. Jeżeli chodzi o stale eutektoidalne i podoeutektoidalne, to wpływ szybkości stygnięcia jest ograniczony z tego powodu, że przy tych stalach dążymy do tego, aby nagrzewać je możliwie najniżej ponad Ac_1 , a więc przedział temperatur, w których zakresie odbywa się stygnięcie materiału przed przemianą alotropową, jest niewielki. Przy stalach nadeutektoidalnych, gdzie może zająć potrzeba grzania znacznie powyżej punktu Ac_1 , szybkość stygnięcia może wywrzeć większy wpływ.

Jeśli chodzi o wynik badań, to dla badanych tworzyw stalowych nie stwierdzono większego wpływu szybkości stygnięcia na wynik końcowy. Próbki ze stali REM, ostudzone od 750—700 w czasie 1 godz. i 10 minut, wykazały różnicę twardości 2° Brinella. Stal R5 dała twardość próbek studzonych od temperatury 780 — 720 w ciągu 2

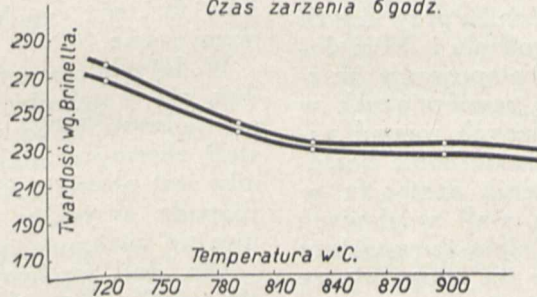
Stal TFC i TFE

Stal TFC.

Zależność twardości od temp. żarzenia.
Temp. nagrzania 830°C
Czas żarzenia 6 godz.



Zależność twardości od temp. nagrzania.
Temp. żarzenia 730-740°C.
Czas żarzenia 6 godz.



Zależność twardości od temp. nagrzania

Temp. żarzenia . . 710—730°
Czas żarzenia . . 6 godz.
Czas trzymania w temp. nagrzania . 45 min.
Szybkość stygnięcia od temp. nagrzania do temp. żarzenia 2 °/min.

Stal TFE

Temp. nagrzania	Twardość w ° Brinella próbki po wyżarzeniu, studzonej	
	z piecem	na powietrzu
790	262,0	264,8
830	255,0	255,2
870	255,0	255,0
900	249,4	250,8

Stal TFC

Temp. nagrzania	Twardość w ° Brinella próbki po wyżarzeniu, studzonej	
	z piecem	na powietrzu
790	237,4	241,0
830	228,0	229,4
870	237,4	237,4
900	225,0	229,4

Zależność twardości od temp. żarzenia

Temp. nagrzania . 830 °
Czas żarzenia . . 6 godz.
Czas trzymania w temp. nagrzania . 45 min.
Szybkość stygnięcia od temp. nagrzania do temp. żarzenia 2 °/min

Stal TFE

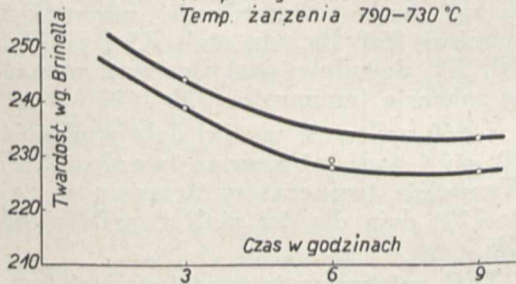
Temp. żarzenia	Twardość w ° Brinella próbki po wyżarzeniu, studzonej	
	z piecem	na powietrzu
700	253,6	255,0
720	255,0	255,2
740	246,6	252,2
760	253,7	266,2

Stal TFC

Temp. żarzenia	Twardość w ° Brinella próbki po wyżarzeniu, studzonej	
	z piecem	na powietrzu
700	233,6	237,4
720	228,0	229,4
740	238,6	246,6
760	241,0	262,0

Stal TFC.

Zależność twardości od czasu żarzenia
Temp. nagrzania 950°C.
Temp. żarzenia 790-730 °C



Zależność twardości od czasu żarzenia

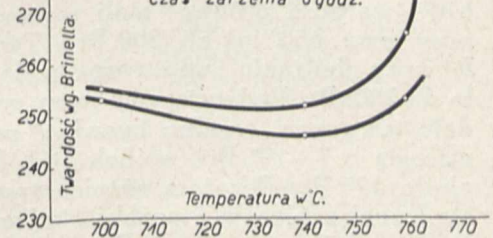
Temp. nagrzania . 830 °
Temp. żarzenia . . 730—710
Czas trzymania w temp. nagrzania . 45 min.
Szybkość stygnięcia od temp. nagrzania do temp. żarzenia 2 °/min

Stal TFE

Czas w godz.	Twardość próbki po wyżarzeniu, studzonej	
	z piecem	na powietrzu
3	259,2	262,0
6	255,0	255,2
9	250,8	253,3

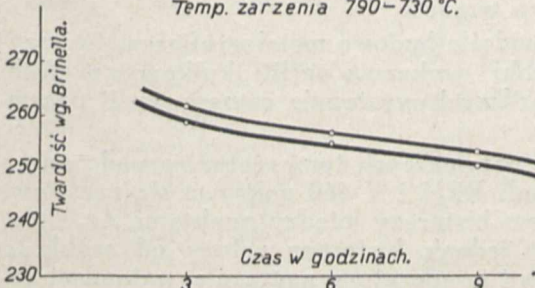
Stal TFE.

Zależność twardości od temp. nagrzania.
Temp. nagrzania 830°C.
Czas żarzenia 6 godz.



Stal TFE.

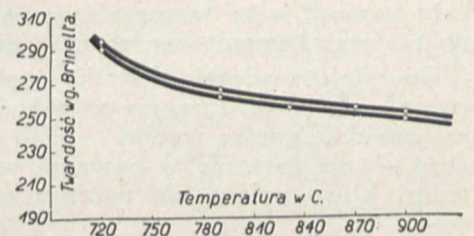
Zależność twardości od czasu żarzenia
Temp. nagrzania 950°C.
Temp. żarzenia 790-730 °C.



Stal TFC

Czas w godz.	Twardość próbki po wyżarzeniu, studzonej	
	z piecem	na powietrzu
3	238,6	243,8
6	228,0	229,4
9	229,4	233,6

Zależność twardości od temp. nagrzania.
Temp. żarzenia 730-740°C.
Czas żarzenia 6 godz



godz. i 10 minut nie różniącą się prawie od siebie. Na twardość próbek tejże stali studzonych od temp. 730—740 do temp. 720° szybkość studzenia nie może mieć wpływu. Przeróbki ze stali R1, studzone od 860—700° w ciągu 1 godz. i w ciągu 3 godz., nie ujawniły większej różnicy twardości. Próbki ze stali V 660, studzone od temperatury 850—760° w ciągu 5 minut i 40 minut, także nie wykazały większej różnicy twardości.

5. Wysokość temp. T_1 jest najważniejszym czynnikiem, wpływającym na ostateczny wynik procesu stopniowanego wyżarzania zmiekczonego. Austenit możemy rozłożyć albo w pewnej stałej temperaturze, albo też w pewnym zakresie temperatur. W pierwszym wypadku temperaturą rozpadu będzie pewna stała temperatura, w której chcemy austenit całkowicie rozłożyć. W danym wypadku temperaturą rozpadu będzie pewien za-

kres temperatur, w których austenit ma być rozłożony. Dobór tej temperatury ma największe znaczenie dla przebiegu procesu. Gdy temperatura ta będzie zbyt niska, to czas rozpadu będzie krótki, ale produkty rozpadu (t. zn. materiał wyżarzony) będą twarde. Gdy temperatura będzie zbyt wysoka, to czas wyżarzania może zbyt długo się przeciągnąć. Możemy więc albo kosztem czasu uzyskać niższe twardości, albo też za cenę zrezygnowania z dużego zmiękczenia materiału skrócić czas wyżarzania.

Dla uzyskania optymalnych warunków należy znaleźć dla poszczególnych marek stali temperatury pośrednie, t. zn. takie, w których proces rozpadu przebiega już z pewną szybkością, dając jeszcze produkty rozpadu o niezbyt dużej twardości. Czy dogodniej jest rozłożyć austenit w stałej temperaturze, czy też w pewnym zakresie temperatur, zależy jedynie od stopnia trwałości austenitu. Ponieważ zaś trwałość austenitu przy innych równych warunkach zależy od rodzaju i ilości dodatków stopowych, więc też postępowanie zależy od typu stali. Do stali nie zawierających w większej ilości dodatków hamujących rozpad austenitu (stale węglowe) można zastosować postępowanie, polegające na rozłożeniu austenitu w jednej stałej temperaturze. Dla stali węglowych R1 i R5 można przyjąć za taką stałą temperaturę 700°; po rozłożeniu austenitu w tej temperaturze (t. zn. po żarzeniu w tej temperaturze przez pewien okres czasu) twardość próbek stali R5 wynosiła od 163 do 174° Br., zależnie od czasu żarzenia próbek; stali R1 — od 177 do 190° Br. Przy obniżeniu temp. rozpadu austenitu do temperatur niższych, twardość próbek wzrastała (przy temp. 670° twardość próbek stali wynosiła ok. 180, a przy temp. 650° już ok. 200 Br.). Twardość próbek R1 przy obniżeniu temp. rozpadu do 670° wzrastała do 200° Br. Podwyższenie temp. rozpadu do 720° dało też gorsze wyniki; twardość próbek stali R5 wzrosła o 5—10° Br., próbek stali R1 — również około 10° Br. Pozatem różnica twardości próbeki studzonej z piecem i próbki studzonej na powietrzu wynosiła najwyżej 5° Br., o ile próbki wytrzymały w temperaturze stałej 700° i niższych, natomiast próbki żarzone w temp. stałej 720° wykazywały różnicę tę w wysokości przeszło 10—15° Br. Dowodzi to, że w temperaturze 720° rozpad austenitu przebiega już bardzo wolno i chcąc rozłożyć cały austenit w tej temperaturze należałoby przedłużyć czas żarzenia bardzo znacznie.

Gdy stale zawierają dodatki stopowe, hamujące rozpad austenitu, żarzenie w jednej stałej temperaturze daje gorsze wyniki — jeśli chodzi o twardość — niż żarzenie w pewnym zakresie temperatur, który poleca się przekraczać bardzo powoli.

Stal REM, żarzona w temperaturze stałej 640°, wykazuje twardość 201° Br., w temperaturze stałej 680—211° Br. Natomiast bardzo powolne studzenie w zakresie temperatur 700—640 w ciągu tego samego czasu, co żarzenie w stałej temperaturze, daje twardość 180—190° Br. Temperatury żarzenia poniżej 640° dają twardości powyżej 210° Br. Dla stali V 660 różnica między twardościami próbek żarzonych w stałej temperaturze i pewnym zakresie temperatur jest mniejsza; wynosi 10—15°

Br. Różnice twardości między próbkami żarzonymi w jednej temperaturze, a w pewnym zakresie temperatur należy przypisać temu, że rozpad austenitu w temperaturach wyższych przebiega bardzo powoli, ale w każdym razie zachodzi, nawet w temperaturze najbardziej bliskiej temperatury A₁. Jeżeli od razu studzić stal, znajdującą się w stanie roztworu stałego γ , do pewnej stałej temperatury, to ta część austenitu, która mogłaby się rozpaść w wyższych temperaturach, zachowa się do temperatur niższych i tam się dopiero rozpadnie. Bardzo wolne żarzenie stali węglowych R1 i R5 w zakresie temperatur 720—690° (t. zn. studzenie od 720—690) daje wyniki lepsze o ok. 5° Br. od żarzenia w optymalnej temperaturze stałej 700° (również w ciągu 6 godz.). Występuje to jednak tylko przy żarzeniu dłuższym, trwającym 6 godzin; przy żarzeniu krótszym, 3-godzinnym, żarzenie w stałej temperaturze 700° daje wynik lepszy o 3—4° Br., niż studzenie od 720—690° w tym samym czasie.

W dotychczasowych badaniach, o których znajdują się wzmianki w literaturze, żarzenie przeprowadzano tylko w stałej temperaturze, nawet stali chromowo-niklowej, w której rozpad austenitu jest utrudniony. Jako optymalne temperatury rozpadu austenitu, na podstawie badań, można uważać następujące:

Dla stali węglowych R1 i R5 — temperaturę stałą 700°, albo zakres temperatur 720—690°. Jeśli chodzi o skrócenie czasu wyżarzania przy uzyskanej twardości 170—180° Br., dogodniej jest stosować rozpad austenitu w temperaturze stałej 700°; jeżeli zaś chodzi o uzyskanie minimalnej twardości poniżej 160° Br. dla stali R5 i poniżej 180° dla stali R1, dogodniej jest stosować rozpad austenitu w zakresie temperatur 720—690°.

Dla stali V 660 najlepsze wyniki dało studzenie od 770—730; po 4 godz. otrzymano twardość 211° Brinella. Wszystkie temperatury żarzenia w zakresie 760—720° dają dla tej stali twardości od 200—220° Br.

Dla stali TFC optymalną temperaturą jest temperatura 720°; dla stali TFE — 740°; dla stali KAWh — 760°; dla stali KACx temperatury żarzenia od 820—760° dają prawie te same twardości; dopiero przy temperaturze żarzenia 730° twardość nieco wzrasta.

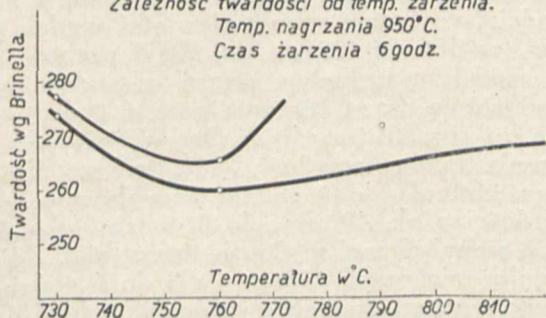
Jeśli chodzi o budowę metalograficzną, to wszystkie próbki wykazują perlit kulkowy; w próbkach twardszych występuje czasem perlit pasemkowy.

Zakres optymalnych temperatur rozpadu austenitu w stali REM i V 660 pokrywa się częściowo z zakresem histerezy między punktami A_{c1} i A_{r1}. Ponieważ jednak histereza zależy od szybkości stygnięcia i temperatury nagrzania, natomiast optymalne temperatury rozpadu austenitu w stali danej marki są stałe, przeto zgodność ta zachodzi jedynie w pewnych warunkach wysokości nagrzania i szybkości stygnięcia, w których określono punkty przejścia. Zakres histerezy w odniesieniu do stali REM wynosił 730—620°, natomiast zakres optymalnych temperatur rozpadu austenitu wynosi 700—640°. Dla stali V 660 zakres histerezy wynosił 800—680°, a zakres temperatur, w którym otrzymano najlepsze wyniki, 770—730°.

Stal KACx i KAWh

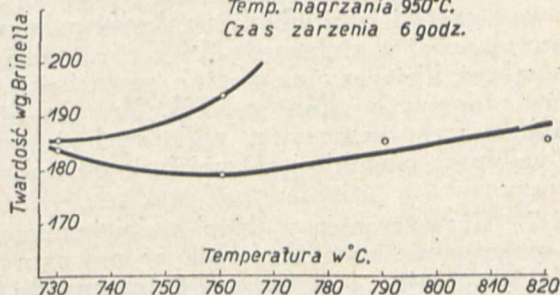
Stal KACx.

Zależność twardości od temp. żarzenia.
Temp. nagrzania 950°C.
Czas żarzenia 6godz.

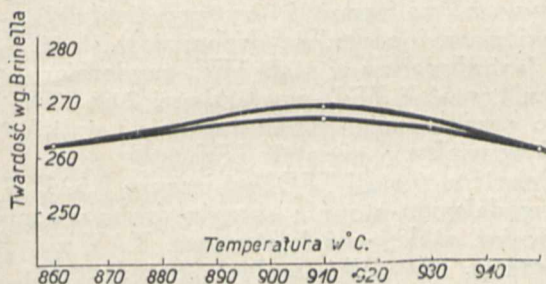


Stal KAWh.

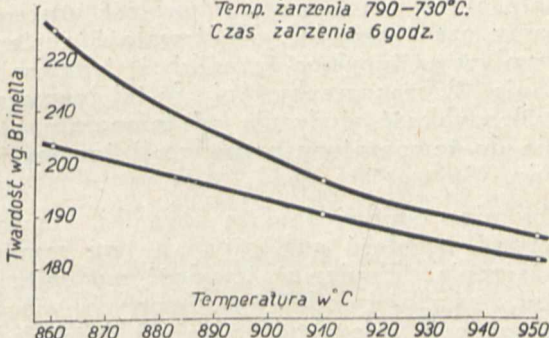
Zależność twardości od temp. żarzenia.
Temp. nagrzania 950°C.
Czas żarzenia 6godz.



Zależność twardości od temp. nagrzania.
Temp. żarzenia 790-730°C.
Czas żarzenia 6godz.



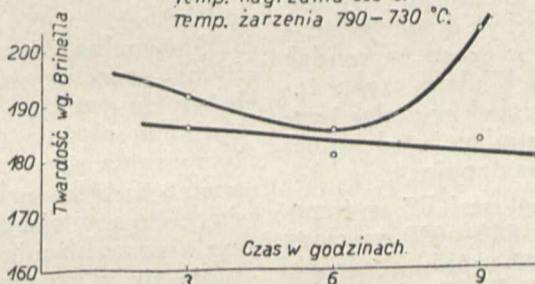
Zależność twardości od temp. nagrzania.
Temp. żarzenia 790-730°C.
Czas żarzenia 6godz.



Zależność twardości od temp. żarzenia
Temp. nagrzania . 950 °
Czas trzymania w temp. nagrzania . 20 min.
Czas żarzenia . . 6 godz.
Szybkość stygnięcia od temp. nagrzania do temp. żarzenia 3 °/min.

Stal KAWh.

Zależność twardości od czasu żarzenia
Temp. nagrzania 950 °C.
Temp. żarzenia 790-730 °C.



Zależność twardości od temp. nagrzania
Temp. żarzenia . . 730-790 °
Czas żarzenia . . 6 godz.
Czas trzymania w temp. nagrzania . 20 min.
Szybkość stygnięcia od temp. nagrzania do temp. żarzenia 3 °/min.

Stal KACx

Temp. żarzenia	Twardość w ° Brinella próbki po wyżarzeniu studzonej	
	z piecem	na powietrzu
730	277,0	273,8
760	260,6	264,8
790	272,2	325,4
820	262,0	470,2

Stal KACx

Temp. nagrzania	Twardość w ° Brinella próbki po wyżarzeniu studzonej	
	z piecem	na powietrzu
860	262,0	262,0
910	267,7	269,0
950	260,6	260,6

Stal KAWh

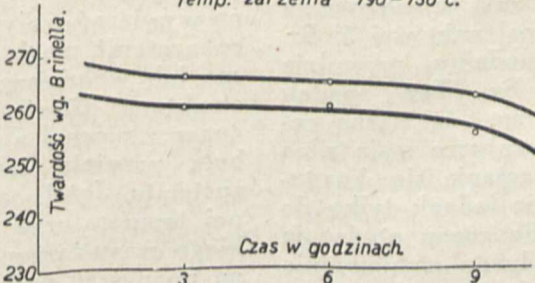
Temp. żarzenia	Twardość w ° Brinella próbki po wyżarzeniu studzonej	
	z piecem	na powietrzu
730	184,0	185,4
760	179,0	193,6
790	185,4	325,4
820	175,4	384,6

Stal KAWh

Temp. nagrzania	Twardość w ° Brinella próbki po wyżarzeniu studzonej	
	z piecem	na powietrzu
860	203,0	225,0
910	190,0	196,0
950	181,0	185,4

Stal KACx.

Zależność twardości od czasu żarzenia
Temp. nagrzania 950 °C.
Temp. żarzenia 790-730 °C.



Zależność twardości od temp. żarzenia

Temp. nagrzania . 950 °
Temp. żarzenia . . 730-790 °
Czas trzymania w temp. nagrzania . 20 min.
Szybkość stygnięcia od temp. nagrzania do temp. żarzenia 3 °/min

Stal KACx

Czas w godz.	Twardość próbki po wyżarzeniu studzonej	
	z piecem	na powietrzu
3	260,6	266,2
6	260,6	260,6
9	255,0	272,0

Stal KAWh

Czas w godz.	Twardość próbki po wyżarzeniu studzonej	
	z piecem	na powietrzu
3	186,2	192,0
6	181,0	185,4
9	183,8	204,0

Przy stalach węglowych R1 i R5 zakres histerezy 720—690° pokrywa się z zakresem optymalnych temperatur rozpadu austenitu. A więc w stalach mających mały zakres histerezy, jak np. stale węglowe R1 i R5, obydwa zakresy pokrywają się; natomiast w stalach REM i V 660, mających duży zakres histerezy na skutek zawartości dodatków stopowych (Mn w REM, Mn, Cr, Si w V 660), zakres temperatur, w których żarzenie daje najlepsze wyniki, jest mniejszy od zakresu histerezy.

6 i 7. Czas żarzenia w danej stałej temperaturze, ewentualnie czas studzenia w pewnym zakresie temperatur, jest to czas potrzebny do zupełnego rozłożenia się austenitu i do wzrostu koagulacji ziarn po dokonany rozpadzie austenitu. Czas rozpadu austenitu zależy od jego trwałości, dlatego też, zmniejszając trwałość austenitu, skracamy czas rozpadu. Na trwałość austenitu mają wpływ następujące czynniki: 1) temperatura nagrzania, 2) czas przebywania w tej temperaturze, 3) szybkość studzenia od temperatury nagrzania do temperatury rozpadu, 4) temperatura rozpadu.

Dobierając odpowiednio te czynniki, możemy zmniejszyć trwałość austenitu, a tem samym i czas żarzenia. Ponieważ trwałość austenitu zależy od zawartości dodatków stopowych, więc też i czas żarzenia zależy od rodzaju i ilości dodatków stopowych, zawartych w danej marce stali, i musi być tem dłuższy, im bardziej silny jest ich wpływ na trwałość austenitu. Przedłużenie czasu wyżarzania, poza czas rozpadu austenitu, powoduje dalszy spadek twardości, niezbyt duży. W miarę wzrostu czasu żarzenia wpływ czasu na spadek twardości jest coraz mniejszy. Wpływ czasu żarzenia (t. zn. czasu trzymania próbek w stałej temperaturze, ewentualnie czasu ostudzenia od jednej temperatury do drugiej) jest następujący:

3 godzinne żarzenie stali węglowej R5 w temp. 720—690° (t. zn. studzenie od 720—690 w ciągu 3 godzin) dało tę samą twardość próbki studzonej z piecem i na powietrzu —177° Br. Stąd wynika, że 3 godziny jest to czas dla danej masy zupełnie wystarczający do rozłożenia austenitu w tym zakresie temperatur. Przedłużenie czasu studzenia do 6 godz. daje twardość około 160° Br.; różnica twardości między próbką studzoną w piecu i na powietrzu po wyżarzeniu wynosi najwyżej 5° Br. Przedłużenie żarzenia o 3 godziny wywołuje więc spadek twardości o 17° Br. Ten spadek twardości należy przypisać temu, że ziarna cementytu i ferrytu w tej temperaturze mają silną tendencję do koagulacji i rozrastania się; koagulacja ziarn cementytu następuje jednak tylko do pewnego stopnia. Przedłużenie czasu studzenia do 9 godzin nie dało już żadnego zmniejszenia twardości. Również przedłużenie żarzenia w stałej temperaturze 700° z 3 godzin do 6 godzin wywołało zmniejszenie twardości ze 174 do 163° Br.

Wszystkie badane próbki stali R5, studzone w piecu i na powietrzu, po upływie 6 godzin nie wykazywały większej różnicy twardości niż 5° Br., z wyjątkiem próbek żarzonych w 720°, przy których różnica wynosiła przeszło 10° Br. Próbki stali REM, studzone w piecu i na powietrzu, już po 4 godz. żarzenia w zakresie 700—640 nie mia-

ły różnic twardości; przedłużenie czasu żarzenia do 6 godzin wywoływało minimalny spadek twardości: ze 188 do 186° Br.; dalsze przedłużenie (do 8 godzin) wywołuje znowu niewielki spadek twardości (ze 186 do 180°). Stal REM zachowuje się więc pod tym względem inaczej od stali R5, gdzie przedłużenie czasu żarzenia poza 6 godz. nie dawało już spadku twardości. Stal V 660 po 3 godz. żarzenia miała twardość 219° Br.; przedłużenie czasu żarzenia do 6 godzin wywoływało spadek twardości o ok. 10° Br., do 9 godzin — o dalsze kilka stopni Brinella. Co się tyczy stali TFC, to przedłużenie czasu żarzenia z 3 do 6 godzin wywołuje pewien spadek twardości (ok. 10° Br.); przedłużenie czasu żarzenia z 6 do 9 godzin nie ma widocznego wpływu. Przedłużenie czasu żarzenia stali TFE w temp. 730—710° z 3 do 9 godzin nie daje żadnego zmniejszenia twardości. Zachowanie się stali TFE i TFC należy tłumaczyć wpływem wolframu, który przeciwdziała rozrostowi ziarn i powoduje drobnoziarnistość; wpływ ten jest silniejszy w stali TFE, zawierającej 6,29% W, niż w stali TFC, zawierającej 2,68% W. i dlatego przedłużenie czasu żarzenia stali TFC ma wpływ większy, niż stali TFE.

Pozatem w stali TFE jest jeszcze 0,52% V, który w dalszym stopniu sprzyja drobnoziarnistości. Również stale wysokostopowe KAWh i KACx wykazują niewielki wpływ przedłużenia czasu żarzenia z 3 do 9 godzin.

Z powyższego można wyciągnąć wniosek, że wyżarzanie zmiekczone stali narzędziowych wolframowych i stali chromowych może trwać bardzo krótko.

Optymalne temperatury rozpadu austenitu (temp. żarzenia w dolnej temperaturze T_1) są zależne od czasu; przy skróceniu czasu żarzenia optimum ulegnie przesunięciu w stronę niższych temperatur, gdyż czas ten wystarcza do rozłożenia austenitu tylko przy zwiększonej szybkości rozpadu, co ma miejsce w niższych temperaturach. W razie przedłużenia czasu żarzenia, optimum przesunie się w stronę wysokich temperatur, bo przy długim żarzeniu austenit będzie miał czas rozłożyć się i w wysokiej temperaturze, a materiał wyżarzany będzie miększy.

8. Szybkość stygnięcia od temperatury rozpadu austenitu do temperatury otoczenia nie powinna wywierać wpływu na twardość końcową. Skoro austenit uległ całkowitemu rozkładowi, szybsze lub wolniejsze stygnięcie nie może zmienić struktury. Różnica twardości między próbką stygnącą z piecem a próbką ostudzoną na powietrzu była przyjęta jako wskaźnik stopnia rozpadu austenitu. Jeżeli cały austenit nie zdażył się w danej temperaturze rozłożyć z powodu zbyt krótkiego czasu żarzenia, to wtedy w próbce stygnącej na powietrzu rozpad jego musiał nastąpić w niższych temperaturach. Rzeczywiście, różnice twardości między próbką stygnącą z piecem i na powietrzu występują tylko w próbkach żarzonych w wysokich temperaturach i w próbkach, których czas żarzenia był krótki; różnice twardości są tem większe, im krótszy był czas żarzenia i im wyższa temperatura żarzenia. Przy próbkach żarzonych w niskich temperaturach i przy przedłużeniu czasu żarzenia w wysokich temperaturach, różnice twardości zmniejszają się. Próbki stali

R5, żarzone 6 godzin w temperaturze 720°, wykazywały różnice twardości 20—10° Br; żarzone 6, 4 i 3 godziny w temperaturze 700 wykazywały różnice twardości najwyższej 5° Brinella. Próbki stali R1 żarzone 6 godz. w temperaturze 670 nie wykazywały różnic twardości; w temperaturze 700° różnice dochodzą do 10° Br. W próbkach stali V 660 różnica twardości próbek studzonych z piecem i na powietrzu wynosiła po 6 godz. żarzenia w temperaturze 780° około 33° Br., w temperaturze 760 — 12° Br., w temp. 740 — 1° Br., w temp. 720 i 700° twardość obu próbek była taka sama.

Próbki stali REM po 6 godz. żarzenia w temperaturze 680 miały różnicę twardości 60° Br., po 6 godz. żarzenia w 640° twardość była prawie ta sama. Po 4, 6 i 8 godz. żarzenia w zakresie 700—640° różnice twardości próbek były minimalne, najwyższej 3° Br.

Próbki stali TFC, TFE, KACx i KAWh, studzone w piecu i na powietrzu, po 3 godz. żarzenia wykazywały różnice twardości najwyższej 10° Br.

Jako struktura metalograficzna badanych próbek żarzonych we wszystkich temperaturach występuje perlit kulkowy. W stali R5 różnica między perlitem kulkowym, otrzymanym w wyższych lub niższych temperaturach, polega na większej koagulacji ziarn cementytu. Również i w próbkach żarzonych przez różny okres czasu występuje po dłuższym żarzeniu w stałej temperaturze podobna różnica w stopniu koagulacji ziarenek cementytu. W stali R1 cementyt nadeutektoidalny występuje w postaci większych lub mniejszych skupień. W stalach REM i V 660 mamy do czynienia z perlitem kulkowym mniej lub więcej skoagulowanym. W stalach TFC, TFE, KAWh i KACx występuje perlit kulkowy, a w próbkach twardszych — perlit pasemkowy.

Otrzymane wyniki można zreasumować z dwóch punktów widzenia: 1) otrzymania maksymalnej miękkości i 2) najkrótszego czasu żarzenia. Minimalne twardości poszczególnych stali otrzymano następująco:

Stal	Twardość w ° Brinella	Temperatura żarzenia ° C	Temperatura nagrzania ° C
REM	174,0	700 — 640	730 — 750
R5	159,0	720 — 690	730 — 750
R1	177,0	720 — 690	830 — 860
V660	204,0	760 — 720	830 — 850
TFC	245,0	730 — 710	} 830
TFE	246,6	740 — 720	
KAWh	179,0	780 — 740	} 950
KACx	260,6	820 — 760	

Jeśli chodzi o czas żarzenia, to otrzymano następujące twardości dla poszczególnych stali po 3 godz. żarzenia:

Stal REM	188,0
R5	174,0
V660	219,4
TFC	223,8
TFE	262,0
KACx	260,6
KAWh	185,4
R1	177,0

Całkowity czas operacji we wszystkich powyższych wypadkach był dłuższy o 1 do 1,5 godz., bo, oprócz czasu żarzenia, zawierał czas nagrza-

nia do temp. ponad Ac₁, czas trzymania w tej temperaturze (mniej więcej odpowiadający czasowi trzymania w temp. hartowania) i czas stygnięcia od temperatury nagrzania do temperatury żarzenia. Po wyżarzeniu próbki studzono na powietrzu.

Przebieg rozpadu austenitu w temperaturach stałych zależy od wysokości tych temperatur. W temperaturach niskich ziarna ferrytu i cementytu, powstałe z rozpadu austenitu, nie mają dostatecznej energii do rozrostu i koagulacji; im wyższa jest temperatura, tem zdolność do rozrostu i koagulacji ziarn ferrytu i cementytu są większe.

Wszystkie procesy obróbki cieplnej, oparte na rozpadzie austenitu w stałych temperaturach, zależą pod względem doboru temperatury rozpadu od tego, jakie właściwości chce się nadać materiałowi stalowemu. Ponieważ w danym wypadku chodziło tylko o zmiękczenie materiału dla ułatwienia dalszej obróbki mechanicznej, obracamy się więc w górnym zakresie temperatur rozpadu austenitu, w zakresie, gdzie produktem rozpadu austenitu jest perlit kulkowy i pasemkowy. Przy obniżeniu temperatur rozpadu możnaby otrzymać strukturę sorbityczną. Czas rozpadu, a więc czas żarzenia, skróciłby się przez to niepomiernie.

Aby osiągnąć największą korzyść ze stosowania stopniowanego wyżarzania, należałoby dobrze ustalić, jakie twardości materiału są najbardziej odpowiednie do obróbki mechanicznej. Niekoniecznie jest pożądane maksymalne zmiękczenie materiału. Każde obniżenie wymagania co do twardości o parę stopni Brinella może znacznie skrócić czas żarzenia.

Jakie korzyści może dać zastosowanie stopniowanego wyżarzania zmiękczającego, opartego na „izotermicznym” rozpadzie austenitu w stałych temperaturach, w zastosowaniu praktycznym w hucie?

Korzyści ewentualnego zastosowania tej metody można ująć w trzy punkty:

Pierwszą możliwością jest skrócenie czasu wyżarzania zmiękczającego. Obecne metody wyżarzania zmiękczającego są dwu typów: pierwszy polega na żarzeniu przez pewien przeciąg czasu w zakresie temperatur leżących nieco niżej punktu przemiany, przez co następuje koagulacja ziarn cementytu i rozrost ziarn ferrytu; drugi sposób polega na ogrzaniu nieco wyższemu ponad punkt Ac₁ i następnym powolnym studzeniu.

W pierwszym wypadku otrzymujemy strukturę perlitu kulkowego, jako gwarantującą najmniejszą twardość w znacznie krótszym czasie; w drugim wypadku skrócenie czasu będzie jeszcze silniejsze, gdyż przy tem wyżarzaniu stygnięcie prowadzi się wolno i równomiernie od temperatury nagrzania do temperatury otoczenia, proces zaś rozpadu austenitu zachodzi w pewnym wąskim przedziale temperatur. W tym wypadku rozpad austenitu w pewnej stałej temperaturze likwiduje tę zbyteczną stratę czasu.

Drugą ważną korzyścią jest możliwość zastosowania stopniowanego wyżarzania do gorących wlewków, czy też kęsów i surówek kutych lub walcowanych, gdzie ten sposób wyżarzania

może być skutecznym środkiem do uniknięcia, wzgl. usunięcia szeregu wad stali stopowych, jak paczenie się, pęknięcia, a nawet zarazki „płatków”. Chłodzenie wlewków oraz materiałów odkutych i walcowanych jest bardzo czułym punktem produkcji stali stopowych. Z reguły stale stopowe chłodzi się wolno. Głównym celem tego chłodzenia jest wolne przejście przez zakres przemiany martenzytycznej. Jeśli z jakichkolwiek przyczyn, np. stygnąc na powietrzu, stal przechodzi prędko przez punkt przemiany martenzytycznej, lub też przemiana martenzytyczna nie zdąży się dokonać, a następuje szybkie studzenie, wówczas powstają naprężenia wewnętrzne, które przyczyniają się do powstawania pęknięć mikroskopijnych, a według niektórych hipotez nawet do powstawania płatków.

Obecnie przypuszczamy, że przemiana martenzytyczna, związana z powiększeniem objętości, jest poważną przyczyną szeregu braków. Jeżeli stygnięcie wlewków bezpośrednio po ich odlaniu, albo materiału po kuciu lub walcowaniu, zatrzymamy w pewnej temperaturze tak długo, by austenit mógł się w tej temperaturze zupełnie rozłożyć, wówczas dalsze stygnięcie nie będzie miało tak wielkiego wpływu. Warunki żarzenia mogą ulec pewnym zmianom, np. należy przypuszczać, że żarzenie wlewków po ich odlaniu będzie musiało być dłuższe, gdyż austenit bezpośrednio po skrzepnięciu stali jest bardziej gruboziarnisty i bardziej trwały niż austenit w stali, która przeszła przez szereg wstępnych operacji cieplnych.

Należy przypuszczać, że ta metoda może dać szczególnie dobre wyniki przy studzeniu materiałów bezpośrednio po obróbce plastycznej na gorąco. Ziarna austenitu są wtedy rozdrobnione, więc rozpad w tym wypadku powinien iść prędko. Rozkładając w tym wypadku austenit w pewnej temperaturze, nietylko możemy skrócić czas stygnięcia, zmniejszyć możliwość powstawania braków, ale i otrzymać materiał, od razu nadający

się do obróbki mechanicznej, bez poprzedniego żarzenia zmiękczającego.

Trzecią korzyścią jest otrzymanie przy rozpadzie austenitu w stałej temperaturze lub też w pewnym zakresie temperatur jednolitej i równej struktury, co powinno wpłynąć dodatnio na własności mechaniczne i ułatwić obróbkę cieplną, zwłaszcza stali narzędziowej,

Le récuît graduel (isothermique) adoucissant

R é s u m é :

Progrès récents des méthodes du traitement thermique, basées sur la production du phénomène de la transformation de l'austénite aux températures constantes, ont mis en avant le problème de l'application de mêmes méthodes au récuît adoucissant, en vue de le faciliter. Les auteurs avaient pour but les recherches sur les facteurs influençants les résultats d'un tel récuît, nommé isothermique.

Se basant sur le diagramme de Davenport et Bain présentant la vitesse de décomposition de l'austénite aux diverses températures constantes, les auteurs constatent que la dureté des produits de la décomposition de l'austénite est d'autant plus petite que la température de la décomposition est plus haute; d'autre part, la vitesse de la décomposition atteint son maximum à la température différant de 100 — 150° C de la température de l'équilibre. Or, le récuît à la température de la vitesse max. de la décomposition de l'austénite réduit au minimum le temps de celle-ci, mais donne des produits assez durs. Au contraire, le récuît à la température voisine de la température de l'équilibre donne des produits d'une dureté minimale, mais le temps de la décomposition est long, surtout pour les aciers spéciaux.

Par conséquent, les températures optimales du récuît adoucissant sont celles intermédiaires entre la température de l'équilibre et la température de la vitesse maximum de la décomposition.

Les auteurs analysent l'influence qu'exercent sur la dureté finale du produit récuît les facteurs suivant: vitesse, température et temps de réchauffage, vitesse de refroidissement jusqu'à la température du récuît, temps du récuît, vitesse du refroidissement à partir de la température du récuît jusqu'à la température de l'entourage.

Enfin ils montrent les avantages de l'application du récuît graduel: 1) réduction du temps de cette opération; 2) obtention d'une structure homogène; 3) possibilité d'éviter le récuît des produits laminés et forgés à chaud.

Własności wytrzymałościowe stali sprężynowych w zależności od zastosowanej obróbki cieplnej

Dr. inż. I. Feszczenko-Czopłowski
i inż. meł. Z. Wusatowski

Referat zjazdowy

Zastosowanie sprężyn i ich rola jako części mechanizmu. — Typowe stale sprężynowe; ich własności, obróbki cieplna; dodatki stopowe (Mn, Si, Cr, V, Mo). — Wytrzymałość na zmęczenie stali sprężynowych. — Wpływ odwęglania. — Badania własne autorów: własności wytrzymałościowe i mikrostruktura w zależności od temperatury odpuszczania oraz hartowania; wytrzymałość na zmęczenie badanych stali; wpływ Si, Mn, Cr i V na własności stali sprężynowych. — Wnioski.

1. Zastosowanie sprężyn.

SPRĘŻYNA jest częścią wielu konstrukcji, których zadaniem jest sprężycie poddawać się obciążeniom. Sprężyny muszą więc posiadać wysoką granicę sprężystości²⁰⁾.

Sprężyna jest typowym przykładem elementu, narażonego na wszystkie trzy rodzaje naprężeń, występujących w tworzywie, a mianowicie: a) statyczne, b) dynamiczne, c) zmęczeniowe. Zadanie sprężyn jest następujące:

1. Przejąć i stłumić uderzenia i wstrząśnięcia, przejąć naprężenia, nie zawsze dające się ująć, i skierować je dalej w innej postaci. Czasem sprężyna musi zniszczyć częściowo lub w całości dzia-

łające na nią naprężenia czy obciążenia, by zmniejszyć je lub zapobiec przeniesieniu się ich na inne części maszyny (sprężyny piórowe, spiralne, śrubowe, pierścienie sprężyste i t. d.).

2. Być zasobnikiem energii, czyli przyjąć pracę i oddać ją (sprężyny do zegarków, gramofonów i t. p.).

Od sprężyn więc żądamy dwu sprzecznych ze sobą własności. W pierwszym wypadku muszą one wchłonać energię mechaniczną w zakresie swych możliwości lub przetworzyć ją na inny rodzaj energii. W drugim wypadku żądamy, by włożona energia mechaniczna zwrócona została w tej samej postaci, możliwie bez strat.

W obu wypadkach sprężyna spełnia swe zadanie przez swą dużą sprężystość. W pierwszym wypadku musi ona posiadać jaknajwiększą „zdolność wchłaniania” w drugim — jaknajmniejszą.

Od dobrej stali sprężynowej żąda się następujących własności wytrzymałościowych: $Q = 100-150 \text{ kg/mm}^2$, $R_r = 110-160 \text{ kg/mm}^2$, $A = 8,0-4,0\%$, $C = 40-25\%$, a przedewszystkiem granicy sprężystości (S) leżącej niewiele niżej od żądanej granicy płynności. Pożądane jest, by udarność była duża; wiemy jednak dużo o dobrej pracy sprężyn o niskiej udarności.

W tabeli 1 podano żądany skład chemiczny stali sprężynowych, stosowanych w kolejnictwie, według przepisów odbiorczych różnych krajów.

TABELA 1.

Kraj	C	Si	Mn	P	S	R_r (walc.) kg/mm ²	A_{10} (walc.) %
Niemcy	0,40—0,55	1,5—1,8	0,5—0,75	0,05	0,05	85	12
Anglja	0,45—0,70			0,05	0,05		
Francja				0,07			
Polska						70	12
U. S. A.	0,55—0,65	1,8—2,2	0,6—0,90	0,045	0,045		
Z. S. R. R.						70	

Dla stali niemieckiej o $R = 85 \text{ kg/mm}^2$ przepisy podają następującą obróbkę cieplną: hartować w wodzie od $820-850^\circ$, woda ma mieć temperaturę $50-60^\circ$, odpuszczać w $470-520^\circ$.

Przepisy odbiorcze obejmują zasadniczo próby na rozciąganie, zginanie i twardość. Dadzą one nam oczywiście pogląd na jakość materiału i jego obróbkę, lecz w zakresie pewnych możliwości. Wobec tego przepisy odbiorcze często korzystają z prób, które mają dać wskazówki co do zachowania się stali sprężynowej w warunkach normalnej pracy. Zachodzi jednak pytanie, czy możliwe jest uzyskanie takiej oceny zapomocą badań krótkotrwałych. Pod tym względem dalej niż inne kraje poszły Niemcy, przepisując, aby każdą sprężynę po sporządzeniu 60 razy zgięto. W literaturze jednak nie można się spotkać ze wzmianką, by kiedykolwiek jakaś sprężyna po takim 60-krotnym zginaniu pękła. Nie można też stwierdzić, czy taka próba odpowiada warunkom normalnej pracy i z tych powodów wydaje się ona być bezcelową.

2. Typowe stale sprężynowe.

Bardzo wielkie znaczenie ma kwestja materiału. Obecny wysoki żądaniem może odpowiedzieć tylko materiał wysokowartościowy, a więc przeważnie stopowy. Na słabo tylko obciążone sprężyny używa się stali zwykłych.

Pod względem składu chemicznego można podzielić stale sprężynowe na dwie grupy: grupę stali czysto węglowych, stali manganowych, krzemowych i manganowo-krzemowych, znajdujących szerokie zastosowanie przedewszystkiem w kolejnictwie, oraz grupę stali typu samochodowego, do których należą stale chromowe, chromowo-krzemowe, chromowo-krzemowo-wanadowe i chromowo-krzemowo-molibdenowe.

Obie grupy różnią się między sobą, przy ulepszeniu na jednakową twardość Brinella, większą ciągliwością i udarnością, cechującymi grupę drugą. Własności te zapewniają wysoką sprężystość

i odporność na wstrząsy i uderzenia, wymagane w ruchu samochodowym.

Sam podział gatunków stali w danej grupie, np. na stal węglową, manganową, krzemową czy manganowo-krzemową, jest trudny, gdyż normy rozgraniczające są zmienne.

Jako procentową zawartość rozgraniczającą stal węglową od manganowej i krzemowej, a także dwie ostatnie od manganowo-krzemowej, przyjmujemy Si — 0,50% i Mn — 0,80%; gdyż te dwie wartości spotykaliśmy jako górne zawartości tych dodatków w zwykłych stalach węglowych.

Przepisy o zawartości fosforu i siarki wahają się zależnie od kraju w granicach od 0,03 do 0,05% maksymalnej zawartości.

Poniżej podany jest dalszy skład stali sprężynowych, znajdujących zastosowanie w przemyśle samochodowym, a poza tem główne typy stali, znajdujące zastosowanie w przemyśle wogóle.

Nr.	C	Mn	Si	Cr	V lub Mo	Hartowanie	R_r kg/mm ²
1	0,45 0,55	0,50 0,70	0,40 0,60	—	—		65—75
2	0,35 0,45	0,60 0,80	0,20	—	—	800—820°; woda	100—120
3	0,85 1,05	0,60 0,80	0,20	—	—	800—820°, olej	115—135
4	0,45 0,55	1,7 2,0	0,15 0,30	—	—	800—820°, olej	115—135
5	0,45 0,65	0,50 0,90	1,8 2,0	—	—	800—820°, woda lub olej	115—135
6	0,35 0,45	0,50 0,60	1,0 1,5	1,0 1,5	—	800—820°, woda lub olej	120—140
7	0,45 0,55	1,2 1,6	1,2 1,6	—	—	810—830°, olej	140—160
8	0,55 0,65	0,40 0,50	1,5 2,0	0,25 0,35	—	800—830°, olej	190—210
9	0,95 1,1	0,20 0,30	0,20	—	—	830—850°, olej	180—200
10	0,45 0,55	0,70 0,90	0,10 0,20	1,0 1,2	0,15 0,20	810—830°, olej	130—150

Stal Nr. 1 jest używana na sprężyny do wózków dziecięcych i do zamków; Nr. 2 — na sprężyny do powozów; Nr. 3 — na sprężyny do zderzaków i na pierścienie sprężynowe. Stale Nr. 4, 5, 6 — na sprężyny piórowe do samochodów; Nr. 7 — na sprężyny ochronne; Nr. 8 — na sprężyny spiralne do gramofonów; Nr. 9 — na sprężyny spiralne do zegarków i Nr. 10 — na sprężyny piórowe do samochodów.

Obok wymienionych tu istnieją jeszcze inne stale sprężynowe, np. nierdzewiejące, wytrzymałe na gorąco i t. p. W ogólności można powiedzieć, że każda stal, która posiada wymaganą wytrzymałość, nadaną jej przez ulepszenie, nadaje się na sprężyny. Spotyka się też sprężyny hartowane w solach nawęglających i azotowane.

Trzeba tu nadmienić, że — oprócz materiału — bardzo dużą rolę odgrywa zastosowanie odpowiedniej obróbki cieplnej. Przy niewłaściwej obróbce cieplnej najlepszą stal sprężynową pozbawia się naturalnych wartości, podczas gdy przeciętnie dobry materiał przez właściwą obróbkę cieplną da sprężynę o wybitnych własnościach.

Zwykły zakres wytrzymałości stali sprężynowych wynosi od 120 do 200 kg/mm²; przy sprężynach poddanych obciążeniom zginającym rzadko się wychodzi poza 160 kg/mm², podczas gdy sprężyny poddane uderzeniom muszą niekiedy wykazywać wytrzymałość 170 — 180 kg/mm². Przyczyny tego należy szukać w tem, że sprężyny poddane uderzeniom obciążone są dużym ciężarem statycznym, od którego żąda się małych drgań; wówczas wzrost wytrzymałości na zmęczenie i wrażliwość na karby ma małe znaczenie.

Wśród ulepszonych stali sprężynowych, stosowanych w stanie termicznie ulepszonym, nie spotrzegamy zbyt wielkich różnic wytrzymałości statycznej. Stale chromowe, chromowo-wanadowe i chromowo-molibdenowe wyróżniają się nieco większym wydłużeniem i przewężeniem. Moduł sprężystości jest praktycznie niezależny od składu chemicznego stali i wynosi 20 000 do 21 000 kg/mm².

Większość stali sprężynowych, stosowanych na resory wszelkiego gatunku, używane głównie w kolejnictwie, wytapia się w piecach martenowskich. Tylko niektóre stopowe stale sprężynowe wytapia się w piecach elektrycznych.

Kształt nadajemy sprężynom zwykle przez walcowanie na gorąco, o ile specjalne warunki nie przepisują kucia²⁰⁾. W Anglii i we Francji przyjęte jest walcowanie stali sprężynowych wklęsło, a to w tym celu, by przy hartowaniu, a zwłaszcza przy hartowaniu w wodzie, uniknąć paczienia się materiału. O ile hartujemy wklęsło walcowany materiał, to wyprostowuje się on samoczynnie. Natomiast płasko walcowane pióra resorów musimy po hartowaniu prostować, by od siebie nie odstawały. Przez walcowanie wklęsłe otrzymujemy oszczędność na pracy prostowania i nieuszkodzoną powierzchnię bez dużego przeswitu. Niestety, spostrzegamy często w tym wypadku objawy odstawania piór na brzegach.

Początkowa temperatura walcowania może wynosić do 1 150°; do tej wysokości nie wpływa ona na własności materiału. Ważny natomiast wpływ wywiera czas nagrzewania, temperatura grzania i atmosfera pieca, gdyż mogą one wpłynąć na wygląd powierzchni i na zmniejszenie udarności.

Walcowanie może się odbywać w zamkniętym lub otwartym wykroju. Zamknięty wykroń daje lepszą powierzchnię, lecz łatwiej doprowadza do powstawania zawalcowań. Wzdłużne małe pęknięcia nie są tak niebezpieczne, jak ryski poprzeczne, łatwo mogące doprowadzić do złamania sprężyny, co odnosi się szczególnie do stali o wytrzymałości ok. 170 — 180 kg/mm².

Stan powierzchni po walcowaniu zależy, przy zachowaniu tych samych warunków walcowania, od składu stali. Najgorsze powierzchnie dają stale krzemowe, lepsze — manganowe i chromowe. Przy zawartości krzemu 1,5 — 2,0%, daje się zauważyć odporność na zendrowanie; stal powleka się mocno trzymającą się warstwą tlenków.

Ze wszystkich jednak procesów wytwórczych największe znaczenie dla stali sprężynowych posiada obróbka cieplna. Nadaje ona bowiem stali wysokie własności wytrzymałościowe, które czynią dopiero sprężynę sprężystą.

Przed właściwą obróbką cieplną stosuje się przy wysokowartościowych sprężynach normalizowanie.

Ma ono na celu ulepszenie struktury walcowanej i usunięcie pozostałych naprężeń, wywołanych przez zgniot.

Hartowanie stali sprężynowych odbywa się w wodzie lub oleju. Hartowanie w oleju wywołuje mniejsze naprężenia wewnętrzne w materiale, natomiast za hartowaniem w wodzie przemawia oszczędność i wygoda. Ujemnym skutkiem hartowania w wodzie są pęknięcia hartownicze, które zależą głównie od zawartości węgla w stali. Stale węglowe i krzemowe, zawierające do 0,55% C, można hartować w wodzie, już jednak przy zawartości ponad 0,60% C łatwo występują w nich pęknięcia hartownicze. W stalach chromowych i chromowo-wanadowych dopuszczalna zawartość węgla jest niższa, mianowicie wynosi od 0,35% do 0,45%. Hartowanie w wodzie stali manganowych nie wchodzi w rachubę, gdyż dopuszczalna zawartość węgla leży na dolnej granicy, zwykle spotykanej w stalach sprężynowych. Co do stali krzemowo-manganowych na sprężyny, hartowane w wodzie, to w nich granica zawartości węgla mieści się naturalnie między wartościami dla sprężyn ze stali krzemowych i manganowych, t. j. 0,4 — 0,5% C. Z tego wynika, że krzem zmniejsza raczej wrażliwość na hartowanie, a w każdym razie nie podnosi jej.

To samo można stwierdzić przy badaniu różnych gatunków stali na wrażliwość na przegrzania. Stale węglowe można bez skrupułów hartować w wodzie od 740 — 800°, zaś stale hartowane w oleju, o większej zawartości węgla, — od 780 — 850°.

Równocześnie trzeba zwrócić uwagę na to, że przy wymiarach resorów, jakie używane są na kolejach (np. 16 × 120), nie można myśleć o hartowaniu wgląb przy stosowaniu czystych stali węglowych. Także przy użyciu stali krzemowych zastanawia ich mała zdolność hartowania się wgląb, która poprawia się w miarę zwiększenia zawartości węgla. Przy zawartości 0,42 — 0,48% C nie można jednak otrzymać czystej struktury hartowanej przy używanych obecnie piórach sprężynowych o grubości 16 — 20 mm. Zupełne zahartowanie wgląb otrzymuje się dopiero przy zwiększeniu zawartości Mn ponad 0,70%. Zupełnie inaczej zachowują się stale manganowe, które mocno hartują się wgląb i są wrażliwe na przegrzanie, tak że już przy hartowaniu od 780 — 800° można rozpoznać na złomie pewne oznaki przehartowania, które zazwyczaj znikają po odpuszczeniu. Wrażliwość na przegrzanie zmniejsza się znacznie przez dodatek wanadu. Stale chromowe są znacznie mniej wrażliwe i znoszą temp. hartowania od 780—820°. Stale chromowo-molibdenowe zachowują się w sposób analogiczny. Hartowanie wgląb stali chromowych zależy głównie od zawartości Mn.

Stale sprężynowe muszą być po zahartowaniu odpuszczone. Przebiegowi odpuszczania przypisuje się wielkie znaczenie. Temperatura odpuszczania zależy od żądanej wytrzymałości. Leży ona zazwyczaj między 400 — 500° C, a przy stalach manganowo-krzemowych, chromowych i wanadowych sięga do 520°. Im dłużej, a więc im wolniej jest sprężyna odpuszczana, tem niższą należy wybrać temperaturę. Czas zaś musi być tak obliczony, by wyrównanie temperatury nastąpiło w całym przekroju.

Węgiel, krzem i mangan są zasadniczymi składnikami stali sprężynowych. Zawartość węgla waha się w stalach czysto węglowych od 0,35 do 1,3, a nawet 1,5%. Zawartość Mn wynosi 0,3 — 0,7%, a nawet do 0,8%⁵³⁾. Przy zawartościach Mn = 0,5—0,8%, zawartość C wynosi 0,8%. Przy mniejszym dodatku Mn zawartość C może wynosić 1,1%. Ten ostatni skład jest bardzo często stosowany w Stanach Zjedn. A. P.

Ponieważ przy wyższej zawartości C większe dodatki Mn powodują nadmierną kruchość w stanie zahartowanym, zawartość Mn utrzymuje się możliwie w granicach 0,1 — 0,4%, a tylko gdy spodziewamy się spokojnych obciążeń, przy których nie powstaje żadne niebezpieczeństwo złamania, stale te mogą zawierać więcej Mn.

Znana dla stali węglowych duża szybkość krytyczna hartowania i związana z nią niezdolność do przehartowywania się włąb stanowi główną ich wadę, jako stali sprężynowych. Przy hartowaniu piór o grubości ponad 10 mm wada ta daje się już zauważyć, zaś przy hartowaniu piór o grubości 16 mm twardość środka spada w stosunku do brzegów o około 20%. Zwiększenie zawartości Mn, obniżając szybkość krytyczną i temperaturę hartowania, zmniejsza tę wadę, zwiększając jednocześnie skłonność do pękania.

Stale węglowe, zarówno jak i manganowo-krzemowe, hartują się w wodzie od temp. 780 — 840° C. Mała zawartość Mn oraz grubsze pióra wymagają wyższej temperatury hartowania i większej szybkości studzenia. Hartowanie w oleju wpływa wprawdzie dodatnio ze względu na mniejsze naprężenia wewnętrzne i mniejszą skłonność do pękania się, nie działa jednak na stale nisko-węglowe dostatecznie energicznie.

W twardych stalach węglowych różnica szybkości stygnięcia części zewnętrznych i wewnętrznych, wskutek gorszej przewodności cieplnej może być znaczna, co ułatwia powstawanie pęknięć hartowniczych.

Wielkie zastosowanie przy wyrobie sprężyn zegarowych i gramofonowych ma stal węglowa o około 1,0% C, 0,2% Si i 0,3% Mn. Sprężyny te są hartowane z walcowanej na zimno stali taśmowej. Sprężynom tym stawia się wysokie wymagania; ich wytrzymałość po zahartowaniu i odpuszczeniu wynosi 190 — 210 kg/mm², nie mogą jednak one być kruche. Wymaga to dużej staranności przy wyrobie tej stali i jej obróbce.

Stal o 0,9% C używana bywa na drut sprężynowy. Ze stali węglowych wyrabia się niektóre sprężyny zaworowe⁵²⁾. Przedtem robiono je przez przeciąganie na zimno na wysoką wytrzymałość. Ponieważ jednak przy bardzo twardym drucie w ostatnich ciągach powstają łatwo ryski i pęknięcia powierzchniowe, które obniżają wytrzymałość na zmęczenie, wije się obecnie wysokowartościowe sprężyny zaworowe z ulepszonych drutów o powierzchni szlifowanej. Drut ten nie potrzebuje ciągnięcia na zimno po ulepszeniu. Skład takiego drutu⁵²⁾ jest: 0,6 — 0,7% C, przy 0,6% Mn lub 0,8 — 0,9% C, przy 0,3% Mn. Wytrzymałość po ulepszeniu wynosi 140 — 150 kg/mm².

Ponieważ mangan wywiera duży wpływ na krytyczną szybkość przemiany układu Fe-C, może on wywołać otrzymanie wyższych własności

mechanicznych, zwłaszcza po odpowiedniej obróbce cieplnej. Odróżniamy wpływ dodatku stopowego na materiał w stanie wyżarzonym od jego wpływu na obróbkę cieplną, t. zn. w stanie ulepszonym.

Wpływ manganu na własności wytrzymałościowe w stanie wyżarzonym można obserwować w dwu kierunkach: 1) dodatek Mn przesuwając punkt perlityczny ku niższemu zawartościom C; 2) większa zdolność węglików do wypadania i koagulacji. Jeżeli wyżarza się czystą stal węglową o 1,0% C i odpowiednią stal manganową o 1,0% C i 1,0% Mn na ziarnisty perlit w dokładnie tych samych warunkach, to stal manganowa będzie wykazywać wyższy stopień koagulacji cementytu, niż stal węglowa. Odpowiednio do tego stale manganowe o 2,0% Mn i 1,0% C dają się wyżarzyć do tej samej prawie wytrzymałości (ok. 65 kg/mm²), jak odpowiednie stale węglowe. Przy większych zawartościach Mn wytrzymałość po wyżarzeniu zależy od działania Mn na położenie punktów przemiany. Wskutek przesunięcia temp. przemiany wódł musi wystąpić tworzenie się drobniejszego perlitu przy żarzeniu, co naturalnie wywiera wpływ na otrzymane własności wytrzymałościowe.

Hartowanie manganowych stali sprężynowych odbywa się zasadniczo w oleju, gdyż ulepszenie stali o spotykanych w nich zawartościach węgla i manganu w wodzie grozi tworzeniem się pęknięć, a to naskutek możliwości tworzenia się na brzegu martenzytu w połączeniu ze znaną skłonnością stali manganowej do gruboziarnistości.

Charakterystyczną cechą stali manganowych o zaw. ponad 1,5% Mn jest ich silna skłonność do kruchości po odpuszczaniu, t. j. ich udarność spada bardzo znacznie przy powolnym chłodzeniu w piecu po odpuszczeniu lub przy dłuższym odpuszczaniu w temperaturach krytycznych. Przez dodatek Mo do 0,5% udaje się usunąć zjawisko kruchości po odpuszczeniu w granicach stosowanych w praktyce czasów odpuszczania przy ulepszeniu.

Drugą nie zawsze pożądaną własnością stali manganowych jest t. zw. włóknistość podłużna. Równocześnie z nią pojawia się pogorszenie własności poprzecznych, co szczególnie odbija się na poprzecznej próbie udarnościowej.

O ile stal jest walcowana w taśmy, które są obciążone tylko w kierunku podłużnym, to taka włóknistość podłużna okazuje się w tym wypadku korzystną. Szczególnie ma to zastosowanie przy użyciu stali manganowych jako sprężyn nośnych. W piórach sprężynowych mamy do czynienia zasadniczo z podłużnymi naprężeniami.

W stanie wyżarzonym stale krzemowe posiadają większe R i Q niż stale węglowe. Wydłużenie i przewężenie przy zawartościach Si większych niż 2% — zmniejszają się.

Podnoszona dawniej w literaturze wysoka wrażliwość na przegrzanie stali krzemowych w rzeczywistości nie istnieje; jest raczej przeciwnie. Należy zauważyć, że wrażliwość na przegrzanie powstaje nie tylko pod wpływem dodatków stopowych, lecz odgrywa tu poważną rolę prowadzenie procesu metalurgicznego. W tem też znaczeniu jest możliwe, przez właściwe pokierowanie odtle-

nianiem, zwiększenie wrażliwości na hartowanie stali krzemowej o 2,0% Si o 30 do 50%.

Krzemowe stale sprężynowe ulepsza się cieplnie podobnie jak stale węglowe, lecz wymagają one stosunkowo wyższych temperatur⁶³). Stale sprężynowe na twarde sprężyny należy hartować w oleju, podobnie jak stale narzędziowe, ponieważ przy hartowaniu w wodzie, na skutek zbyt energicznego ochładzania i wywołanych przez nie zbyt wielkich naprężeń wewnętrznych, powstają często pęknięcia i rysy.

Stale krzemowe hartuje się w wodzie normalnie do zawartości węgla 0,5%, podczas gdy przy stalach manganowych granicą jest około 0,45% węgla. Stąd wynika, że stal krzemowa jest mniej wrażliwa na hartowanie niż stal manganowa.

Stale krzemowe znajdują zastosowanie zwłaszcza na wysoko obciążone sprężyny. Zawartość krzemu waha się w nich w granicach 1,0 — 3,0%.

Ponieważ Si jest silniejszym odtleniaczem niż Mn, przeto stale krzemowe wykazują też wyraźną włóknistość podłużną, co pociąga za sobą większą różnicę w wartościach udarności próbek podłużnej i poprzecznej. W stalach sprężynowych pod-eutektoidalnych o wysokiej zawartości Si (około 2,0%) można stwierdzić często włóknistość, która jest wywołana przez wybitnie występujące pasma ferrytu. Te stale hartują się gorzej niż odpowiednie stale manganowe o 2,0% Mn.

Aby połączyć zalety stali manganowych, t. j. większą zdolność do hartowania się i mniejsze niebezpieczeństwo odwęglenia, z zaletami stali krzemowych — niewrażliwością podczas hartowania i odpornością na kruchość po odpuszczaniu — stosuje się stale krzemowo-manganowe o przeciętnym składzie 1,0% Si i 1,0% — 1,2% Mn. Te stale dobrze hartują się węgłom nawet przy dużych przekrojach, są mniej wrażliwe na przedhartowanie niż czyste stale manganowe, cechują się dobrą ciągliwością i odpornością na odpuszczanie.

Sprężynowe gatunki stali krzemowo-manganowych odznaczają się jednak kruchością, zwłaszcza po hartowaniu. Skłonność ta wzrasta się wraz ze wzrostem zawartości Si, choć zależy raczej od ilości Mn. Przy zawartości manganu w stali około 1% wzrost kruchości po hartowaniu ujawnia się tylko przy zawartości krzemu powyżej 1,5%. Przy zawartości manganu nie wyższej niż 0,6, zawartość krzemu w stali może być podwyższona do 3,0% bez obawy zjawienia się dużej kruchości po hartowaniu.

Zupełne zahartowanie stali krzemowo-manganowych wymaga w porównaniu ze stalą manganową podwyższonych szybkości chłodzenia. Ponieważ krytyczna szybkość chłodzenia przy hartowaniu wzrasta z zawartością krzemu, głębokość hartowania też zależy od ilości krzemu i manganu. Podwyższenie zawartości krzemu w stali mało zmienia głębokość hartowania w porównaniu z węglowymi gatunkami stali, podczas gdy mangan silnie ją zwiększa.

Stale krzemowo-manganowe wykazują wytrzymałość 90 — 210 kg/mm². Stale o niskim zakresie wytrzymałości (90 — 110 kg/mm²) znajdują zastosowanie na sprężyny wibracyjne, które są powołane do utrzymania tylko małych obciążeń statycznych, a głównie są narażone na obciążenia

zmęczeniowe. W czasie fabrykacji sprężyn ze stali krzemowo-manganowej, a są to przeważnie sprężyny śrubowe, często powstają małe uszkodzenia powierzchni, które poważnie obniżają wytrzymałość na zmęczenie. Działanie takich uszkodzeń powierzchni jest tem większe, im większa wytrzymałość. Usunięcie ich przez szlifowanie lub polepowanie jest prawie niemożliwe; można jedynie zapobiec działaniu ich przez zmniejszenie obciążenia.

Zamiast stali węglowych o 0,9% C na sprężyny zegarowe i gramofonowe, można użyć stali krzemowo-manganowej⁶²). Celem zwiększenia zdolności do hartowania poleca się dodać do ok. 0,5% Cr. By przy tych sprężynach można było dopuścić możliwie duże siły ciągnące, ulepsza się je na wytrzymałość 190 — 210 kg/mm². Przy wyrobie należy pilnie uważać, gdyż przy takiej wytrzymałości małe uszkodzenie powierzchni łatwo może doprowadzić do złamania sprężyny.

Małe zawartości chromu (poniżej 2,0%) przy niskich zawartościach węgla (do ok. 0,3%) tylko w małej mierze podnoszą wytrzymałość stali. Natomiast dodatek chromu ułatwia hartowność stali węgłom i podnosi twardość⁶¹). Stale chromowe są mniej ciągliwe niż słabohartujące się węgłom stale węglowe. Aby przy stalach chromowych otrzymać lepsze wyniki po ulepszeniu, konieczne jest dodanie manganu od 0,6 do 0,9%.

Stali chromowych o zawartości węgla ponad 0,4% nie można hartować w wodzie, zwłaszcza bardziej złożonych części, z powodu niebezpieczeństwa powstawania pęknięć. Zresztą stale chromowe o zawartości 0,5% C można hartować w wodzie zawierającej NaOH⁶²). Zawartość węgla powyżej 0,5% wymaga już hartowania w oleju.

W niskowęglowych stalach o 1,0% Cr i 0,35% C z trudem daje się zahamować wytwarzanie ferrytu, tak że, przy przekrojach od ϕ 60 mm, po zahartowaniu występuje struktura martenzyt + ferryt na granicach ziarn⁶²). Ta struktura po odpuszczeniu przemienia się na troostyt + ferryt.

Dodatek chromu około 0,5% stosuje się często do stali manganowych o zawartości około 0,3% C i 1,2 — 1,8% Mn. Dodatek ten zmniejsza wrażliwość na przegrzanie czystej stali manganowej, polepsza ziarno i zwiększa ciągliwość.

Jak wynika z badań Guillet'a⁶²), wana d nie wywiera istotnego wpływu na twardość i wytrzymałość stali wyżarzonych. Porównując zmiany własności wytrzymałościowych stali o niskiej zawartości wanadu ze stalami węglowymi, zależnie od temperatury odpuszczania w granicach 500 — 600°, widzimy wpływ wydzielania się węglików wanadu na R i Q. Już stal o 0,4% C i 0,21% V wykazuje, po początkowym spadku od 400°, ponowny wzrost R i Q przy 500 do 600°. Jeszcze bardziej wyraźne jest działanie w stali o 0,04% C i 0,31% V, gdzie beza mała cała zawartość węgla byłaby związana w postaci węglików wanadu. Przy większej zawartości węgla (około 0,35%) będzie bardziej widoczne zmniejszenie wytrzymałości na skutek większego udziału koagulacji węglików aż do temp. odpuszczania 500°.

Przy stosowaniu stali stopowych zawierających wanad należy zwracać szczególną uwagę na wysokość temp. hartowania. Działanie wanadu będzie

zależało w znacznej mierze od tego, czy węglík wanadu został rozpuszczony w temp. hartowania. Tak w stalach chromowych, jak i w chromowo-niklowych, występuje działanie wanadu w zwykłych temp. hartowania w ten sposób, że stale z domieszką wanadu, na skutek związania węgla przez wanad, są miększe.

Podniesienie temperatury hartowania stali wanadowych wyraźnie zwiększa odporność na odpuszczanie, równocześnie jednak spadają wartości U na skutek „wydzielania się”. Także stale chromowo-molibdenowe, same przez się odporne na odpuszczanie, wykazują dalsze polepszenie tej własności dzięki dodaniu wanadu przy zwiększeniu temp. hartowania. Przy niższych temperaturach hartowania własności stali chromowo-molibdenowo-wanadowej odpowiadają w znacznej mierze własnościom stali chromowo-molibdenowej. Występujący tu wzrost Q i R przy temp. 500—550° wskazuje na wydzielanie się węglików Mo. Przy hartowaniu od wyższej temperatury występuje następnie działanie wanadu przez odpowiednie podwyższenie odporności na odpuszczanie.

Na hartowność węgla wanad wywiera stosunkowo mały wpływ, nawet przy wysokich temp. hartowania, co może doprowadzić, przy stosunkowo małych przekrojach, jedynie do bardzo nierównych własności wytrzymałościowych w różnych miejscach przekroju.

Przez dodatki Mn lub Ni można także przy większych przekrojach otrzymać dużą jednorodność przehartowania się.

Naogół nasuwa się wniosek, że V nie ma istotnego wpływu na stale sprężynowe, o ile tylko nie będzie zastosowana wyższa temperatura hartowania i nie zostanie wyzyskane zjawisko wydzielania się węglików w czasie odpuszczania. Przy hartowaniu w wyższych temperaturach uzyskuje się opisane powiększenie odporności na odpuszczanie, zatem uzyskanie wyższych własności wytrzymałościowych przy równych temperaturach odpuszczania.

Najbardziej cenną własnością jest niewrażliwość na przegrzanie, jaką powoduje wanad, który w czasie krzepnięcia działa jako „zmiennicz”, a produkty zmieniania działają hamująco na rozrost ziarn. Z tem związana jest drobnoziarnistość stali także w stanie walcowanym.

Wreszcie trzeba dodać, że wanad jest odtleniaczem i środkiem odazotowującym, skutkiem czego dodatek wanadu wywiera korzystny wpływ metalurgiczny.

Wanad^{01 04}) ma podnosić wytrzymałość na obciążenia długotrwałe; dzieje się to na skutek rozdrobnienia ziarna przez wanad.

Znając wpływ molibdenu na krytyczną szybkość chłodzenia, wnioskujemy, że molibden musi przede wszystkim wywierać znaczny wpływ na zdolność do obróbki cieplnej i na własności wytrzymałościowe stali ulepszonych.

W stanie wyżarzonym dodatek molibdenu powoduje o wiele mniejsze zmiany R i Q niż dodatek chromu lub wolframu. Wzrost wytrzymałości w stanie walcowanym polega na większej zdolności do hartowania się na powietrzu stali zawierającej większe dodatki molibdenu; pod tym względem molibden działa silniej od chromu.

Wpływ molibdenu na wynik ulepszania termicznego polega na wyższej odporności na odpuszczanie tworzyw zawierających molibden. Ponieważ molibden w małych ilościach wywiera większy wpływ na twardość, wytrzymałość i odporność na odpuszczanie, niż na zdolność przehartowania się węgla, to celem uzyskania tej zdolności, trzeba stosować większe dodatki manganu lub niklu. Odpowiednio do tego zazwyczaj stale chromowo-molibdenowe bez niklu zawierają do 0,8% manganu.

Molibden działa bardziej hamująco na przebieg odpuszczania, niż wolfram, i aby z wolframem uzyskać te same wyniki, co z molibdenem, musimy użyć trzy razy więcej wolframu niż molibdenu⁰²).

Molibden, podobnie jak wolfram, obniża kruchość odpuszczania. Już przy zawartości 0,3% Mo staje się widoczny jego wpływ przy niezbyt długich czasach odpuszczania. Do dłuższych czasów odpuszczania w zakresie temperatur krytycznych dla kruchości odpuszczania konieczne są zawartości Mo minimum 0,35%⁰²). Niewrażliwość wzrasta w miarę wzrostu Mo. Do stali, które się ogrzewa długi czas w wyższych temperaturach, a więc ok. 500°, dodaje się do 0,6% Mo.

Stale molibdenowe mają szerokie zastosowanie tam, gdzie wymiary nie są zbyt wielkie, by trzeba było dodawać niklu celem polepszenia hartowności węgla. Dlatego stale chromowo-molibdenowe znalazły szerokie zastosowanie, jako szlachetniejsze stale sprężynowe.

Jeśli do stali molibdenowych dodamy nieco wanadu, to uzyskamy nie tylko lepszy stopień odtlenienia i odgazowania tworzywa, lecz jednocześnie wanad nadaje stosunkowo większą drobnoziarnistość. Wanad podnosi temperaturę hartowania, zmniejsza skłonność do powstawania pęknięć hartowniczych, nadaje ciągliwość i zwiększa też odporność na odpuszczanie.

Oprócz typowych stali sprężynowych, wymienionych poprzednio, spotyka się w praktyce i inne stale stopowe, jako sprężynowe.

I tak spotykamy stale chromowo-niklowe o własnościach podobnych do chromowo-manganowych, ale droższe od tych ostatnich. Nie odznaczają się one szczególnymi własnościami wytrzymałościowymi. Poza tem spotykane są stale: chromowo-niklowo-wanadowe, wanadowo-krzemowe, wolframowe, chromowo-wanadowo-wolframowe, lecz nie posiadamy bliższych danych o ich własnościach wytrzymałościowych.

Na sprężyny pracujące w wysokich temperaturach (do 400°) używa się stali wysoko-chromowych (14—16% Cr i ok. 0,38—0,42% C).

Pozatem istnieją w literaturze wzmianki o stosowaniu stali chromowo-niklowej austenitycznej. Stal ta, z powodu niskich własności wytrzymałościowych, a zwłaszcza Q , nie bardzo odpowiada tym celom; możliwe, że ma ona zastosowanie jedynie tylko ze względu na swą odporność na korozję.

3. Wytrzymałość na zmęczenie.

W ostatnich czasach zwraca się większą uwagę na wytrzymałość na zmęczenie. Możemy dokładnie określić granicę zmęczenia tylko na próbie polerowanej.

Wytrzymałość na zmęczenie wzrasta z wytrzymałością albo twardością. Ponieważ stale twarde

są wrażliwe na karby, wytrzymałość zmęczeniowa, jaką wykazują próbki nieobrobione, czy też próbki z korbami, jest zawsze mniejsza, niż próbek polerowanych.

Niestety, żaden dodatek stopowy nie wykazuje większego wpływu na wytrzymałość na zmęczenie.

Wytrzymałość na zmęczenie różnych stali (próbki polerowane)²⁰⁾

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	R	Q	A _s	W. zm. kg/mm ²	W. zm. R	W. zm. R+Q
							kg/mm	%				
0,50	1,8	0,7	—	—	—	—	146	137	11	61,5	0,48	0,25
—	—	—	—	—	—	—	121	108	12	60,1	0,51	0,27
0,44	—	1,8	—	—	—	—	122	109	9	61,0	0,50	0,27
0,45	—	0,85	1,1	—	—	—	131	119	11	64,0	0,49	0,26
0,34	—	—	1,3	—	—	0,3	130	119	12	69,0	0,53	0,28
0,33	—	—	1,3	—	0,5	0,3	139	130	13	72,0	0,52	0,27
0,58	—	—	1,3	4,2	0,4	—	123	107	14	64,0	0,52	0,28
0,40	—	—	1,5	4,2	0,4	0,3	143	122	12	71,0	0,52	0,28

Dla konstruktora ma większe znaczenie jakość powierzchni przedmiotu gotowego do użytku. Stwierdzono, że w wysokowartościowych sprężynach gramofonowych, zegarowych i wentylowych ten sam materiał zachowuje się zupełnie dobrze jeśli jego powierzchnia jest bez zarzutu, podczas gdy innym razem karby, żłobki, powstałe przez ciągnięcie, dyskwalifikują go. Wielką jednak część sprężyn, a szczególnie sprężyn samochodowych i kolejowych, używa się w stanie walcowanym, t. zn. z nieokreśloną bliżej powierzchnią.

Aby udowodnić tezę, że wrażliwość na karby przy próbach zmęczenia nie zależy od dodatków stopowych, ulepszono różne stale na wytrzymałość około 120 kg/mm², a potem badano na wytrzymałość na zmęczenie przez zginanie próbek polerowanych i niepolerowanych²⁰⁾.

Rodzaj stali	R kg/mm ²	Wytrzymałość na zmęczenie		U wg Charpy kgm/cm ²
		pr. polerowane	pr. z korbami	
Mn-Ni stal spręż.	119,5	62	25	4,3
Cr-Ni-W	121,2	59—60	26	11,5
Cr-Mo-V	117,8	58	27	9,7
Cr-Ni	122,9	60—61	25	3,2
Cr-Ni-W-V	117,4	59	27	16,1

Jak widać z powyższego, wpływ dodatków stopowych na wytrzymałość na zmęczenie i związek jej z udarnością nie dał się ustalić. Nie należy zatem oczekiwać przy próbkach o ostrzejszych korbach wzrostu wytrzymałości na zmęczenie razem ze wzrostem wytrzymałości na rozciąganie²⁰⁾. Wytrzymałość na zmęczenie będzie różna i zależna od rodzaju korbów powierzchniowych.

Ponieważ większość sprężyn ma powierzchnię walcowaną, może nas interesować wpływ takiej powierzchni na wytrzymałość na zmęczenie. Na takie pytanie nie można dać obecnie odpowiedzi zadowalającej. Materiał walcowany bowiem, pomimo wszelkich starań przy walcowaniu i hartowaniu, nie będzie wykazywał we wszystkich prętach takiego samego stanu powierzchni, a to tem bardziej, że zależy ona od grubości pręta. Zresztą niema jeszcze dotąd dobrej i pewnej maszyny do badania

prętów walcowanych. Całe profile walcowane, jak przy sprężynach kolejowych 16 × 120, można było dotąd badać pomocniczo pod względem własności na zmęczenie. Stąd o zachowaniu się stali stopowych w postaci prętów o powierzchni walcowanej można obecnie wnioskować jedynie na podstawie nielicznych prób.

Według badań, przeprowadzonych przez E. Lehra²⁰⁾ na próbkach zmęczeniowych na zginanie, wytrzymałość na zmęczenie wynosi 18—25 kg/mm² przy równoczesnym obciążeniu statycznym 40 kg/mm². To znaczy, że przy próbie na zmęczenie próbka obciążona obciążeniem statycznym równym 40 kg/mm² i poddana obciążeniu przemienne od ± 18 do ± 25 kg/mm² nie pękła.

Wytrzymałość na zmęczenie stali sprężynowych

Stal	C	Si	Mn	R kg/mm ²	Obciąż. stat. kg/mm ²	Wytr. na zmęczenie kg/mm ²	Stan	Wygląd powierzchni
Spręż.	0,50	1,6	0,56	110	40	18	ulepsz	walcow.
					50	14	"	"
					40	16	"	"
Cr-V spr.				115	40	25	ulep. olej.	"
				120	40	28	" "	szlifow.
Mn. spr.				147	40	28,5	" "	"
				132	40	19,0	" "	walcow.
Mangan.	0,53	0,23	1,6	145	40	24	" "	"
				120	40	21,5	" "	"
				132	40	21,0	" "	"
Mangan.	0,50	0,40	1,8	143	40	17,5	" "	"
				130	40	16,0	" "	"

Próby E. Houdremonta i E. Lehra na sprężynach śrubowych z powierzchnią walcowaną nie wykazały istotnej różnicy pomiędzy stalą krzemową, chromową i chromowo-wanadową. Według tego nie powinno być też różnic w sprężynach piórowych. Przy badaniach E. Houdremonta i S. Grossa²⁰⁾ na sprężynach piórowych o powierzchni walcowanej ustalono wytrzymałość na zmęczenie stali krzemowych, przy obciążeniu statycznym 27,7 kg/mm², od 22 do 24 kg/mm², a stali manganowych, przy tem samym obciążeniu statycznym, od 18 do 22 kg/mm². Wartości te zgadzają się z wartościami podanymi przez Lehra.

Jeśli zwiększamy obciążenie statyczne, to wytrzymałość na zmęczenie maleje.

Należy więc wnioskować, że wpływ dodatków stopowych na wytrzymałość na zmęczenie twardo ulepszonych stali jest przy powierzchni walcowanej znikomo mały. Co się tyczy próbek o powierzchni polerowanej, to ich wytrzymałość na zmęczenie wynosi 0,40—0,60 R. Dla orientacji przyjmujemy, że W. zm: R = 0,50. O ile więc wytrzymałość na zmęczenie wzrasta wraz z wytrzymałością na rozciąganie, to mniejsza się jednak przytem zdolność pochłaniania²²⁾. Pod zdolnością pochłaniania rozumie się właściwość metalu trwałego przyjmowania pewnej określonej ilości energii przez jednostkę objętości sprężyny bez złamania. Zdolność pochłaniania żelaza i stali stopowych zależy od obecności większych skupień ferrytu, czyli rośnie ona pod wpływem wyżarzania. Ulepszanie termiczne zmniejsza zdolność pochła-

niania. W podobny sposób działają dodatki stopowe, które zwiększają zdolność ulepszenia się stali, a w stanie wyżarzonym wywołują oddzielenie węglika od roztworu stałego. Z tego więc punktu widzenia musimy wyżej cenić stale niestopowe i wyżarzone, niż stopowe i ulepszone. Dla konstruktora zdolność pochłaniania jest jednak pozbawiona większych wartości.

Własności zmęczeniowe stali sprężynowej zależą od wpływów korozji. Znaną jest rzeczą, że korozja zmniejsza odporność na zmęczenie, podobnie jak karby²⁰⁾, lecz jej działanie nie jest zawsze wyraźne. Gdy gotowa i obrobiona część posiada po ostatniej obróbce na powierzchni ostre ryski, zardzia i t. p., to ostrość ich przez krótkotrwałe działanie korozji np. bejcowanie, zmniejsza się, a dzięki temu wzrasta wytrzymałość na zmęczenie¹²⁾. W drugim wypadku miejscowe działanie korozji wyżera gładką powierzchnię i przez zwiększenie miejscowych naprężeń zmniejsza wytrzymałość na zmęczenie. Równocześnie miejscowy wzrost naprężeń powoduje powiększenie różnicy potencjałów i przyspieszenie procesu. Ha i g, M c A d a m i M a i l ä n d e r⁶²⁾ dokonali szeregu badań na maszynie Schenka i na innych maszynach nad wytrzymałością na zmęczenie przy równoczesnej korozji przez wodę, wodę morską i t. d. Ponieważ mechaniczne obciążenia i działanie korozji może być dowolnie zmieniane, wyniki zależą od każdorazowo dobranych warunków. Przy małych bardzo obciążeniach mechanicznych i daleko posuniętej korozji wytrzymałość na zmęczenie będzie równa zeru. A więc korozja doprowadza do całkowitego zniszczenia⁶²⁾. Badania nad okrągłymi próbkami wykazały, że stale zwykłe, które nie posiadają żadnej odporności na korozję, przez skrapianie wodą bieżącą doznawały zmniejszenia wytrzymałości na zmęczenie o 50—70%. Niezależnie od składu i obróbki, a więc niezależnie od początkowych wytrzymałości na rozciąganie i zmęczenie, okazało się, że wytrzymałość na zmęczenie wynosiła tu 12—18 kg/mm². Przy tych badaniach nierdzewiejące stale chromowe, a zwłaszcza stale chromowo-niklowe, wykazały bardzo małe zmniejszenie wytrzymałości na zmęczenie. Chociaż stale austenityczne chromowo-niklowe, wskutek swej niskiej granicy plastyczności wykazują małą wytrzymałość na zmęczenie, to jednak zyskują na znaczeniu przy równoczesnym działaniu korozji. Przy badaniach w wodzie słonej zwykłe stale osiągnęły jeszcze większe zmniejszenie wytrzymałości na zmęczenie niż w wodzie bieżącej. W stali austenitycznej chromowo-niklowej zachodzi podobny wypadek. Widać, że działanie chlorków na wytrzymałość na zmęczenie jest niekorzystne.

Przy badaniach na zmęczenie, gdy niema korozji, to wytrzymałość na zmęczenie, doprowadzona do 10⁷ zmian obciążeń, nie wywołuje złamania przy dalszej liczbie zmian obciążeń. Jeśli poddamy próbkę korozji, to zasadniczo nie ma wytrzymałości na zmęczenie. Podane wartości są to t. zw. „wytrzymałości chwilowe”, to znaczy naprężenia, przy których próbki pękają przy ilości zmian obciążeń 10⁷ i 10⁶. Wysokość tej wytrzymałości chwilowej spada ze wzrostem działania korozji. Spadek ten oczywiście jest mniejszy przy stalach nierdzewiejących, niż przy zwykłych.

Wytrzymałość na zmęczenie stali nierdzewiejących chromowych i chromowo-niklowych

Nr.	C	Si	Mn	Cr	Ni	Stan	Q	R	W. zm. (poler) kg/mm ²
							kg/mm ²		
1	0,18	0,40	0,55	17,3	2,2	ulepsz.	64	85	48—49
2	0,17	0,55	0,35	14,2	0,53	„	54	74	42—44
3	0,32	0,35	0,37	20,3	7,2	hart. 1150 ⁰ woda	38	76	35
4	0,12	0,71	0,38	17,3	9,15	hart. 1100 ⁰ woda	28	62	26

Wytrzymałość na zmęczenie tychże stali przy równoczesnym działaniu korozji.

Nr.	Wytrzymałość na zmęczenie kg/mm ²				Liczba obr.
	Skrapianie wodą bieżącą		Skrapianie wodą morską		
	10 ⁷	10 ⁸	10 ⁷	10 ⁸	
1	—	—	39	36—37	5000
2	35—37	—	—	—	3000
3	34—35	33	25—26	24—29	3000
4	—	30	20	18—19	5000

O wpływie hartowania w cieczach nawęglających na wytrzymałość na zmęczenie można podać następujące dane⁶²⁾:

Przy hartowaniu w kąpielach nawęglających wytrzymałość na zmęczenie zahartowanej strefy zewnętrznej jest większa, niż wytrzymałość na zmęczenie miękkiego ziarna jądra. Ta wysoka wytrzymałość strefy zewnętrznej posiada większe znaczenie przy zmiennych obciążeniach zginających lub skręcających, niż przy ciągnących lub ściskających, gdzie obciążenie rozkłada się równomiernie na cały przekrój.

Przy obciążeniach zginających największe obciążenia na brzegu napotykają również na największą wytrzymałość na zmęczenie. Całkowita wytrzymałość na zmęczenie zależy od tego, jak duży procent naprężeń przejmie warstwa nawęglona, czyli zależy od grubości tej warstwy. Zasadniczo jednak rdzeń nigdy nie bywa obciążany ponad wytrzymałość na zmęczenie.

Przy obciążeniach, które prowadzą do złamania, możliwe są następujące wypadki:

1) naprężenia przekraczają wytrzymałość na zmęczenie tak w strefie nawęglonej, jak i w strefie ciągliwej. Pęknięcie próbki rozpoczyna się od powierzchni zewnętrznej lub granicy nawęglania i rdzenia.

2) Naprężenia przekraczają wytrzymałość na zmęczenie na brzegu próbki, w rdzeniu zaś — nie przekraczają. Pęknięcie rozpoczyna się od brzegu.

3) Naprężenia na brzegu leżą poniżej wytrzymałości na zmęczenie strefy zewnętrznej, jednak na przejściu do rdzenia przekraczają ją. Pęknięcie rozpoczyna się od przejścia warstwy nawęglonej w rdzeń.

Podobnie jak pod wpływem hartowania w kąpielach nawęglających, tak i na skutek azotowania następuje wzrost wytrzymałości na zmęczenie⁴⁰⁾⁶²⁾.

Należy też podnieść, iż przez azotowanie zmniejsza się wrażliwość powierzchni na karby. Wynika to z tego, że i tu punktem wyjściowym złamania bywa strefa przejściowa między warstwą azotowaną a nieazotowaną. Jeśli głębokości karbów są mniejsze niż strefa naazotowana, to pęknięcia zawsze rozpoczną się na przejściu strefy zewnętrznej do rdzenia i wskutek tego nie nastąpi zmniejszenie

wytrzymałości na zmęczenie. Po przekroczeniu tej strefy naazotowanej następuje zmniejszenie wytrzymałości na zmęczenie.

Częściowo można przypisać zwiększone działanie strefy naazotowanej na wytrzymałość na zmęczenie naprężeniom ściskającym, powstałym przez azotowanie w strefie zewnętrznej wskutek wchłonięcia azotu. Wzrost wytrzymałości na zmęczenie obserwujemy też przy równoczesnym działaniu korozji, bowiem zewnętrzna warstwa naazotowana (bogata w azotki) jest odporniejsza na korozję, niż ulepszony rdzeń stali. Słabe działanie korozji nie wywołuje większego zmniejszenia wytrzymałości na zmęczenie, dopóki nie przekroczy warstwy naazotowanej.

4) Wpływ odwęglenia.

W procesach mechanicznej obróbki na gorąco i w procesach obróbki cieplnej stali spotykamy się często ze zjawiskiem powierzchniowego odwęglenia. Największą podatność do odwęglenia z wśród stali sprężynowych wykazują stale krzemowe. Stale manganowe wykazały dużą odporność na odwęglenie. Wprowadzenie do stali krzemowych wolframu⁷²⁾ zmniejsza znacznie ich skłonność do powierzchniowego odwęglenia. W krzemowych gatunkach stali sprężynowych głębokość odwęglenia materiału w prętach po walcowaniu na gorąco waha się średnio od 0,1 do 0,15 mm, przy czym w wysoko-krzemowych stalach odwęglenie to zachodzi aż do występowania na powierzchni czystego ferrytu, co zmniejsza odporność wobec trwałych obciążeń zmiennych. Ponieważ obciążenia zmęczeniowe — w sprężynach zgięcie i skręcanie — występują w największym stopniu we włóknach zewnętrznych, a ferryt posiada mniejszą odporność na zmienne obciążenia niż ulepszona na wysoką wytrzymałość osnowa, przeto łatwo tworzą się w zewnętrznych strefach rysy i karby, które następnie łatwo doprowadzają do złamania sprężyny, względnie resoru.

Ciekawe badania nad stalami sprężynowymi przeprowadzono w National Physical Laboratory w Teddington. Pierwsze prace G. A. H a n k i n s a, D. H a n s o n a i G. W. F o r d a z roku 1927¹³⁾ dotyczyły zależności własności wytrzymałościowych od ulepszenia.

W dalszym ciągu G. A. H a n k i n s i G. W. F o r d^{15 30)} przeprowadzili analogiczne badania i na ich podstawie stwierdzili, że:

1) W stali o zawartości 0,46% C po hartowaniu w wodzie wcale nie występowały pęknięcia, natomiast stwierdzono różnice twardości pomiędzy poszczególnymi próbkami po tej samej obróbce cieplnej. Proponują oni dla tej stali temperaturę odpuszczania 500°, dającą twardość około 320° Br., co najlepiej odpowiada wymaganiom praktyki.

2) Stal o 0,6% C, hartowana w wodzie, wykazywała pęknięcia. Wytrzymałość na zmęczenie próbki hartowanej w wodzie jest niższa, natomiast udarność — wyższa, nawet w porównaniu ze stalą krzemowo-manganową hartowaną w oleju, wzgl. w wodzie.

3) Stal chromowa o 0,56% Cr wykazała wytrzymałość na zmęczenie niższą, niż inne stale, hartowane w oleju. Własności wytrzymałościowe ma podobne do stali o 0,6% C. Udarność jej jest niższa niż innych stali chromowych.

4) Stal chromowa o 1,14% Cr posiada wytrzymałość na zmęczenie taką samą, jak i inne stale hartowane w oleju. Przewężenie — bardzo niskie przy niskich temperaturach odpuszczania, lecz po odpuszczaniu w wyższych temperaturach występuje duży wzrost C. Udarność przy twardości 350° Br. jest najwyższa, jaką otrzymano w tej serii badań.

5) Stal niklowo - chromowa, jako stal sprężynowa, nie okazała się zbyt dobra. Wytrzymałość na zmęczenie przy temp. odpuszczania 350° jest najwyższa, jaką otrzymano w tej serii badań. Inne wyniki — podobne do stali manganowo - krzemowej, ulepszonej na tę samą twardość Brinella. Granica proporcjonalności jest, w porównaniu z innymi stalami, niska.

Autorzy przywiązują główną wagę do wytrzymałości na zmęczenie. W poniższej tabeli podane są jej wartości.

Stal	Obróbka cieplna °C	Brinell 350°			Brinell 410°			Brinell 470°		
		W. zm.	P	U	W. zm.	P	U	W. zm.	P	U
		kg/mm ²	kgm/cm ²	kgm/cm ²	kg/mm ²	kgm/cm ²	kgm/cm ²	kg/mm ²	kgm/cm ²	kgm/cm ²
0,46 C	810 woda	56,7	63,0	2,3	56,7	69,3	0,4	—	—	—
0,6 C	950 olej	59,8	83,4	2,6	64,6	92,9	1,8	75,6	107,1	0,3
0,6 C	800 woda	58,3	—	3,7	61,4	—	1,7	72,4	—	1,1
0,8 C	900 olej	61,4	58,3	1,7	—	—	—	—	—	—
0,56 Cr	800 olej	59,8	75,6	3,2	66,1	107,1	1,9	74,0	119,7	0,7
1,14 Cr	820 olej	59,8	75,6	6,9	64,6	97,7	2,3	78,7	110,3	1,7
Cr—V	850 olej	64,6	78,7	6,2	67,7	99,2	3,2	69,3	110,3	1,8
Mn—Si	950 olej	61,4	80,3	2,3	72,4	96,0	1,7	75,6	107,1	1,2
Mn—Si	870 woda	61,4	85,1	2,6	72,4	110,3	1,9	78,7	130,7	1,7
Cr—Ni	820 olej	64,6	83,5	4,1	69,3	96,1	2,1	78,7	94,5	0,7

Jak łatwo można zauważyć, pomiędzy poszczególnymi stalami niema wielkich różnic, więc trudno przyznać którejkolwiek przewagę.

Powyższych wyników nie można jednak przyjmować jako ścisłych, gdyż na wytrzymałość na zmęczenie wpływają odwęglenie i wszelkie nierówności powierzchni walcowanej, jak np. zendra, nadto ulepszenie, powodujące możliwość powstania pęknięć hartowniczych.

Autorzy podają następującą zależność wytrzymałości na zmęczenie, określonej na próbkach o naturalnej powierzchni surowej i o powierzchni polerowanej:

Stal	Obróbka cieplna		Wytrzymałość na zmęczenie	
	Hartowanie	Odpuszczanie	Próbka surowa	Próbka polerow.
Si-Mn	950°, olej	500°	27 kg/mm ²	46 kg/mm ²
Cr-V	850°, olej	600°	32 „	42,5 „

R. G. C. B a t s o n i J. B r a d l e y w r. 1931^{3) 17)} próbowali określić wpływ obróbki mechanicznej i cieplnej, a również wygląd powierzchni piór resorów na wytrzymałość na zmęczenie. Zbadali oni stale węglowe i krzemowo-manganowe na specjalnie zbudowanej maszynie o 1 000 — 1 500 zmian obciąż./min. Część prób wykonano na maszynie Wöhlera.

Skład, obróbka cieplna, twardość i granica zmęczenia, przy której nastąpiło złamanie przy 5 milionach drgań, przedstawiają się następująco:

S t a l	C	Si	Mn	P	S
A uleps. twardo	0,62	0,09	0,65	0,049	0,038
B „ miękko	0,57	0,07	0,62	0,042	0,040
C „ miękko	0,61	0,08	0,86	0,037	0,039
D „ twardo	0,51	1,85	0,84	0,038	0,036

Stal	Twardość Brinella	Wytrzymałość na zmęczenie			Stos. W. zm. pr. surow. do W. zm. polerow.
		walcow.	zebr. war- stwa 0,3 mm	zebrana warstwa 1,6 mm	
A	340—360	7,2—28,1	—	7,2 — 66,7	0,35
B	217—220	± 17,6	—	± 30,9	0,57
C	250—370	0—29,7	0—90,1	0,0 — 90,1	0,33
	460—490	0—21,1	—	0,0 — 104,5	0,21
D	390—400	0—47,0	—	0,0 — 77,3	0,57

Stąd widać, że po zdjęciu górnej powierzchni do głębokości 1,6 mm wytrzymałość na zmęczenie rośnie i osiąga swe istotne wartości, jak dla próbek polerowanych, gdy w stanie walcowanym wynosi ona połowę do czwartej części tej wartości.

Najmniejszy wzrost wytrzymałości na zmęczenie obserwujemy w stali krzemowo-manganowej. W dalszym ciągu pracy autorzy próbują zbadać, jaki ma wpływ obróbka cieplna na powierzchnię. Badania przeprowadzono na stali węglowej, krzemowej i manganowej. Wynika z nich, że obróbka cieplna mało poprawia odporność na zmęczenie pór resorów, czyli zendrowanie przy obróbce cieplnej wpływa analogicznie jak powierzchnia walcowana (surowa).

Stal	C	Si	Mn	P	S
A	0,57	0,07	0,62	0,043	0,040
B	0,53	2,06	0,81	0,032	0,040

Stal	Stan próbek	Brinell	W. zmęcz. kg/mf ²	W. zm. zendrow	
				W. zm. zendrow	W. zm. polerow.
A	ulepszone walcowane . .	468	42,3	0,57	
	„ „ „ „ górna pow. zebrana 1,6 mm	468	73,6	0,57	
	ulepszona po zebraniu 0,8 mm	464	36,4	0,58	
	ulepszona po zebraniu 0,8 mm z powierzchni po ponownej obróbce ciep- nej	464	63,4	0,58	
	B	ulepszone walcowane . .	420	28,7	0,38
B	„ „ „ „ górne powierzch. zebrana 1,6 mm	420	76,0	0,38	
	ulepszona po zebraniu 0,8 mm	408	24,4	0,395	
	ulepszona po zebraniu 0,8 mm z powierzchni po ponownej obróbce ciep- nej	408	70,0	0,395	

Wpływ zmiany powierzchni przez obróbkę cieplną na wytrzymałość na zmęczenie badali G. A. H a n k i n s i M. L. B e c k e r w r. 1931¹⁹⁾ 31) na dwóch stalach: manganowo-krzemowej i chromowo-wanadowej i ustalili, że zmniejszenie wytrzymałości na zmęczenie wywoływała nie chropowatość powierzchni, a raczej jej odwęglenie.

Wyżarzanie stali krzemowo-manganowych i chromowo-wanadowych w pyłe grafitowym pozwoliło zachować prawie całkowitą wytrzymałość na zmęczenie, przyczem próbki nie wykazały ani nawęglenia, ani odwęglenia. Obróbka w różnych kąpielach solnych nadała tylko stali krzemowo-manganowej wytrzymałość na zmęczenie nieco większą niż przy normalnym ulepszeniu w piecu. Ulepszenie w kąpeli solnej z dodatkiem cjanku sodu, jak się to używa przy hartowaniach nawęglających, doprowadza do nawęglenia powierzchni, co daje dużą wytrzymałość na zmęczenie. Ze zmniejsze-

niem dodatku cjanku sodu zmalała też i wytrzymałość na zmęczenie.

B a s t o n i B r a d l e y wykazali, że zmniejszenia wytrzymałości na zmęczenie w czasie obróbki termicznej można uniknąć, stosując następujące środki zapobiegawcze: unikać odwęglenia, a w tym celu zmniejszyć wszystkie przyczyny utleniania w czasie ogrzewania, a w szczególności jaknajkrócej nagrzewać pióra do temperatury przed hartowaniem.

G. A. H a n k i n s i H. R. M i l l s w r. 1935²⁰⁾ podjęli się oznaczenia wytrzymałości na zmęczenie na uderzenia i jej zależności od stanu powierzchni w stosunku do trzech rodzajów stali sprężynowych: chromowo-wanadowej, krzemowo-manganowej i krzemowej.

W wyniku licznych badań okazało się, że pomiędzy udarnością wyznaczoną na próbkach polerowanych a niepolerowanych prawie nie ma różnicy. Wytrzymałość na zmęczenie próbki polerowanej jest w każdym wypadku dwa razy większa, niż próbki niepolerowanej.

Pozatem udarność próbek nawęglonych jest mniejsza u próbek niepolerowanych, niż próbek polerowanych. Wytrzymałość na zmęczenie próbki polerowanej jest większa niż ulepszonej w proszku grafitowym, lecz tych ostatnich — większa niż próbek o miękkiej powierzchni. Odwęglenie powierzchni powoduje tu i tam zmniejszenie wytrzymałości na zmęczenie.

Jako uzupełnienie prac nad odwęgleniem wspomnieć należy prace J. H. A n d r e w a i G. T. R i c h a r d s o n a z r. 1935²⁷⁾. Stwierdzono, że przy najwyżej ogrzanych próbkach odwęglenie jest najmniejsze. Powyższe przypisuje się tworzeniu się grubej warstwy zendry, która skutecznie chroni stal przed dalszym działaniem gazu w piecu. Z drugiej strony też trzeba przyjąć, że węgiel dyfunduje ze rdzenia w dostatecznej ilości, aby wyrównać straty na powierzchni. Przy wzroście temperatury stwierdzono rozrost ziarn, który zależy więcej od temperatury, niż od czasu ogrzewania.

Poza temperaturą, wpływa na odwęglenie rodzaj atmosfery wewnątrz pieca i temperatura walcowania, t. j. temperatura w której rygle zostały wyjęte z pieca. Zwiększenie ilości wodoru i wilgoci w gazie piecowym powoduje silniejsze odwęglenie. Głębokość odwęglenia zazwyczaj nie zmniejsza się po przewalcowaniu (na skutek zmniejszenia przekroju), gdyż w czasie walcowania występuje energicznie dalsze odwęglanie. Korzystny wpływ przypisują autorzy ogrzaniu do wysokiej temperatury przed walcowaniem. Grubość warstwy zendry wpływa znacznie na twardość; przy dużym odwęgleniu, lecz cienkiej warstwie zendry, osiąga się wyższą twardość, niż przy stali mało odwęglonej, a zato posiadającej twardą warstwę zendry.

Z porównania wyników otrzymanych na poszczególnych gatunkach stali okazało się, że stale krzemowo-manganowe wykazują gorsze własności, niż chromowo-wanadowe i niestopowe. Stale krzemowo-manganowe więcej się odwęglają, wskutek czego warstwa zendry jest skłonna do pęknięcia. Nadto stale krzemowo-manganowe wykazują duże różnice pomiędzy środkiem a brzegiem pióra, dochodzące do 150⁰ Br. Praktycznie równą twardość w całym przekroju otrzymuje się przy temperatu-

rze hartowania ok. 1 050°. Struktura stali krzemowo-manganowych zależy nie tylko od temperatury hartowania, lecz także od temperatury ogrzewania przed walcowaniem. Brzeźna strefa ferrytyczna zostaje wyparta przez tlenki, występujące niezależnie od wysokości poprzedniej temperatury nagrzania.

Stal chromowo-wanadowa jest mniej skłonna do odwęglenia powierzchniowego, i tworząca się gruba warstwa żendry chroni powierzchnię, która nie jest tak popękana, jak przy stali krzemowo-manganowej. Twardość po ulepszeniu wynosiła ok. 400° Br. i była równomierna, a temperatura hartowania nie miała żadnego wpływu na strukturę końcową materiału, która była bardziej drobnoziarnista, niż przy stalach niestopowych i krzemowo-manganowych.

II. Badania własne

A. Własności wytrzymałościowe.

Celem określenia własności wytrzymałościowych i mikrostruktury stali sprężynowych, wytwarzanych przez hutę „Baldon”, przeprowadzone zostały w Zakładzie Badawczo - Doświadczalnym tej huty badania nad własnościami tych stali w zależności od temperatury odpuszczania. Jako materiał wyjściowy do badań wzięto rygle wywalcowane na wymiary 80 × 80.

Analiza badanych stali jest następująca:

Gatunek	Pochodzenie (piec)	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	V
1 MFW	mart. zasad.	0,56	0,61	0,52	0,017	0,026	0,11	0,19	0,158	—
2 MFM	mart. zasad.	0,58	0,94	0,31	0,027	0,032	0,07	0,18	0,151	—
3 RMB	elektr. zasad.	0,40	1,45	0,13	0,016	0,018	—	0,10	0,127	—
4 PMS	mart. zasad.	0,41	0,84	1,27	0,015	0,027	śl.	0,13	0,153	—
5 SBM	mart. zasad.	0,46	0,88	2,10	0,016	0,032	śl.	0,15	0,155	—
6 SBMh	mart. zasad.	0,72	1,03	1,97	0,015	0,028	śl.	0,11	0,138	—
7 RSK	elektr. zasad.	0,40	0,52	0,93	0,015	0,010	0,96	0,27	0,099	—
8 V 660	elektr. kwaś.	0,60	0,81	1,63	0,023	0,015	0,96	0,17	0,09	0,12

Własności wytrzymałościowe powyższych stali w stanie normalizowanym i zakres temperatur obróbki cieplnej podaje poniższe zestawienie:

Gatunek	Q	R	A ₁₀	C	Temperatura hartowania	Temperatura odpuszczania
	kg/mm ²	kg/mm ²	%	%		
1. MFW	45	70 — 80	14	40	790 — 810 woda	350 — 420
2. MFM	45	75 — 85	12	35	820 — 840 olej	350 — 420
3. RMB	35	70 — 80	12	40	800 — 820 olej	350 — 420
4. PMS	45	70 — 80	12	40	820 — 840 woda	350 — 420
5. SBM	50	85 — 95	12	40	830 — 850 woda	380 — 450
6. SBMh	60	95 — 105	10	30	820 — 840 olej	400 — 500
7. RSK	60	80 — 100	10	35	820 — 840 olej	400 — 500
8. V 660	60	90 — 100	12	40	820 — 840 olej	400 — 500

Zastosowanie powyższych stali sprężynowych jest następujące⁶⁸⁾:

1. MFW węglista — na różne sprężyny płaskie, zwojowe, spiralne, jak np. na sprężyny do głowic, siodełek, wózków dziecięcych, kultywatorów, zamków do karabinów i t. p.
2. MFM manganowa — podobnie jak poprzednia, a zwłaszcza na sprężyny spiralne, normalnie obciążone.
3. RMB manganowa — jak MFM.

4. PMS manganowo-krzemowa — na różne sprężyny płaskie, zwojowe, spiralne, normalnie obciążone, a szczególnie na resory wagonów.
5. SBM manganowo-krzemowa — wysoko obciążone sprężyny zwojowe i płaskie, jak np. do sit wstrząsanych, zaworowe, a w szczególności na resory samochodowe, wagonowe i parowozowe.
6. SBMh mangan-krzemowa — jak poprzednia, lecz przy jeszcze wyższych obciążeniach.
7. RSK chromowo-krzemowa — na wysoko obciążone resory, np. samochodów ciężarowych, osobowych, a także na sprężyny zaworowe i pracujące pod wyższymi obciążeniami.
8. V 660 chromowo-krzemowo-wanadowa — jak poprzednia dla najwyższych wymagań.

Próby hartowania wykazały następujący wygląd złomów i następujące twardości:

Gatunek	Temperatury hartowania					
	800° woda		840° woda		880° woda	
	złom	tward.	złom	tward.	złom	tward.
1. MFW	zahartowany	61 RC	zahartowany	62 RC	zahartowany	62 RC
2. MFM	„	61 „	„	62 „	przeżrany	63 „
3. RMB	„	60 „	„	62 „	„	62 „
4. PMS	jądro trochę niedohartowane	58 „	„	59 „	zahartowany	60 „
5. SBM	jądro niedohartowane	60 „	jądro trochę niedohartowane	60 „	„	62 „
6. SBMh	zahartowany, pęknięcia	62 „	zahartowany, pęknięcia	62 „	zahartowany, pęknięcia	63 „
7. RSK	zahartowany	59 „	zahartowany	60 „	zahartowany	61 „
8. V 660	zahartowany	800°, olej	zahartowany	840°, olej	zahartowany	880°, olej

Rygle kwadratowe zostały następnie przewalcowane na płaskowniki 79 × 12. Z płaskowników wycinano płytki, poddawano normalizowaniu, celem ujednostajnienia struktury i usunięcia naprężeń wewnętrznych po walcowaniu. Wytoczone z płytek próbki były hartowane i odpuszczane, a w końcu szlifowane na gotowy wymiar.

Temperaturę hartowania wybrano optymalną, otrzymaną z praktyki. Temperatura kąpieli hartowniczych (wody i oleju) wynosiła około 20° C. Rozpiętością temperatur odpuszczania starano się objąć cały zakres ulepszania, stosowany przy stalach sprężynowych. Czas trzymania próbek w piecu w temperaturze normalizowania, hartowania i odpuszczania wynosił po 15 minut. Odpuszczanie próbek odbywało się na powietrzu.

Temperatury normalizowania, hartowania i odpuszczania poszczególnych gatunków były następujące:

Gatunek	Temp. normal.	Twardość po znormalizow.	Temp. hartowania	Temperatury odpuszczania
1. MFW wegl.	810°	26 RC	800°, woda	od 250-550° co 50°
2. MFM mang.	810	26	840°, olej	„ „ „
3. RMB mang.	810	20	820° olej	„ „ „
4. PMS Mn-Si	810	20	830°, woda	„ „ „
5. SBM Mn-Si	810	28	840°, woda	„ „ „
6. SBMh Mn-Si	810	40	840°, olej	„ „ „
7. RSK Cr-Si	810	33	840°, olej	„ „ „
8. V 660 Cr-Si-V	820	42	840°, olej	„ „ „

Odnośnie do każdej temperatury odpuszczania wykonano 3 próbki na rozerwanie i 3 na udarność. Z tworzywa odpuszczanego w temperaturach od 400 do 550° wykonano po trzy próbki do pomiarów zmęczenia.

Wymiary próbek do rozrywania były następujące: ϕ 10 mm, długość 200 mm, główka z gwintem do

uchwytów. Próbka na udarność Mesnagera 55 × 10 × 10 mm z 2 mm nacięciem. Próbka do badania zmęczenia na maszynie Schencka posiadała 226 mm długości i ϕ 7,2 mm.

Na próbkach na rozrywanie oznaczano na 30-tonnowej maszynie Amslera, przy nastawieniu siłomierza na 20 t, granicę sprężystości, granicę płynności, wytrzymałość na rozciąganie, wydłużenie mierzone na 5 i 10-krotnej długości pomiarowej oraz przewężenie.

Za granicę sprężystości przyjęte zostało trwałe wydłużenie próbki, pomierzone aparatem lusterkowym Martensa, równe 0,01%.

Za granicę płynności przyjęliśmy naturalną granicę płynności, zaznaczającą się na wykresie maszyny wzrostem wydłużeń przy niezmiennym lub nawet spadającym obciążeniu.

Udarność była oznaczana na młocie Amslera do 30 kgm.

Po złamaniu próbek udarnościowych wykonano na nich pomiary twardości aparatem Rockwella i prasą Brinella.

Pomiary zmęczenia były wykonane na maszynie Schencka, przy czym krótką granicę zmęczenia oznaczano przy 3 000 obrotach na minutę, a długą przy 5 000 obrotach na minutę.

W końcu nadmienić trzeba, że w czasie hartowania próbek z gatunku MFW próbki do badań na zmęczenie łatwo pękały.

Dla oznaczenia struktury stali szlify wycięte z prób znormalizowanych były wytrawione 4% roztworem alkoholowym HNO₃ i obserwowane pod mikroskopem.

Struktura powyższych stali wyglądała następująco:

1. MFW — bardzo drobny ferryt na tle perlitu sorbitycznego.
2. MFM — bardzo drobny ferryt na tle perlitu sorbitycznego.
3. RMB — bardzo drobny ferryt na tle perlitu sorbitycznego.
4. PMS — bardzo drobny perlit i ferryt.
5. SBM — perlit i ferryt ułożone pasmowo.
6. SBMh — perlit sorbityczny z przerywaną siatką ferrytu.
7. RSK — perlit ferryt ziarna bardzo drobne.
8. V 660 — sorbit z kryształami o orientacji martenzytycznej.

Z porównania wyników widzimy, że pierwszych pięć stali nie różni się zbyt wiele między sobą strukturą, jak i własnościami w stanie normalizowanym. Stal Nr. 6 (SBMh) jest stosunkowo dużo twardsza i wytrzymałsza. W stali Nr. 7 (RSK) wzrost twardości należy przypisać obecności chromu. Stal Nr. 8 (V 660) chromowo-krzemowo-wanadowa wykazuje skłonność do samohartowania się na powietrzu.

Do badań struktury w stanie ulepszonym wzięto z każdego gatunku stali po 3 szlify z temperatur odpuszczania 250°, 400° i 550°.

Struktura stali powyższych w stanie ulepszonym wyglądała następująco:

Stal	Temperatury odpuszczania		
	250°	400°	550°
MFW	drobny martenzyt	produkty rozpadu martenzytu	sorbit
MFM	„ „	produkty rozpadu martenzytu	„
RMB	martenzyt	sorbit	„
PMS	bardzo drobny martenzyt	sorbit z pasmami ferrytu	„
SBM	martenzyt	sorbit z wtrąceniami ferrytu	„
SBMh	gruby martenzyt	produkty rozpadu martenzytu	„
RSK	drobny martenzyt	sorbit	„
V 660	„ „	produkty rozpadu martenzytu	„

Przy hartowaniu w oleju próbki ze stali wysokokrzemowych można często zaobserwować wydzielanie się drobnych ziarn ferrytu w osnowie martenzytycznej. Zjawisko to należy przypisać raczej nieprawidłowemu sposobowi hartowania.

W temperaturze odpuszczania 400°, stosowanej jako zwykła temperatura ulepszania stali sprężynowej, badane stale wykazywały przeważnie strukturę sorbityczną, przy czym często zostawała zachowana kierunkowość pierwotnych igieł martenzytu.

Wpływ temperatury odpuszczania na własności wytrzymałościowe badanych gatunków stali przedstawiono w poniższych tabelach, gdzie umieszczone są średnie z trzech poszczególnych badań.

Wpływ temperatury odpuszczania na własności wytrzymałościowe badanych stali.

Stal węglowa „MFW“

Temp. odp.	S _{0,01} kg/mm ²	Q		R		A ₂ %	A ₁₀ %	C %	U kgm/cm ²	H _{Br}	H _{Rock}	Q _R	S _R	
		kg/mm ²	kg/mm ²	kg/mm ²	kg/mm ²									
250	Pękły w uchwycie przy małym obciążeniu									0,9	544	56	—	—
300	Pękły w uchwycie przy małym obciążeniu									0,9	538	54	—	—
350	Pękły w uchwycie przy małym obciążeniu									1,4	488	51	—	—
400	130,6	148,3	161,6	9,0	5,1	36,8	2,5	426	45	91,9	80,8	—	—	
450	125,6	132,0	140,4	11,2	6,7	40,5	4,2	373	41	94,0	89,4	—	—	
500	115,2	119,1	125,4	13,5	8,4	44,5	4,8	336	39	95,0	91,9	—	—	
550	99,2	104,5	112,3	15,1	10,5	48,2	5,3	307	35	93,0	88,3	—	—	

Stal manganowa „MFM“

Temp. odp.	S _{0,01} kg/mm ²	Q		R		A ₂ %	A ₁₀ %	C %	U kgm/cm ²	H _{Br}	H _{Rock}	Q _R	S _R	
		kg/mm ²	kg/mm ²	kg/mm ²	kg/mm ²									
250	Pękła w uchwycie przy małym obciążeniu									0,6	532	53	—	—
300	Pękła w uchwycie przy małym obciążeniu									0,8	497	52	—	—
350	Pękła w uchwycie przy małym obciążeniu									1,0	451	49	—	—
400	123,7	140,3	157,5	6,7	4,1	23,1	2,0	414	45	89,0	78,5	—	—	
450	122,0	129,7	143,4	8,8	5,7	31,6	2,9	375	42	90,4	85,1	—	—	
500	102,8	111,4	125,0	10,8	7,1	34,9	4,9	343	38	88,4	82,2	—	—	
550	95,6	100,5	113,7	13,5	9,5	39,7	4,9	306	33	88,5	84,2	—	—	

Stal manganowa „RMB“

Temp. odp.	S _{0,01} kg/mm ²	Q		R		A ₂ %	A ₁₀ %	C %	U kgm/cm ²	H _{Br}	H _{Rock}	Q _R	S _R
		kg/mm ²	kg/mm ²	kg/mm ²	kg/mm ²								
250	—	—	163,0	—	—	15,4	1,6	439	48	—	—	—	—
300	105,8	—	162,1	5,8	3,5	23,4	2,3	421	45	—	—	—	65,2
350	117,5	139,0	155,7	7,3	4,3	25,5	3,2	404	43	89,3	75,5	—	—
400	118,1	128,1	147,3	10,2	6,0	36,9	3,8	371	41	87,0	80,3	—	—
450	107,6	114,2	123,8	11,8	7,8	44,4	6,1	333	35	92,4	87,0	—	—
500	91,1	99,7	109,2	13,3	8,7	50,4	8,7	289	31	91,0	83,2	—	—
550	82,8	88,4	98,8	17,9	12,5	56,0	10,7	248	25	89,5	83,8	—	—

Stal manganowo-krzemowa „PMS“

Temp. odp.	S _{0,01} kg/mm ²	Q		R		A ₂ %	A ₁₀ %	C %	U kgm/cm ²	H _{Br}	H _{Rock}	Q _R	S _R
		kg/mm ²	kg/mm ²	kg/mm ²	kg/mm ²								
250	92,5	—	195,7	7,7	4,5	26,0	2,5	485	51	—	—	—	47,3
300	105,4	172,2	190,7	7,3	4,6	30,3	2,2	480	51	90,4	57,7	—	—
350	113,7	171,2	182,7	8,6	5,0	35,0	2,2	435	47	93,6	62,2	—	—
400	111,5	141,4	148,9	11,9	7,5	48,3	8,9	383	42	95,0	74,9	—	—
450	108,5	126,6	134,0	13,1	8,1	50,2	12,5	357	40	94,4	80,8	—	—
500	104,2	113,6	119,8	14,9	10,5	50,1	13,8	302	33	94,9	87,0	—	—
550	89,4	97,5	104,3	18,3	12,3	51,4	18,8	271	30	93,2	85,5	—	—

Stal manganowo-krzemowa „SBM”

Temp. odp.	$S_{0,01}$ kg/mm ²	Q kg/mm ²	R	A_5 %	A_{10} %	C %	U kgm/cm ²	H_{Br}	HRock	$\frac{Q}{R}$	$\frac{S}{R}$
250	—	—	—	—	—	—	1,1	504	52	—	—
300	—	177,9	195,7	6,0	4,1	14,5	2,0	495	51	90,6	—
350	114,0	173,8	189,4	5,4	3,5	21,3	2,1	464	49	91,7	60,2
400	112,8	151,4	162,7	10,6	6,3	36,9	3,5	420	46	93,0	69,2
450	104,1	130,7	139,3	13,2	8,7	43,9	3,7	370	41	93,7	74,7
500	99,0	115,2	123,7	15,4	10,8	43,8	3,9	339	38	93,4	80,2
550	98,4	107,1	111,9	18,0	14,2	50,5	4,8	290	31	95,8	88,1

Stal manganowo-krzemowa „SBMh”

Temp. odp.	U	H_{Br}	HRock	$\frac{Q}{R}$	$\frac{S}{R}$
250	pekły w uchwycie przy małym obciąż.	0,9	583	59	—
300	—	0,9	579	59	—
350	—	1,1	561	57	—
400	159,2	191,0	214,7	8,0	4,7
450	132,4	158,7	178,3	10,2	6,7
500	119,4	139,6	157,1	10,3	7,5
550	109,3	120,6	139,4	11,8	9,0

Stal chromowo-krzemowa „RSK”

Temp. odp.	$S_{0,01}$	Q	R	A_5	A_{10}	C	U	H_{Br}	HRock	$\frac{Q}{R}$	$\frac{S}{R}$
250	121,2	—	209,3	7,3	4,7	20,2	2,4	485	51	—	58,0
300	122,5	—	206,2	6,6	4,2	19,0	2,5	474	50	—	59,4
350	120,9	171,9	194,2	8,1	4,7	30,1	2,5	447	49	88,4	62,3
400	135,8	158,0	170,3	8,6	5,1	33,8	3,5	440	47	92,7	79,6
450	129,3	143,9	156,0	10,3	6,7	48,1	3,8	402	43	95,9	86,0
500	118,1	128,3	131,0	14,1	9,1	51,4	5,4	353	39	97,4	89,7
550	102,9	113,2	118,4	15,5	9,9	54,9	7,4	331	36	95,9	87,9

Stal chromowo-krzemowo-wenadowa „V 660”

Temp. odp.	$S_{0,01}$	Q	R	A_5	A_{10}	C	U	H_{Br}	HRock	$\frac{Q}{R}$	$\frac{S}{R}$
250	138,8	—	245,8	2,0	1,3	5,9	1,4	566	57	—	56,5
300	131,8	—	245,5	4,8	3,2	12,3	1,6	562	56	—	53,7
350	135,7	192,6	231,4	5,7	3,5	16,8	1,6	542	54	83,4	58,6
400	132,0	176,2	198,1	8,1	5,3	26,9	2,7	496	51	89,0	66,7
450	129,5	168,1	182,0	10,0	6,3	30,6	2,4	456	49	92,5	71,2
500	135,8	155,8	164,9	9,8	6,4	30,9	2,5	428	46	94,5	82,4
550	127,9	143,6	151,7	10,4	7,5	33,8	2,8	401	44	94,6	84,3

Dla porównania wyników podajemy dane z badań inż. K. Żemajtisa, przeprowadzonych w Zakładzie Badawczo-Doświadczalnym huty Baidon w roku 1934 nad własnościami dwu gatunków stali sprężynowych krzemowo-manganowych: PMS i SBM⁶⁷⁾.

Dla ustalenia wpływu temperatury hartowania przeprowadził on hartowanie próbek w temperaturze 760°, 800°, 840° i 880°. Po zahartowaniu, próbki były odpuszczane w stałej temperaturze. Wyniki zebrane są w poniższych tabelach.

Wpływ temperatury hartowania na własności wytrzymałościowe

Stal „PMS”

ośrodek hartowniczy woda; temp. odpuszczania 430°

Temp. hart.	S	Q	R	$\frac{S}{R}$	A_5 %	C %	$U_{Mesn.}$ kgm/cm ²	$H_{Br.}$ kg/mm ²
760	115	129	136	85	12,0	46,6	5,8	429
800	125	132	137	91	13,2	51,0	6,0	444
840	119	131	137	87	12,2	49,6	5,9	444
880	117	129	135	87	12,0	48,0	5,8	429

Stal „SBM”

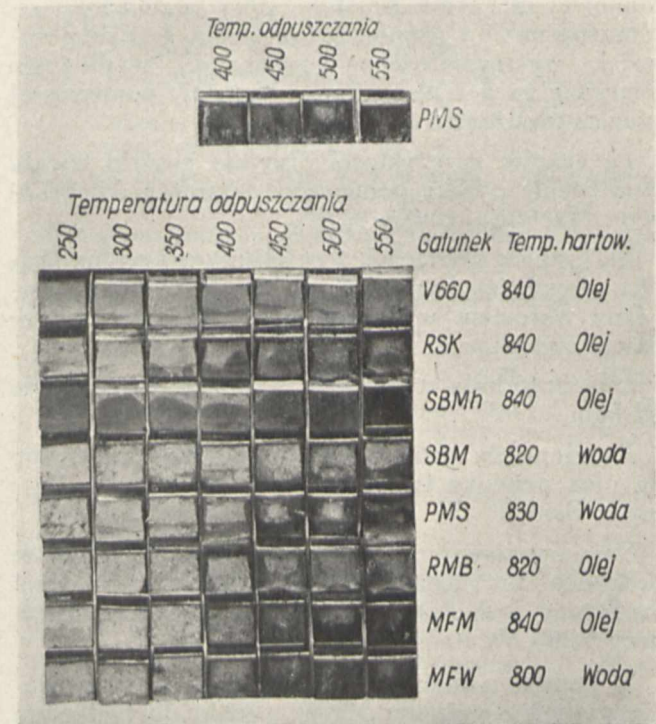
ośrodek hartowniczy woda; temp. odpuszczania 440°

Temp. hart.	S	Q	R	$\frac{S}{R}$	A_5 %	C %	$U_{Mesn.}$ kgm/cm ²	$H_{Br.}$ kg/mm ²
760	107	118	135	79	14,2	44,2	4,2	401
800	126	142	156	81	12,1	40,1	4,0	477
840	148	152	161	92	10,9	39,9	4,1	514
880	144	149	162	91	8,2	38,2	3,6	514

ośrodek hartowniczy olej; temp. odpuszczania 430°

Temp. hart.	S	Q	R	$\frac{S}{R}$	A_5 %	C %	$U_{Mesn.}$ kgm/cm ²	$H_{Br.}$ kg/mm ²
760	81	102	125	65	12,0	36,0	3,8	401
800	95	120	151	63	10,2	34,9	3,6	490
840	123	130	162	75	9,2	39,0	3,6	514
880	135	150	161	84	9,3	41,7	4,2	514

Na podstawie tych wyników wybraliśmy optymalne temperatury hartowania dla powyższych gatunków, 800—820° w wodzie dla PMS i 840—850° w wodzie dla SBM. Próby hartowania stali SBM w oleju wykazały niewłaściwość takiej obróbki.



Rys. 1.

Dla wyjaśnienia wpływu odpuszczania, wykonano próbki zahartowane w tych optymalnych temperaturach i odpuszczone w temperaturach 400°, 450°, 500° i 550°.

Wpływ temperatury odpuszczania na własności wytrzymałościowe

Stal „PMS”

hartowano od 820° w wodzie

Temp. odpuszcz.	S	Q	R	$\frac{S}{R}$	A_5 %	C %	$U_{Mesn.}$ kgm/cm ²	$H_{Br.}$ kg/mm ²
400	144	149	157	89	9,6	46,9	4,2	461
450	127	132	140	90	13,2	51,0	5,1	444
500	105	113	122	90	15,0	48,1	6,2	401
550	94	96	108	87	17,6	46,8	10,0	—

Stal „SBM”

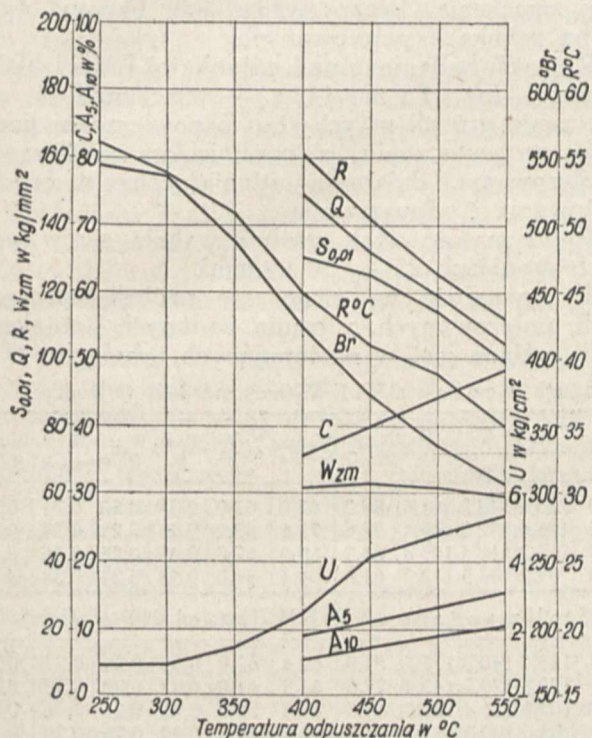
hartowano od 840° w wodzie

Temp. odpuszcz.	S	Q	R	$\frac{S}{R}$	A_5 %	C %	$U_{Mesn.}$ kgm/cm ²	$H_{Br.}$ kg/mm ²
400	164	167	175	94	7,1	22,5	2,5	555
450	148	152	161	92	10,9	38,3	4,1	514
500	135	140	152	88	12,1	41,2	5,7	495
550	98	110	120	82	16,9	46,0	8,4	—

Duże różnice R, Q, a zwłaszcza $S_{0,01}$, dochodzące do 50% przy wysokostopowych gatunkach stali sprężynowych, mogą występować na skutek hartowania od niewłaściwych temperatur. Potwierdza to mikrostruktura, gdyż szlify wykazują w takich wypadkach obecność dużych ilości strukturalnie swobodnego ferrytu. Występuje powyższe zjawisko zwłaszcza przy gatunku SBM, który⁶⁷⁾ wymaga wyższych temperatur hartowania, jako stal o wyższej zawartości krzemu.

Jak stąd wynika, materiał niedohartowany traci — nawet przy zachowaniu wysokiej wytrzymałości — najcenniejszą swą własność: wysoką granicę sprężystości. Ilustruje to spadek współczynnika S/R , który w stali PMS wynosi 87—90, zaś w stali SBM

lach SBMh i SBM. Dużą granicę sprężystości posiada gatunek PMS⁶⁷⁾, V 660 i RKS, przyczem stal Si-Cr-V (V 660) wykazuje prawie niezmienną granicę sprężystości niezależnie od temperatury odpuszczania.

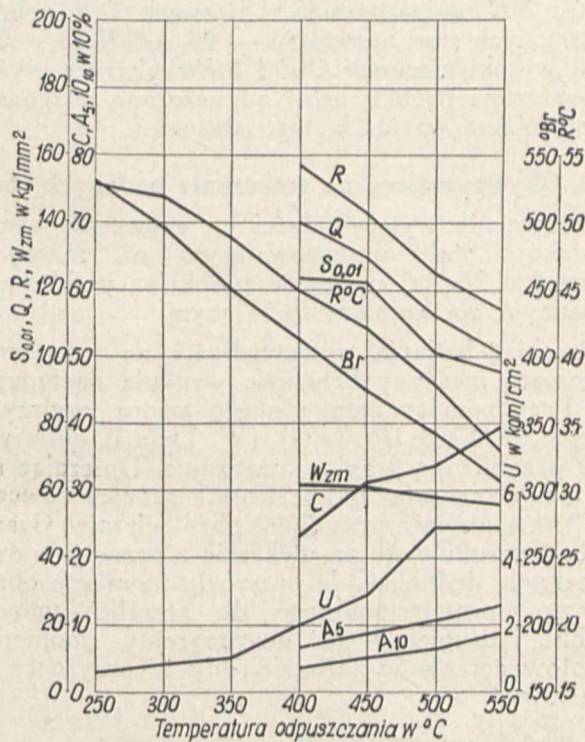


Rys. 2. Stal MFV, normalizowana w 810° — 15 min, hartowana od 800° — 15 min w wodzie, odpuszczana 15 min — 69—88, a przy zastosowaniu niższych temperatur hartowania i tych samych temperatur odpuszczania wynosi zaledwie 75—87 (stal PMS), wzgl. 58—74 (stal SBM).

Gdy porównujemy własności stali w stanie ulepszonym, to trzeba stwierdzić, że zakres użytecznych temperatur odpuszczania stali sprężynowych zaczyna się od 350—400°. Poniżej tych temperatur odpuszczania (w zakresie 250—350°, ewentualnie i 400°) zaznacza się duży spadek granicy sprężystości. Dla tego niskiego zakresu temperatur odpuszczania granica płynności zaznaczała się niewyraźnie; na wykresie wydłużenie - obciążenie załamanie się krzywej nie występowało, a przejście od zakresu podlegającego prawu Hooke'a do zakresu stałych wydłużeń było dla oka nieuchwytnie.

W niektórych stalach, mianowicie węglowej MFV, manganowej MFM i krzemowo-manganowej SBMh, w niskich temperaturach odpuszczania występuje również zjawisko kruchości. Próbki z tych gatunków, zahartowane i odpuszczane w temperaturach 250, 300 i 350°, pękały w uchwytach przy niskich obciążeniach.

Najwyższe własności wytrzymałościowe osiągnięto przy gatunku wysokokrzemowym i wysokowęglowym (SBMh). Nieco niższe, lecz również bardzo wysokie własności wytrzymałościowe cechowały stal Si-Cr-V (V 660) i Si-Cr (RSK). Wysoką granicę sprężystości mamy w obu wysokokrzemowych sta-



Rys. 3. Stal MFM, normalizowana w 810° — 15 min, hartowana od 840° — 15 min w oleju, odpuszczana 15 min.

Najniższe własności wytrzymałościowe posiadają gatunki stali manganowych MFM i RMB oraz węglowej MFV. Najniższą granicę sprężystości posiada stal RMB.

Największą udarność wykazuje stal krzemowo-manganowa PMS na próbkach o włóknie równoległym do powierzchni młota rozrywającego. Dochodzi ona do 18,8 kgm/cm². W tej stali wyraźnie zaznacza się obserwowana zresztą często na stalach sprężynowych „włóknistość podłużna”. Próbki, na których te włókna podłużne były łamane prostopadle, wykazują 42—50% udarności próbek, posiadających włókno podłużne. Porównanie złomów udarnościowych obu tych rodzajów próbek mamy na rys. 1.

Włóknistość podłużna występuje wyraźniej dopiero w próbkach odpuszczanych powyżej 400°. Z pozostałych stali dużą udarność posiada gatunek RMB i RSK, najniższą V660 i SBMh.

Według danych standartowych A. S. T. M. i fabryk niemieckich, żąda się od termicznie ulepszonej stali sprężynowej $A_{10} = 5 - 6\%$ i $C = 23 - 35\%$. Więc własności wytrzymałościowe badanych stali będą następujące:

Gatunek	Temp. hartow.	Temp. odp.	S Q R			A ₅ %	A ₁₀ %	C %	U	H _{Br}	S/R	Q/R
			kg/mm ²									
MFV	800°, woda	400	130,6	148,3	161,6	9,0	5,1	36,8	2,5	425,7	80,8	91,9
MFM	840°, olej	450	122,0	129,7	143,4	8,8	5,7	31,6	2,9	373,4	85,0	90,4
RMB	820°, olej	400	118,1	128,1	147,3	10,2	6,0	36,9	3,8	370,6	80,3	87,0
PMS	830°, woda	350	113,7	171,2	182,7	8,6	5,0	35,0	2,2	434,5	67,6	93,6
SBM	840°, woda	400	112,8	151,4	162,7	10,6	6,3	36,9	3,5	420,0	69,2	93,0
SBMh	840°, olej	400	159,2	191,0	214,7	8,0	4,7	21,6	2,1	526,2	74,2	89,0
RSK	840°, olej	400	135,8	158,0	170,3	8,6	5,1	33,8	3,5	440,0	79,6	92,8
V 660	840°, olej	400	132,0	176,2	198,1	8,1	5,3	26,9	2,7	495,6	66,6	89,0

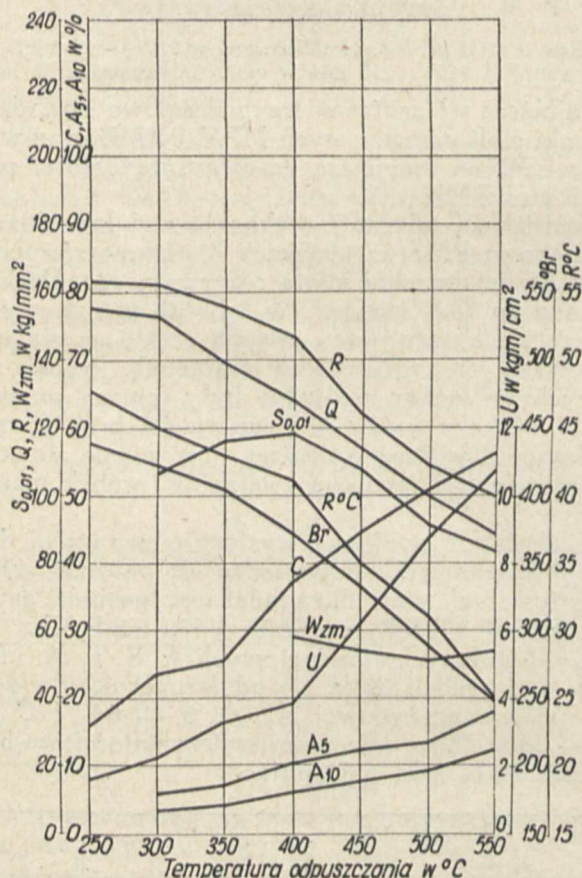
Stale ulepszone według tych żądań nie różnią się prawie udarnością. Najwyższe własności wytrzymałościowe i sprężyste wykazała stal SBMh; nieco niższe od niej — stale stopowe RSK i V 660.

Interesująca jest jeszcze zależność stosunku Q/R i S/R od ulepszenia. Stosunek Q/R dobrze ulepszonych stali wynosi 85 — 95, a S/R 80 — 90. Taki wysoki stosunek Q/R i S/R wykazują wyżej odpuszczane próbki; niżej odpuszczane odznaczają się niższą wartością tego stosunku.

B. Wytrzymałość na zmęczenie badanych stali.

Oznaczenie wytrzymałości na zmęczenie ośmiu gatunków stali przeprowadzono na maszynie Schencka. Na tej maszynie próbki są poddawane zmiennym obciążeniom zginającym.

Przebieg badania wytrzymałości na zmęczenie zapomocą maszyny Schencka wygląda następująco: Przy pomocy empirycznego wzoru: wytrzym. zmęcz. = 0,285 (R + Q) (W. Lequis) obliczyliśmy przybliżoną granicę zmęczenia. Opierając się na tem, oznaczono tylko „krótką granicę zmęczenia” na maszynie przy 3000 obrotach/min. Granicę tę wyszukuje się na wykresie z przecięcia dwu stycznych: jednej — do przyrostu momentu obrotowego, proporcjonalnego do strzałki ugięcia próbki, i drugiej — też do przyrostu momentu obrotowego, ale w zakresie, gdy te przyrosty są gwałtowne.



Rys. 4. Stal RMB, normalizowana w 810° — 15 min, hartowana od 820° — 15 min w oleju, odpuszczana 15 min.

Tak wyszukaną granicę zmęczenia sprawdzono przy pomocy dwu długich pomiarów zmęczenia na 10⁷ obrotów w ten sposób, że poddawano jedną próbkę obciążeniu o 1 kg/mm² większemu, a dru-

gą próbkę — o 1 kg/mm² mniejszemu, niż znaleziona „krótka granica zmęczenia”. Maszynę puszczano na 5000 obr./min.

O ile próbka wytrzymała 10⁷ obrotów bez pęknięcia, to znaczny obciążenie nie przekroczyło granicy zmęczenia. Przeprowadziliśmy badania tylko na próbkach polerowanych.

W swych badaniach nad gatunkami PMS i SBM oznaczył inż. Żemajtis⁶⁷⁾ wytrzymałość na zmęczenie próbek z tych stali o powierzchni podanej po wytoczeniu, z pominięciem szlifowania i polerowania, działaniu utleniającemu w czasie hartowania i odpuszczania.

Wytrzymałość tych próbek wahała się w wąskich granicach 25 — 30 kg/mm².

Wytrzymałość na zmęczenie próbek ulepszonych, polerowanych, z ośmiu badanych gatunków stali, podana jest w następujących tabelach:

Stal węglowa MFW (hart. od 800° w wodzie)

Temp. odp.	S	Q	R	0,285 (R+Q)	W. zm. krótka	W. zm. długa ok.	W. zm. R	W. zm. R+Q	W. zm. S+R	W. zm. S+Q
400	130,6	148,3	161,6	88,2	67,2	62,0	0,38	0,20	0,21	0,22
450	125,6	132,0	140,4	77,6	71,6	63,0	0,45	0,23	0,24	0,25
500	115,2	119,4	125,4	69,7	69,0	62,0	0,49	0,25	0,26	0,26
550	99,2	104,5	112,3	61,8	64,4	59,0	0,53	0,27	0,28	0,29

Stal manganowa MFM (hart. od 840° w oleju)

Temp. odp.	S	Q	R	0,285 (R+Q)	W. zm. krótka	W. zm. długa ok.	W. zm. R	W. zm. R+Q	W. zm. S+R	W. zm. S+Q
400	123,7	140,3	157,5	84,8	62,4	62,0	0,39	0,21	0,22	0,23
450	122,0	129,7	143,4	77,8	61,8	61,0	0,43	0,22	0,23	0,24
500	102,8	111,4	125,0	67,5	62,8	58,0	0,47	0,25	0,26	0,27
550	95,6	100,5	113,7	61,1	61,0	56,0	0,49	0,26	0,29	0,29

Stal manganowa RMB (hart. od 820° w oleju)

Temp. odp.	S	Q	R	0,285 (R+Q)	W. zm. krótka	W. zm. długa ok.	W. zm. R	W. zm. R+Q	W. zm. S+R	W. zm. S+Q
400	118,1	128,1	147,3	78,5	56,4	58,0	0,39	0,21	0,22	0,24
450	107,6	114,2	123,8	67,8	55,6	54,0	0,44	0,24	0,23	0,24
500	91,1	99,7	109,2	56,6	55,8	51,0	0,47	0,24	0,25	0,27
550	82,8	88,4	98,8	53,4	57,4	54,0	0,55	0,29	0,30	0,32

Stal manganowo-krzemowa PMS (hart. 830°, woda)

Temp. odp.	S	Q	R	0,285 (R+Q)	W. zm. krótka	W. zm. długa ok.	W. zm. R	W. zm. R+Q	W. zm. S+R	W. zm. S+Q
400	111,5	141,4	148,9	82,8	55,7	55,0	0,37	0,19	0,21	0,22
450	108,5	126,6	134,0	74,4	57,2	55,0	0,41	0,21	0,23	0,24
500	104,2	113,6	119,8	66,5	56,0	52,0	0,43	0,22	0,23	0,24
550	89,4	97,5	104,3	57,5	56,0	52,0	0,50	0,26	0,27	0,28

Stal manganowo-krzemowa SBM (hart. 840°, woda)

Temp. odp.	S	Q	R	0,285 (R+Q)	W. zm. krótka	W. zm. długa ok.	W. zm. R	W. zm. R+Q	W. zm. S+R	W. zm. S+Q
400	112,8	151,4	162,7	89,6	58,0	60,0	0,37	0,19	0,22	0,23
450	104,1	130,7	139,3	76,9	58,0	58,0	0,42	0,21	0,24	0,26
500	99,0	115,2	123,7	68,1	53,0	56,0	0,45	0,24	0,25	0,26
550	98,4	107,1	111,9	62,4	54,0	56,0	0,50	0,26	0,27	0,27

Stal manganowo-krzemowa SBMh (hart. 840°, w oleju)

Temp. odp.	S	Q	R	0,285 (R+Q)	W. zm. krótka	W. zm. długa ok.	W. zm. R	W. zm. R+Q	W. zm. S+R	W. zm. S+Q
400	159,2	191,0	214,7	115,4	53,6	68,0	0,32	0,17	0,18	0,19
450	132,4	158,7	178,3	96,0	58,2	70,0	0,39	0,20	0,23	0,24
500	119,4	139,6	157,1	84,5	56,8	67,0	0,43	0,23	0,24	0,27
550	109,3	120,6	139,4	74,0	58,8	66,0	0,47	0,25	0,27	0,29

Stal chromowo-krzemowa „RSK” (hartowana od 840°, w oleju)

Temp. odp.	S	Q	R	0,285 (R+Q)	W. zm. krótka	W. zm. długa ok.	W. zm. R	W. zm. R+Q	W. zm. S+R	W. zm. S+Q
400	135,8	158,0	170,3	93,5	61,6	64,0	0,37	0,19	0,21	0,22
450	129,3	143,9	150,6	84,0	62,2	64,0	0,41	0,22	0,23	0,24
500	118,1	128,3	131,0	74,2	64,6	67,0	0,51	0,25	0,27	0,27
550	102,9	113,2	118,4	66,0	64,0	60,0	0,51	0,26	0,27	0,28

Stal chromowo-krzemowo-wanadowa V 660 (hartowana od 840°, w oleju)

Temp. odp.	S	Q	R	0,285 (R+Q)	W. zm. krótka	W. zm. długa ok.	W. zm. R	W. zm. R+Q	W. zm. S+R	W. zm. S+Q
400	132,0	176,2	198,1	106,8	—	79,0	0,40	0,21	0,24	0,25
450	129,5	168,1	182,0	99,8	—	75,0	0,41	0,21	0,24	0,25
500	135,8	155,8	164,9	91,5	—	73,0	0,44	0,22	0,24	0,25
550	127,9	143,6	151,7	84,3	—	68,0	0,45	0,23	0,24	0,25

Z porównania powyższych wyników wnioskujemy, że wytrzymałość na zmęczenie nie zależy bardzo od gatunku stali. Własności nie odbiegają od siebie daleko i wynoszą około 55 — 60 kg/mm² dla pospolitszych gatunków stali, natomiast dla szlachetniejszych (SBMh, RSK, V660) — około 60 — 70 kg/mm².

Nie ujawnia się także zależność wytrzymałości na zmęczenie od temperatury odpuszczania. Wartości otrzymane dla poszczególnych gatunków wytrzymałości na zmęczenie nie zmieniają się prawie przy różnych temperaturach odpuszczania.

Znaleziona krótka granica zmęczenia w normalnych warunkach nie odbiega znacznie od sprawdzonej dwoma próbkami długiej granicy. Są czasem jednak znacznie większe różnice, jak np. przy gatunku SBMh.

Przy gatunku V 660, przy pomocy krótkich pomiarów, nie dało się wogóle określić wytrzymałości na zmęczenie, gdyż próbki aż do pęknięcia nie wykazywały żadnego gwałtowniejszego przyrostu momentu obrotowego, tak że załamanie krzywej momentu wogóle nie istniało. W tym gatunku wytrzymałość na zmęczenie można tylko określić za pomocą długich pomiarów.

Porównując wyniki ze wzoru W. Lequis'a z otrzymanymi, okazuje się, że wzór ten jest słuszny odnośnie do niektórych stali w zakresie temperatur odpuszczania ok. 550°. Przy temp. odpuszczania 450 — 500° trzeba przyjąć spódczynnik 0,24, a przy temp. odpuszczania około 400° — 0,18 — 0,20.

Wzór ten prawdopodobnie zależy od struktury stali. Zgadza się on dla struktur odpuszczonych, t. j. perlitycznej, sorbitycznej i troostyicznej; natomiast nie zgadza się dla stali struktury martenzytycznej i dla martenzytu o charakterze przejściowym. Należałoby go więc tak zmodyfikować:

$$W_{zm} = 0,285 (R + Q)$$

dla budowy ferrytyczno-perlitycznej, sorbitycznej i troostyicznej,

$$W_{zm} = 0,24 (R + Q)$$

dla struktur, które zachowały budowę martenzytu, lecz w rzeczywistości są pierwszymi produktami rozpadu martenzytu,

$$W_{zm} = 0,18 - 0,20 (R + Q)$$

dla budowy czysto martenzytycznej.

Jako nasuwający się stąd wniosek, trzeba przyjąć, że na podstawie własności wytrzymałościowych nie można dokładnie oznaczyć wytrzymałości na zmęczenie. Można to jedynie zrobić w pewnym przybliżeniu, uwzględniając budowę rozważanego tworzywa.

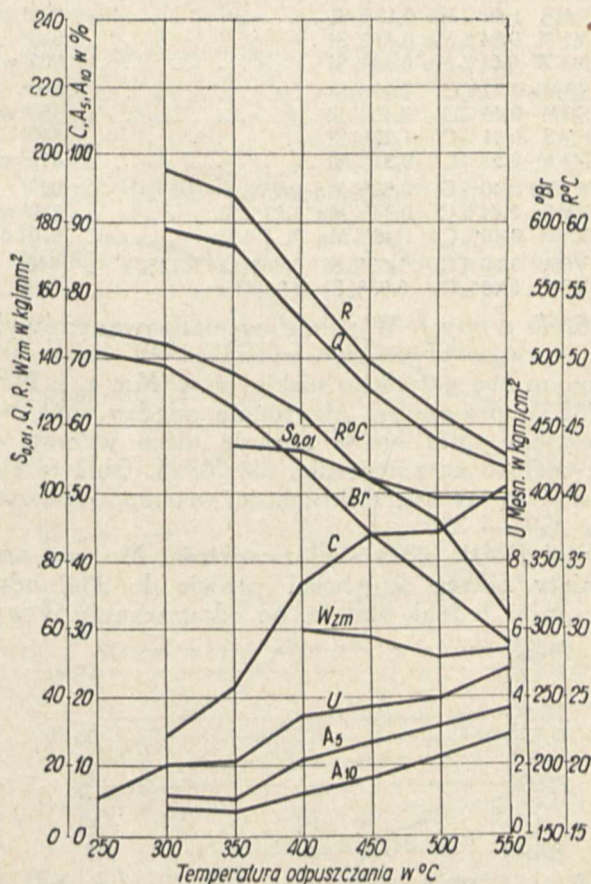
C. Wpływ krzemu, manganu, chromu i wanadu na własności stali sprężynowych.

Aby porównać wpływ dodatków stopowych, ustalimy następujące charakterystyki badanych stali:

- 1) węglowa MFW, — 0,56% C, 0,61% Mn
- 2) manganowa MFM, — 0,58% C, 0,94% Mn
- 3) " RMB, — 0,40% C, 1,45% Mn (niska zaw. C, wysoka Mn)
- 4) krzem.-mang. PMS, — 0,41% C, 0,84% Mn, 1,27% Si (niska zaw. C, Mn i Si)
- 5) " " SBM, — 0,46% C, 0,88% Mn, 2,10% Si (niska zaw. C, Mn, wysoka Si)
- 6) " " SBMh, — 0,72% C, 1,03% Mn, 1,97% Si (wysoka zaw. C i Si)

- 7) chrom-krzem. RSK, — 0,40% C, 0,52% Mn, 0,93% Si, 0,96% Cr (niska zaw. C, Si)
- 8) Cr-Si-V, V 660 — 0,60% C, 0,81 Mn, 1,63% Si, 0,96% Cr (wysoka zaw. C i Si)

Jako żądane po termicznej obróbce własności stali sprężynowych, przyjęto następujące: $R = 130 - 150 \text{ kg/mm}^2$, Q większe od 120 kg/mm^2 , $A_{10} = 7,0 - 5,5\%$, C nie niższe od 30% .



Rys. 5. Stal PMS, normalizowana w 810° 15 min, hartowana od 830° — 15 min w wodzie, odpuszczana 15 min.

Jeśli do tego przyjmiemy drugi warunek, że nie powinniśmy obniżać temp. odpuszczania poniżej 350 — 400°, gdyż albo wchodzimy w zakres niedostatecznej wiśności tych stali, w którym próbki rwą się w uchwytach przy niskich obciążeniach, albo w zakresie obniżonej sprężystości, gdzie naprężenia wewnętrzne, pozostałe w nisko odpuszczonym materiale, obniżają naturalną granicę sprężystości, to otrzymamy ogólne warunki, pod którymi będziemy rozpatrywać własności stali:

1) Stale węglowe MFW i MFM — w zakresie temp. odpuszczania 400 — 500° są na granicy żądanych własności.

2) Stal manganowa RMB. Dla tej stali zakres temp. odpuszczania można przesunąć do 350°, gdyż przy tej temperaturze nie zauważamy spadku granicy sprężystości. Żądane własności wytrzymałościowe spełnia ta stal tylko w zakresie temp. odpuszczania 380 — 400°, i to jeszcze wykazuje poniekąd niedostateczną wiśność.

3) Stal manganowo-krzemowa PMS spełnia warunki w zakresie temp. odpuszczania 350 — 450°.

4) Stal manganowo-krzemowa SBM, będąc prawidłowo zahartowana, musi być odpuszczana w zakresie 400 — 500°.

5) Chromowo-krzemowa RSK odpowiada warunkom, odpuszczona w temp. 400 — 500°.

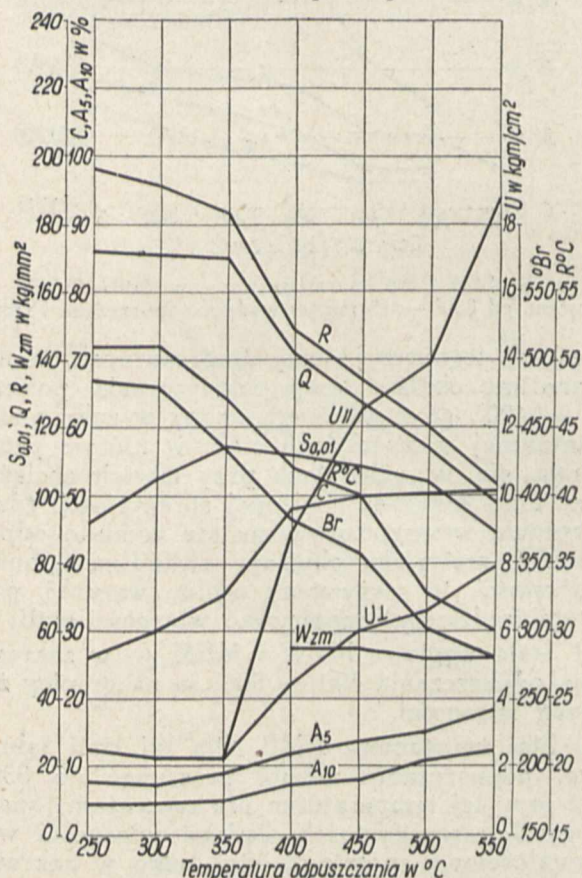
6) Chromowo-krzemowo-wanadowa V 660 posiada zupełnie zadowalające własności po odpuszczeniu w zakresie temp. 400 — 550°.

Aby porównać wpływ dodatków stopowych na stal, będziemy rozważać gatunki według następujących grup:

I. RMB	1,45% Mn	0,13% Si	hart. 820°	olej	
MFM	0,94% Mn	0,31% Si	840°	"	
MFW	0,61% Mn	0,50% Si	800°	woda	
II. SBMh	0,72% C	1,97% Si	840°	olej	
SBM	0,46% C	2,10% Si	850°	woda	
PMS	0,41% C	1,27% Si	830°	"	
MFM	0,58% C	0,31% Si	840°	olej	
III. RSK	0,40% C	0,52% Mn	0,93% Si	0,96% Cr	840°
PMS	0,41% C	0,84% Mn	1,27% Si	"	830° woda
RMB	0,40% C	1,45% Mn	0,3% Si	"	820° olej
IV. V660	0,60% C	1,63% Si	0,96% Cr	0,12% V	840°
RSK	0,40% C	0,93% Si	0,96% Cr	"	840°

Stale grupy I. W stanie normalizowanym wykazują prawie identyczne własności. W stanie ulepszonym oba gatunki o niskiej zaw. Mn, t. j. MFW i MFM, prawie się nie różnią między sobą własnościami. Stal MFW posiada nieco wyższą wytrzymałość na zmęczenie, niż MFM. Obie te stale posiadają też zakres kruchości w temp. odpuszczania 250 — 350°.

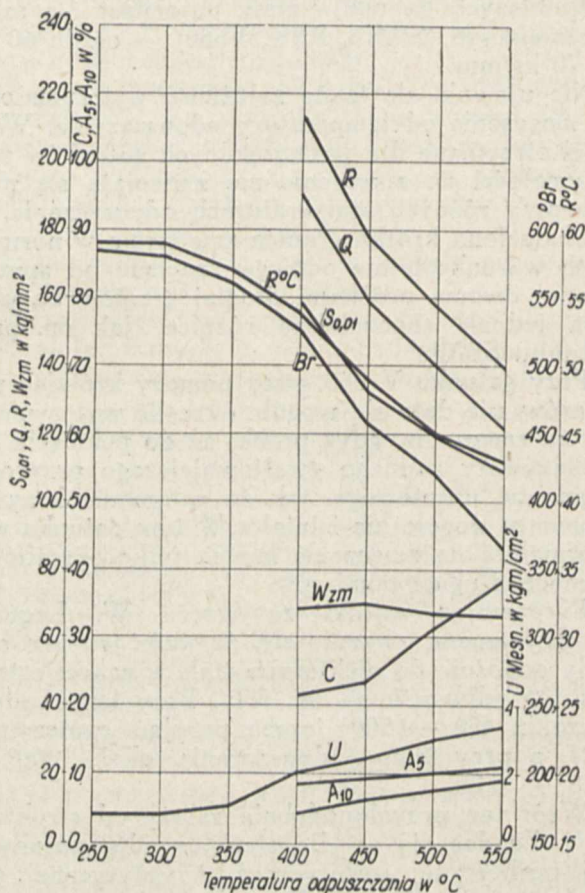
Stal RMB, o wyższej zawartości Mn, ma przesunięty zakres kruchości prawie do 250° odpuszczania. Jednak stal ta, po odpuszczeniu w wyż-



Rys. 6. Stal SBM, normalizowana w 810° 15 min, hartowana od 840°—15 min w wodzie, odpuszczana 15 min.

szych temperaturach, nie posiada sprężystości, własności wytrzymałościowych, twardości i wytrzymałości na zmęczenie stali poprzednich. Posiada natomiast zwiększoną ciągliwość i udarność.

Stale grupy II — o zmiennej zawartości krzemu i manganu. W stanie normalizowanym stal SBMh, wysokowęglowa i wysokokrzemowa, różni się od pozostałych dużą twardością, co może po-



Rys. 7. Stal SBMh, normalizowana w 810° — 15 min, hartowana od 840° — 15 min w oleju, odpuszczana 15 min.

wodować utrudnioną obróbkę tej stali w tym stanie. Pozostałe trzy stale nie różnią się bardzo własnościami.

Wysokokrzemowy gatunek SBMh o wysokiej zawart. węgla hartuje się dobrze i posiada wybitne własności wytrzymałościowe, pozatem wyróżnia się dużą odpornością na odpuszczanie. Nie wiele odbiega od niego gatunek SBM, następnie PMS, a w końcu MFM, przyczem ten ostatni, jak i pierwszy, posiada zakres kruchości w temp. odpuszczania 250 — 350°.

Natomiast gatunek SBMh posiada najniższą udarność; następne miejsca przypadają MFM i SBM. Gatunek PMS posiada bardzo dużą udarność, jednak na skutek dużej włóknistości podłużnej wykazuje wybitną różnokierunkowość.

Ponieważ stale PMS i SBM są bardzo czułe na wybór właściwej temperatury hartowania i łatwo można obie niedohartować, co bardzo się odbija na własnościach sprężystych tych stali, trzeba — celem zupełnego przeprowadzenia ferrytu w roztwór — stosować przy tych stalach wyższe temperatury hartowania, a zwłaszcza przy gatunku SBM conajmniej do 840°.

Możnaby też w tych gatunkach zwiększyć minimalną dolną zawartość węgla, by równocześnie zmniejszyć ilość wolnego ferrytu w stanie normalizowanym i ułatwić jego przejście w roztwór stali przed hartowaniem.

Wytrzymałość na zmęczenie w stanie ulepszonym próbek polerowanych jest u wszystkich gatunków prawie jednakowa.

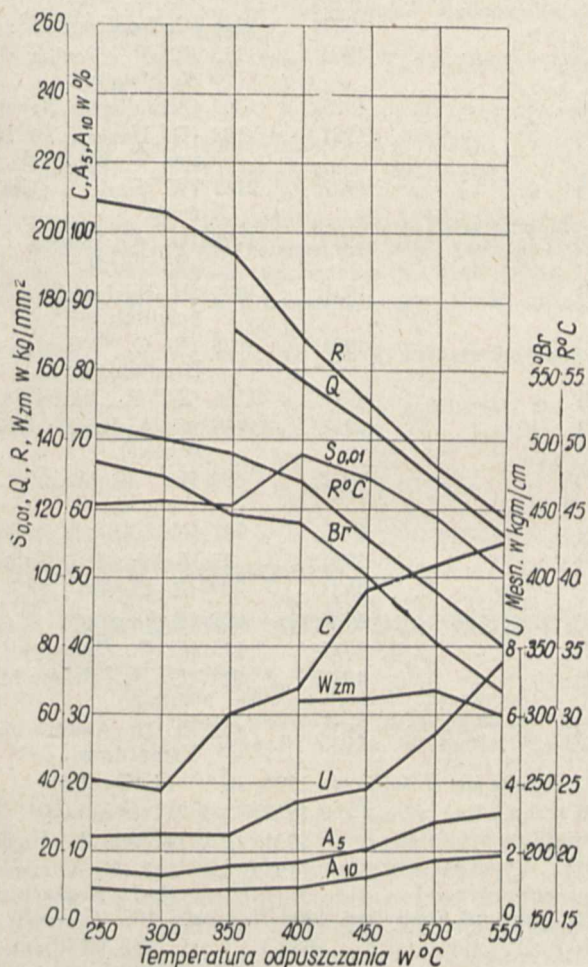
Stale grupy III — o stałej zawartości węgla i zmiennej manganu. W stanie normalizowanym stale bez chromu nie różnią się bardzo między sobą własnościami. Dodanie chromu znacznie podnosi twardość.

W stanie ulepszonym gatunek chromowo-krzemowy RSK góruje własnościami nad pozostałymi, wykazując jednocześnie większą od nich odporność na odpuszczanie. Gatunek PMS krzemowo-manganowy, po właściwym ulepszeniu, wykazuje natomiast duże lepsze własności od czysto manganowej stali RMB.

Udarnością góruje PMS, wykazując jednocześnie różnokierunkowość.

Stale grupy IV — chromowo-krzemowe. Przez zwiększenie zaw. C i Si w gatunku V 660 w stanie normalizowanym otrzymuje się dużą twardość, co może wywołać trudności obróbki tej stali w tym stanie.

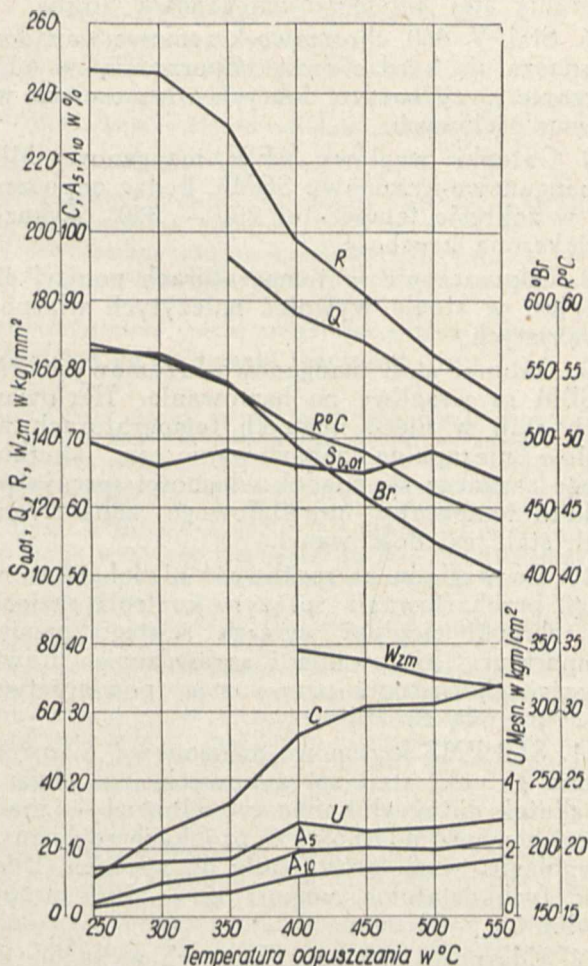
Gatunkowi temu trzeba przypisać też pewną samohartowność, gdyż szlify wykazują po znormalizowaniu strukturę sorbityczną ze śladami byłych igieł martenzytycznych.



Rys. 8. Stal RSK, normalizowana w 810° — 15 min, hartowana od 840° — 15 min w oleju, odpuszczana 15 min.

Po ulepszeniu, zwiększenie zawartości węgla, krzemu i dodatek wanadu nadaje znakomite własności wytrzymałościowe gatunkowi V 660, a także nadaje mu bardzo dużą odporność na odpu-

szczanie, co zasadniczo trzeba przypisać wana-dowi, tak że własności sprężyste tej stali nie ulegają prawie zmianie, mimo różnych temperatur odpuszczania.



Rys. 9. Stal V 660, normalizowana w 820° — 15 min, hartowana od 840° — 15 min w oleju, odpuszczana 15 min.

Stal V 660 posiada udarność niedużą, niższą od RKS, lecz wystarczającą dla stali sprężynowych.

Gatunek V 660 posiada lepszą wytrzymałość na zmęczenie, aniżeli gatunek RSK.

D. Wnioski.

1. Największe twardości posiadają gatunki SBMh i V 660, co może przyczynić się do utrudnienia obróbki mechanicznej tych stali, odpowiednio termicznie obrobionych.

2. Zasadniczą strukturą stali w stanie normalizowanym jest ferryt i perlit. Stal V 660 posiada w stanie normalizowanym strukturę sorbityczną ze śladami byłej budowy martenzytycznej. Wskazywałoby to na jej pewną samohartowność.

3. Strukturą zasadniczą w nisko odpuszczonych stalach jest martenzyt. Odpuszczanie w nieco wyższych temperaturach, t. j. około 500 — 550°, wywołuje zmianę struktury na sorbityczno-troostytyczną lub sorbityczną.

4. Stale odpowiednio ulepszone odznaczają się granicą płynności, niewiele odbiegającą od wytrzymałości na rozciąganie, a ich granica sprężystości leży prawie przy granicy płynności. Sto-

sunek Q/R tych stali wynosi 85 — 95, a S/R 80 — 90 kg/mm^2 .

5. Najwyższe własności wytrzymałościowe posiada w zakresie użytecznych temperatur odpuszczania stal krzemowo-manganowa SBMh.

6. Stal V 660 chromowo-krzemowo-wanadowa odznacza się bardzo dużą odpornością na odpuszczanie, przy bardzo dobrych własnościach wytrzymałościowych.

7. Gatunki: węglowy MFW, manganowy MFM i manganowo-krzemowy SBMh, będąc odpuszczane w zakresie temperatur 250 — 350°, wykazują zwiększoną kruchość.

8. Odpuszczanie w temperaturach poniżej 400° nie jest w stanie wywołać należytych własności sprężystych.

9. Gatunki stali manganowo-krzemowych PMS i SBM są wrażliwe na hartowanie. Hartowanie tych stali w nieco niższych temperaturach wywołuje niezupełne zahartowanie się, skutkiem czego zaznacza się spadek własności sprężystych. Zakres temperatur prawidłowego zahartowania tych stali jest dość wąski.

10. Ze względu na możliwość niedohartowania, wzgl. przehartowania sprężyn, kontrola racjonalnej obróbki cieplnej wymaga ścisłego pomiaru temperatury hartowania i sprawdzenia prawidłowości odpuszczania przy pomocy pomiaru twardości metodą Brinell'a.

11. Stal PMS krzemowo-manganowa, a również i inne gatunki stali sprężynowych, posiadają — na skutek dużej włóknistości podłużnej — znaczną rozbieżność udarności w próbkach rozbijanych równolegle, wzgl. prostopadle do włókien. Udarność tych ostatnich wynosi 40 — 50% próbek o włóknie podłużnym.

12. Udarność stali sprężynowych wykazuje dużą rozpiętość. Lecz udarność nie jest ścisłą i wybitną charakterystyką wartości stali sprężynowych.

13. Zanieczyszczenia niemetaliczne uwypuklają włóknistość podłużną, która często jest pożądana w konstrukcjach sprężynowych. Większa włóknistość wywołuje niejednorodność, a nawet rozwarstwienie materiału.

14. Wytrzymałość na zmęczenie zależy wybitnie od stanu powierzchni. Próbkę niepolerowane nie wykazują zależności jej od gatunku stali; sięga ona w nich zaledwie 25 — 30 kg/mm^2 .

15. Wytrzymałość na zmęczenie polerowanych próbek w stanie ulepszonym wynosi 55 — 60 kg/mm^2 odnośnie do pospolitszych gatunków stali, a 60 — 70 i więcej — odnośnie do stopowych gatunków stali sprężynowych.

16. Stasunek $W. zm. : (R + Q)$ wynosi około 0,285 (wzór W. Lequis'a) tylko dla próbek wysoko odpuszczanych. Wielkość współczynnika zależy od struktury stali. Proponujemy różniczkować wzór W. Lequis'a w następujący sposób:

dla stali perlityczno-ferrytycznych i sorbitycznych:

$$W. zm. = 0,285 (R + Q);$$

dla stali troostytowo-martenzytycznych, wzgl. z martenzytem o charakterze przejściowym:

$$W. zm. = 0,24 \text{ do } 0,25 (R + Q);$$

dla stali martenzytycznych:

$$W. zm. = 0,18 \text{ do } 0,20 (R + Q).$$

Dla konstruktora ważne jest znalezienie istotnych podstaw do oceny stali sprężynowych. Z naszych badań wynika wniosek, że zastosowanie tworzywa o wysokiej wytrzymałości statycznej słabo wpływa na zwiększenie zakresu bezpieczeństwa wobec zmiennych obciążeń o charakterze zmęczeniowym. Wzrasta jedynie zakres obciążeń statycznych. Ze znacznym bowiem wzrostem wytrzymałości na rozciąganie spada stosunek $W. zm. : (R + Q)$ z 0,285 na 0,19. Jako zasadniczy postulat można przyjąć, że w stalach sprężynowych wytrzymałość na zmęczenie jest prawie niezależna od temp. odpuszczania, a więc — prawie stała.

Literatura

- 1) *Stahl und Eisen* 1909, str. 797 (William i Barnes).
- 2) " " " 1911, " 818 (" ").
- 3) " " " 1911, " 903 (" ").
- 4) " " " 1911, " 1776 (Dinglers).
- 5) " " " 1918, " 567 (Téreny János).
- 6) " " " 1919, " 447 (Hatfield).
- 7) " " " 1922, " 188 (Oertel).
- 8) " " " 1922, " 626 (Hatfield).
- 9) " " " 1923, " 1409 (R. E. Lewton).
- 10) " " " 1924, " 1026 (Colbeck i Hanson).
- 11) " " " 1924, " 1115 (E. P. Stenger i B. A. Stenger).
- 12) " " " 1925, " 1589 (Könidler i Schutlz).
- 13) " " " 1927, " 192 (G. Hankis, D. Hanson, G. W. Ford).
- 14) " " " 1927, " 2167 (W. Beck i Öölklingen).
- 15) " " " 1929, " 1090 (G. A. Hankis i G. W. Ford).
- 16) " " " 1931, " 957 (H. Buchholz i E. H. Schutlz).
- 17) " " " 1931, " 1028 (R. G. C. Baston i L. Bradley).
- 18) " " " 1931, " 1266 (W. H. Hatfield).
- 19) " " " 1931, " 1485 (G. A. Hankis i M. L. Becker).
- 20) " " " 1932, " 653 (E. Houdremont i Bennek).
- 21) " " " 1933, " 247 (Maurer i Korschan).
- 22) " " " 1934, " 25 (Reinhold i Kühnel).
- 23) " " " 1934, " 449 (E. Grieb).
- 24) " " " 1934, " 573 (R. Linz).
- 25) " " " 1935, " 125 (F. P. Zimnarski).
- 26) " " " 1935, " 811 (G. A. Hankis i H. R. Mills).
- 27) " " " 1935, " 812 (J. H. Andrew i G. T. Richardson).
- 28) *Revue de Métallurgie* 1904, str. 46 (Guillet).
- 29) " " " 1912, " 217 (Paglianti).
- 30) " " " 1931, " 141 (G. A. Hankis).
- 31) " " " 1933, " 117 (G. A. Hankis i M. L. Becker).
- 32) *Iron and Steel Inst.* 1906 II. t., str. 105 (Guillet).
- 33) " " " 1910 I. t., str. 246 (William i Barnes).
- 34) " " " 1911 I. t., str. 269 (William i Barnes).
- 35) " " " 1911 I. t., str. 294 (William i Barnes).
- 36) " " " 1931 t. 124, str. 387 (G. A. Hankis i L. M. Becker).
- 37) *Iron Age* 134 (rok 1934) Nr. 7, str. 16 i 78 (G. Piquet).

- 38) *Trans. Am. Soc. for Steel Treating* I (1921), str. 617 (E. P. Stenger i B. H. Stenger).
- 39) *Trans. Am. Soc. for Steel Treating* III (1923), str. 944 R. E. Lewton).
- 40) *Trans Am. Soc. Metals* 22 (1934) Nr. 9, str. 833 (C. T. Eakin).
- 41) Static and Endurance Test of Laminated Springs made of Carbon and Alloy Steels. Special Report Nr. 13. Researches on Springs. R. G. Badson i J. Bradley.
- 42) The Nature and characteristics of the new Steels. *Engineering Magazine* t. 36, str. 809 i 978 (L. M. Becker).
- 43) *Engineering Magazine* t. 78, str. 871. (Sankey i Smith).
- 44) *Journ. of the Franklin Institute* t. 167, str. 379. (Mathews).
- 45) *Z V D I* 1931, str. 1521 (P. Speer i H. Stark).
- 46) „ 1933, „ 271 (Haig, McAdam i Mailänder).
- 47) „ 1935, „ 73 (Haig, McAdam i Mailänder).
- 48) *Arch. f. Eisenhütteswesen* 1932/33, str. 24 (E. Houdremont).
- 49) *Krupsche Mhefte* 1900, str. 253 (Mailänder).
- 50) *Dynamische Dauerbiegemaschinen*, Carl Schenk. (Prospekt).
- 51) *Spezialstähle* (G. Mars) (1922).
- 52) *Das technische Eisen*. Paul Oberhoffer. (1924).
- 53) *Die Edeltähle*. F. Rapatz. (1925).
- 54) *Autostahle des Welthandels*. A. Müller-Hauf (1927).
- 55) *Stahl und Eisen als Werkstoff*. T. II. (1927) *Gütesteigerung der Stähle für Kupplungen, Federn und Eisenbahnen*. M. Füchsel.
- 56) *Stahl und Eisen als Werkstoff*. T. IV (1927). *Federn und Federstahl*. Wenzel Beck.
- 57) *Werkstoff-Handbuch, Stahl und Eisen* (1927-1932).
- 58) *Moderne Metalkunde*. Piwowarsky (1934).
- 59) *Wechselfestigkeit metallischer Werkstoffe*. F. Herold (1934).
- 60) *Aenderung des Verde-Hengstenberg Hungsmoduls von Federstahl mit der Temperatur*. J. W. Ludewig (1934).
- 61) *Die Technologie des Edeltstahles*. A. Kopf (1934).
- 62) *Einführung in die Sonderstahlkunde*. E. Houdremont (1935).
- 63) *Metaloznawstwo, cz. I. Dr. inż. I. Feszczenko-Czopiwski* (1930).
- 64) *Metaloznawstwo, cz. II. (Stale specjalne). Dr. inż. I. Feszczenko-Czopiwski* (1934).

- 65) *Dziennik Urzędowy Ministerstwa Kolei Żelaznych* Nr. 22, rok 1920.
- 66) *Dziennik Urzędowy Ministerstwa Komunikacji* Nr. 13, rok 1930.
- 67) *Własności wytrzymałościowe i obróbka termiczna stali sprężynowych używanych w kolejnictwie*. Inż. K. Zemaajtis (notatka niewydana).
- 68) *Stal Baildon* (1934, prospekt).
- 69) *Baildon, stal nierdzewna i kwasoodporna*, prospekt.
- 70) *Huta Batory. Stal konstrukcyjna* (prospekt).
- 71) *Polskie Normy Handlowe* P. N. H-210
- 72) *Issledowanie swojstw pruzinnoj stali*. Inż. met. B. H. Konstantinow, *Metałłurg* 1934, Nr 8, str. 55.
- 73) *Issledowanie swojstw pruzinnoj stali*. Inż. met. B. H. Konstantinow, *Metałłurg* 1935, Nr. 12, str. 49.

Caractéristiques mécaniques des aciers à ressorts en fonction du traitement thermique

R é s u m é :

Après avoir montré le rôle et les nombreuses applications des ressorts dans les mécanismes divers, les auteurs citent les typiques aciers à ressorts, montrent leurs qualités mécaniques, traitement thermique et l'influence des éléments additionnels (Mn, Si, Cr, V, Mo). Ensuite ils s'occupent de la résistance de ces aciers à la fatigue et à la corrosion, ainsi qu'ils analysent l'influence de leur décarburation au cours des procès du traitement mécanique à chaud et du traitement thermique.

Les auteurs ont exécuté une série des essais concernant les qualités mécaniques des aciers à ressorts de 8 marques (1—au carbone, 2—au manganèse, 3—au manganèse-silicium, 1—au chrome-silicium, 1—au chrome-silicium-vanadium). La microstructure et les caractéristiques mécaniques (surtout la résistance à la fatigue) furent déterminées en fonction du traitement thermique (trempe et revenu); on a analysé aussi l'influence des additions: Mn, Cr et V.

Dans les conclusions les auteurs constatent entre autres que les additions font augmenter la résistance et que le traitement thermique donne l'augmentation du rapport $Q : R$ et $S : R$; que l'augmentation de la limite élastique réelle S au fur et à mesure de l'accroissement du pourcentage des additions est beaucoup plus inférieure que l'augmentation de la résistance sous l'action du traitement thermique. Au contraire, la limite de fatigue ne dépend pas pratiquement du traitement thermique; elle dépend essentiellement de l'état de la surface de l'éprouvette, s'élevant jusqu'à 70 kg/mm^2 pour les éprouvettes polies des aciers spéciaux qu'on a essayé.

Próba na zginanie, jako wskaźnik dobroci połączenia spawanego

Inż. W. Czyrski
Katowice, Huta Baildon

Referat zjazdowy

Rodzaje prób połączeń spawanych. — Próba na zginanie, jej charakterystyka i warunki wykonania. — Zależność wydłużenia przy zginaniu: a) od gatunku elektrod i rodzaju stali spawanej, b) od średnicy rolek i grubości wałka. — Zmiana wydłużenia podczas zginania. — Wnioski.

RODZAJE i kształty prób, stosowanych do określania danych wytrzymałościowych połączeń spawanych, względnie samych tylko spoin, nie są jeszcze dotąd całkowicie unormowane. Prawie w każdym państwie istnieją przepisy, określające rodzaj i kształt prób w odniesieniu do zastosowania spawania w pewnej dziedzinie, jak np. kolejnictwo, spawanie zbiorników pracujących pod ciśnieniem i t. p., lecz nie są one zazwyczaj wystarczające do wszechstronnego zbadania spawanego połączenia lub tworzywa ułożonych spoin i nie obowiązują w innych gałęziach budownictwa żelaznego.

Z drugiej strony, duża ilość czynników, składających się na dobroć i pewność spawanego połączenia, wymaga ciągłego przeprowadzania prób, celem dobrania najbardziej odpowiedniego materiału dodatkowego w postaci gołego drutu lub otulonych elektrod, oraz kontrolowania wprawy i sumienności spawacza.

Z tego punktu widzenia wszystkie próby, stosowane w spawalnictwie, mogą być podzielone na trzy zasadnicze kategorie:

1. próby, służące do określania własności wytrzymałościowych czystych spoin, czyli ustalenia „charakterystyki wytrzymałościowej elektrody”,

mianowicie: próba na rozciąganie i wydłużenie czystej spoiny oraz próba na udarność, twardość i ścinanie, przy czym materiał spawany musi posiadać ten sam skład chemiczny, co i spoina;

2. próby, służące do określenia własności wytrzymałościowych połączenia spawanego; należą tu: próba na rozciąganie, udarność, twardość, ścinanie i zmęczenie;

3. próby, stosowane do badania dobroci spawanego połączenia, jak próba na zginanie, prześwietlanie promieniami Roentgena, metody akustyczne, magnetyczne, wiercenie spoin i t. p.

Coprzawda próba na zginanie jest uwzględniona w różnych przepisach i zaliczona do kategorii prób wytrzymałościowych przez podanie pewnego minimalnego kąta zgięcia, lecz równocześnie pozwala ona sądzić o innych własnościach spawanego połączenia i z tego względu musi być zaliczona raczej do kategorii prób ogólnych.

Ustosunkowanie się świata technicznego do tej próby jest naogół dość negatywne. Tłomaczy się to niejednorodnością spawanego połączenia, nie dającą się ująć w jakiegokolwiek ramy, celem wyrowadzenia ścisłej zależności pomiędzy wydłużeniem przy rozerwaniu a wydłużeniem przy zginaniu oraz określenia wydłużenia przy zginaniu w zależności od kąta zgięcia. Są to zupełnie słuszne zarzuty, i dlatego właśnie próba na zginanie musi być zaliczona do prób ogólnych i, jako taka, znaleźć szerokie zastosowanie przy kontroli spawanych połączeń i wprawy spawaczy.

Przygotowanie prób na zginanie odbywa się zwykle w następujący sposób: spawa się na styk dwie płytki żelazne o dowolnych wymiarach (zwykle 150×150 mm), przecina się na paski w kierunku poprzecznym do spoiny, wystającą część spoiny usuwa się na strugarce i nieco zaokrągla się krawędzie. Niektóre przepisy przewidują zginanie spawanych pasków bez obrabiania spoiny. Jest to o tyle niewygodne, że zwykle spoina nieco wystaje ponad poziom spawanych płyt, a tem samym, na skutek zwiększonej grubości (i wytrzymałości), tylko nieznacznie zgina się; natomiast w miejscach przejścia pomiędzy spoiną a spawaną płytą następuje gwałtowne zgięcie, co zwykle doprowadza do pęknięcia. W rezultacie taka próba daje bardzo mało. W rzeczywistości bowiem spawane połączenie nigdy nie jest narażone na tak znaczne zginanie, a nieznaczne wygięcia, mogące wystąpić w czasie pracy, należą zwykle do kategorii pulsujących naprężeń zmiennych i odporność na nie musi być badana przy zastosowaniu specjalnych urządzeń. Do zbadania zewnętrznego wyglądu spoiny, połączenia powierzchni spoiny z powierzchnią płyty i przyczepności spoiny wystarczy ułożyć pojedynczą spoinę na wąskim skrawku blachy i następnie zgiąć ją w kierunku poprzecznym do osi spoiny. Ta prosta próba da zupełnie wystarczającą odpowiedź na powyższe pytania, a z drugiej strony umożliwi stosowanie do zginania heblowanych próbek, będąc ich uzupełnieniem.

Usunięcie wystającej spoiny i zrównanie jej powierzchni z powierzchnią spojonych płyt ma następujące dodatnie strony:

1) zmniejsza się różnica pomiędzy wytrzymałością przekroju spoiny a spawanej blachy w sąsiedztwie spoiny, co przyczynia się do bardziej równomiernego zgięcia;

2) usunięcie przejścia od powierzchni spoiny do powierzchni spawanej płyty, odgrywającego rolę karbu, umożliwia osiągnięcie większego kąta zgięcia, a tem samym większego wydłużenia spoiny;

3) przy zginaniu nawet bardzo małe pory skrupiają na swoich brzegach znaczne naprężenia rozrywające, które wywołują drobne pęknięcia, widoczne gołym okiem. Naskutek tego na podstawie wyglądu powierzchni spoiny po zgięciu możemy wyciągnąć konkretne wnioski o jej spoiowości, a tem samym ocenić pracę spawacza, tworzywo spoiny i możliwość stosowania danego gatunku elektrod do spawania danego gatunku stali;

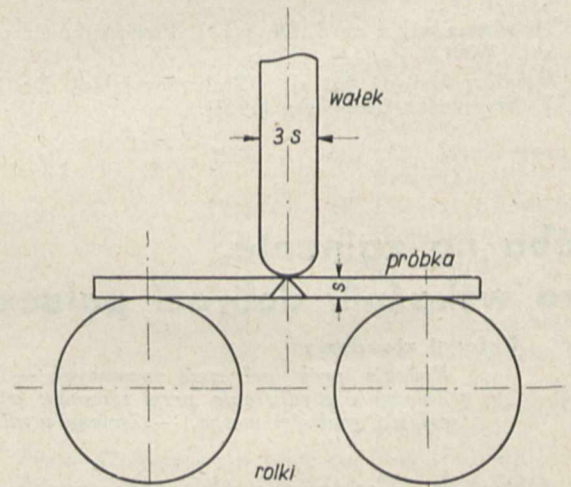
4) obserwacja strefy przejściowej pozwala wnioskować o przyczepności spoiny i o ewentualnych błędach spawania;

5) na powierzchni spoiny, względnie tuż pod nią, mogą być drobne zanieczyszczenia żużlowe, które — o ile nie doprowadzą przy zginaniu do pęknięcia, — to w każdym razie wywołają rysy; pozwoli to wnioskować o sumienności pracy spawacza i ewentualnych trudnościach przy usuwaniu żużla;

6) wygląd spoiny i jej wydłużenie po zgięciu pozwala wnioskować o jej wytrzymałości na rozciąganie, o ile tylko jest znana wytrzymałość na rozciąganie spawanej blachy;

7) zginanie próbki, wyposażonej wzdłuż osi w kreski w pewnych odstępach, przy zginaniu na dostatecznie grubym wałku, daje cyfrowo stosunki wydłużeniowe na połączeniu: blacha — strefa przejściowa — spoina — strefa przejściowa — blacha.

Przyrząd do zginania (rys. 1) składa się z dwóch luźnie obracających się rolek i wałka, poruszanego hydraulicznie lub zapomocą śruby. Nacisk wałka w czasie zginania musi być jednostajny, gdyż nagłe obciążenie posiada cechy uderzenia i może przedwcześnie złamać próbkę.



Rys. 1. Urządzenie do zginania.

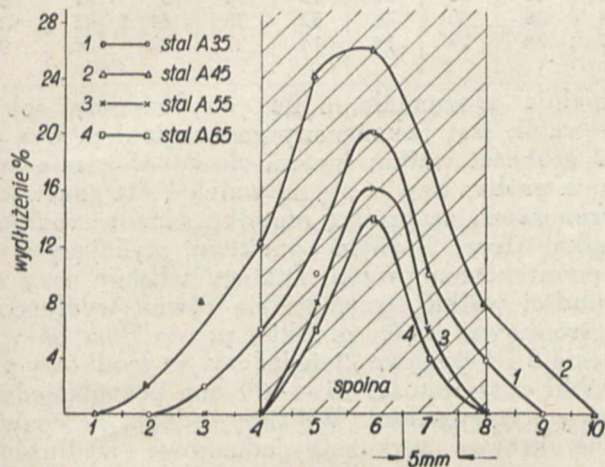
E. Block i H. Ellinghaus *) zwrócili uwagę, że rozkład naprężeń przy zginaniu na wałku jest nierównomierny, gdyż największy moment gnący występuje bezpośrednio pod wałkiem, a w miarę oddalania się od niego maleje. Zaprojektowali oni specjalną maszynę do gięcia próbek, która miała zapewnić równomierny rozkład momentów.

*) E. Block i H. Ellinghaus „Der Freibiegeversuch”. Die Elektroschweissung Nr. 7, 1933 r.

Zastanówmy się nad praktyczną stroną zastosowania takiego urządzenia. Na skutek wspomnianych wyżej zmiennych stosunków wytrzymałościowych w poszczególnych przekrojach próbek spawanych, a w związku z tem i różnego wydłużenia powierzchniowego przy zginaniu, zależność po-

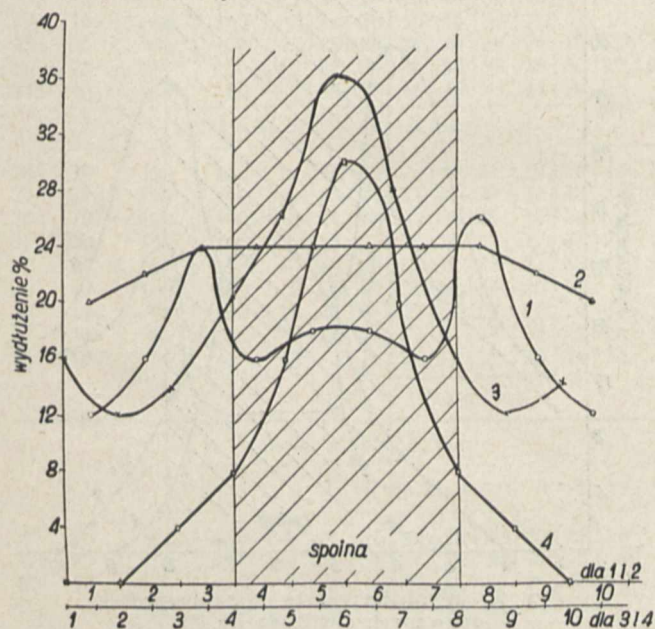
wytrzymałości na rozciąganie spoiny i spawanej blachy, oraz ustalenie grubości wałka i średnicy rolek na podstawie pomiarów wydłużenia próbki w czasie zginania.

Do przeprowadzenia badań użyto próbek o szerokości 30 — 35 mm, z obrobioną powierzchnią górną i lekko zaokrąglonymi krawędziami, z zaznaczonymi wzdłuż osi próbki kreskami w odstępach 5 mm. Po zgięciu mierzono wydłużenie w poszczególnych strefach z dokładnością do 1/50 mm. Oczywiście, pomiar wydłużenia na tak małych długościach nie jest bardzo dokładny i może wywołać pewne odchylenia, nieco zniekształcające przebieg krzywych wydłużenia, oraz nie daje ścisłych danych cyfrowych, mających służyć do ustalenia zależności pomiędzy wydłużeniem przy zginaniu a przy rozerwaniu (zbyt mała długość pomiarowa — duże wydłużenie), daje jednak wystarczająco dokładne dane porównawcze. Dlatego też do badań stosowano zarówno próby spawane, jak i niespawane.



Rys. 2. Wydłużenie przy zginaniu próbek spawanych elektrodą Nr. 1.

między kątem zgięcia a wydłużeniem przy zginaniu nie może być ujęta w jakieś normy. A zatem, czy w tym wypadku będziemy stosować zginanie na wałku czy bez wałka, nie ma to praktycznego znaczenia. Zwykle spoina posiada nieco wyższą wytrzymałość w porównaniu do spawanej blachy; z tego wynikałoby, że mając do dyspozycji większy moment zginający pośrodku próby w wypadku zginania na wałku, możemy uzyskać bardziej równomierne wydłużenie próbki, aniżeli w wypadku gięcia bez wałka. Wobec tego wykres Nr. 7 w artykule wspomnianych badaczy budzi pewne zastrzeżenia, tembardziej, że do gięcia został użyty wałek dwukrotny.



Rys. 3. Wydłużenie przy zginaniu próbek spawanych elektrodą Nr. 2.

Liczne badania, przeprowadzone w tym kierunku w laboratorium Huty Baildon, miały na celu udowodnienie, w jak znacznym stopniu zależy wydłużenie przy zginaniu od wzajemnego układu

A. Zależność wydłużenia przy zginaniu od gatunku elektrod i rodzaju spawanej stali.

Do określenia stopnia zależności wydłużenia przy zginaniu od gatunku elektrody i rodzaju spawanej stali użyto czterech gatunków węglowej stali konstrukcyjnej o kolejno wzrastającej wytrzymałości (tabela I) i czterech gatunków elektrod, dających spoiny o wytrzymałości uwidocznionej w tabeli II.

TABELA I.
Gatunki stali użyte do badań

Oznaczenie wg. PN—H 210	R kg/mm ²	A ₁₀ %
A 35	42,8	30,0
A 45	47,0	18,0
A 55	61,8	19,0
A 65	69,2	20,0

TABELA II.
Elektrody użyte do badań

Elektroda	Oznaczenie wg. Baildona	R kg/mm ²	A ₁₀ %	Uwagi
N „1“	czerwona	42	12	cienko powlekana
N „2“	niebiesko-biała	50	23	grubopowlekana
N „3“	czerwono-biała	51	28	„
N „4“	czarno-biała	55	23	„

Plan tej części badań ułożono w ten sposób, że każdy gatunek stali spawano kolejno czterema gatunkami elektrod, oznaczano wytrzymałość i wydłużenie spoiny, a obrobione próbki poddawano gięciu. Celem uniezależnienia wyników badań od sposobu spawania i innych zmiennych składowych, do prób zastosowano blachę o grubości 10 mm, spawaną na styk po zukosowaniu krawędzi na V, i giętą na wałku o grubości 30 mm (czyli trzykrotnym) i rolkach o ϕ 100 mm.

Dane wytrzymałościowe, uzyskane przy badaniu spoin, są zestawione w tabeli III, a wyniki pomiarów powierzchniowych wydłużeń w tabeli IV oraz na wykresach 2, 3, 4 i 5.

Przebieg krzywych wydłużeń powierzchniowych na wykresach 3, 4 i 5 wskazuje, w jak znacznym stopniu te wydłużenia zależą od spawanego materiału. W pewnych wypadkach — krzywe Nr. 2 na wykresie 3 i 4 — otrzymujemy zupełnie

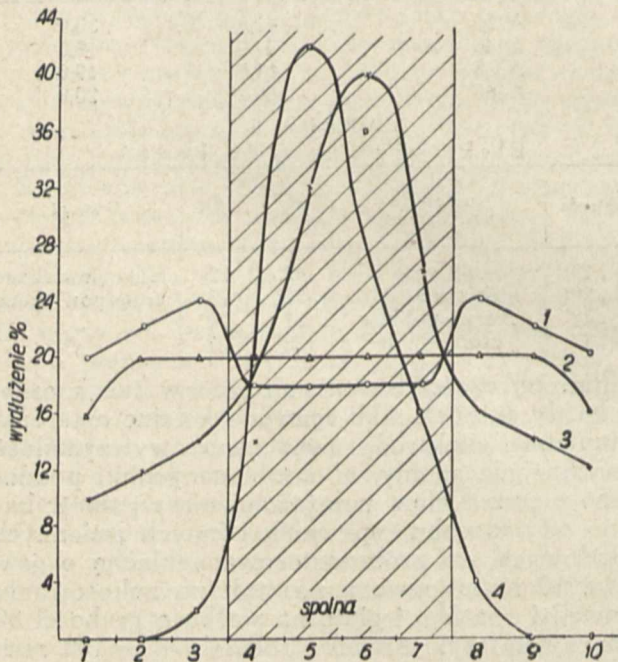
TABELA III.
Wyniki badań spoin

Włas mech. spoin	Elektroda N „1” gatunek stali				Elektroda N „2” gatunek stali				Elektroda N „3” gatunek stali				Elektroda N „4” gatunek stali			
	A 35	A 45	A 55	A 65	A 35	A 45	A 55	A 65	A 35	A 45	A 55	A 65	A 35	A 45	A 55	A 65
R kg/mm ²	44	46	44	46	50	54	55	54	51	56	59	58	54	57	62	68
Q kg/mm ²	33	35	34	32	36	45	44	44	38	40	44	52	38	41	43	53
A _s %	11	10	9	6,5	25	23	16	14	28	24	14	14	22	12	10	9

TABELA IV.
Wyniki pomiarów wydłużeń powierzchniowych.

Elektroda	Gat. stali	Wydłużenie w poszczególnych strefach										Kąt zgięć	U w a g i
		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10		
N „1”	A 35	0	0	2	6	10	20	10	4	0	0	75	pękła w strefie 6
	A 45	0	2	8	12	24	26	18	8	4	0	80	
	A 55	0	0	0	0	8	16	6	0	0	0	30	
	A 65	0	0	0	0	6	14	4	0	0	0	24	
N „2”	A 35	12	16	24	16	18	18	16	26	16	12	180	bez pęknięcia
	A 45	20	22	24	24	24	24	24	22	20	180		
	A 55	16	12	14	20	26	36	28	16	12	16	180	
	A 65	0	0	4	8	16	30	20	8	4	0	70	
N „3”	A 35	20	22	24	18	18	18	18	24	22	20	180	bez pęknięcia
	A 45	16	20	20	20	20	20	20	20	16	180		
	A 55	10	12	14	14	32	40	26	16	14	12	180	
	A 65	0	0	2	20	42	36	16	4	0	0	95	
N „4”	A 35	10	14	18	24	10	10	10	22	16	14	180	bez pęknięcia
	A 45	12	16	28	36	18	16	20	34	24	16	180	
	A 55	0	0	4	8	18	24	20	10	6	0	80	
	A 65	0	0	0	2	16	22	18	4	0	0	50	

równomierne wydłużenie na znacznej przestrzeni zginanej próbki, sięgającej aż poza strefę przejściową. Nie oznacza to, że spawana próbka jest zupełnie jednorodna i w każdym przekroju posiada jednakową wytrzymałość. Wiemy bowiem, że moment zginający jest zasadniczo największy w



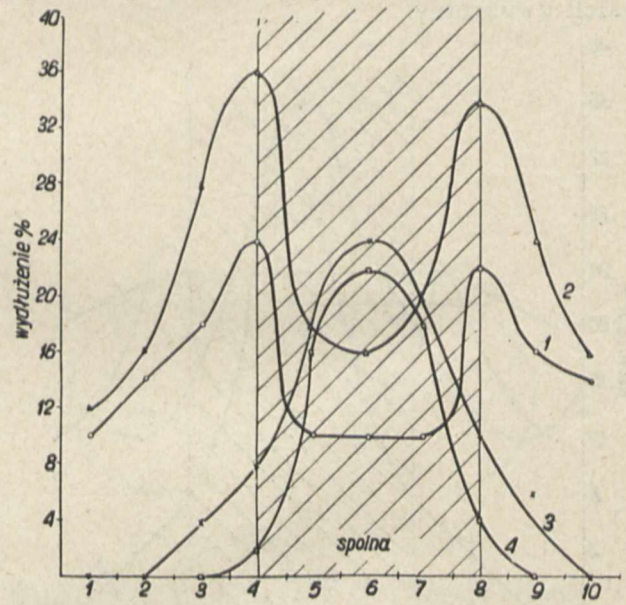
Rys. 4. Wydłużenie przy zginaniu próbek spawanych elektrodą Nr. 3.

środku próbki i właśnie ten środek, wg. E. Blocka i H. Ellinghousa, musi wykazać największe wydłużenie. Jednakowoż wykresy 6, 7, 8 i 12 pouczają nas, że przy zginaniu próbek na trzykrotnym wałku uzyskuje się równe wydłużenia mniej więcej na przestrzeni 15 — 20 mm. Jest to

zupełnie zrozumiałe, o ile przypomnimy sobie, że wałek jest zakończony zaokrągleniem o $r = 1/2$ grubości wałka; innymi słowy, w czasie zginania próbka nawija się na wałek i siła gnąca jest przenoszona na próbkę nie tylko samym środkiem wałka, lecz każdym punktem, stykającym się z powierzchnią próbki. Dlatego właśnie przy tej grubości wałka otrzymuje się równe wydłużenie w środkowej części próbki i prosta linia na wykresie 3 i 4 (krzywe 2) świadczy, że środkowy pas próbki o szerokości 15 — 20 mm posiada jednakową wytrzymałość. Widzimy jednak, że rozważane krzywe wykazują jednakowe wydłużenia na znacznie większej przestrzeni. Oznacza to, że tuż poza spoiną wytrzymałość nieco spada (wzrost wydłużenie), i to w wypadku krzywej 2 na wykresie 3 spadek ten jest nieco mniejszy, aniżeli ma to miejsce na wykresie 4.

Siodełkowaty kształt krzywych 1 na wykres 3 i 4 oraz krzywych 1 i 2 na wykres 5 wskazuje na nieco wyższą wytrzymałość i niższe wydłużenie spoin w porównaniu do spawanej stali. Różnica ta jest znacznie większa w wypadku spawania stali A 35 i A 45 elektrodą N „4” (krzywe 1 i 2 wykresu 5).

Powyższe przykłady wskazują, w jakim stopniu zależy wydłużenie przy zginaniu od gatunku elektrody i rodzaju spawanej stali. Oczywiście, jest rzeczą niemożliwą podać jakieś normy tych



Rys. 5. Wydłużenie przy zginaniu próbek spawanych elektrodą Nr. 4.

wydłużeń, nie można też na podstawie samego, tylko pomiaru wydłużeń przy zginaniu dokładnie określić wytrzymałości i wydłużenia badanego połączenia, można natomiast uzyskać pewne dane orientacyjne, co częstokroć zupełnie wystarczy w praktyce.

B. Zależność wydłużenia przy zginaniu od średnicy rolek i grubości wałka.

Dalszemi czynnikami, mogącymi wywierać wpływ na wielkość wydłużenia przy zginaniu, są: średnica rolek i grubość wałka.

TABELA V.

Wyniki pomiarów wydłużenia
a. grubość próbek 15 mm.

L. p.	Grubość wałka mm	Średnica rolek mm	Kąt zgięć	Wydłużenie w poszczególnych strefach w %									
				1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
p r ó b k i n i e s p a w a n e													
1	45	120	180	20	20	26	28	28	28	26	24	22	20
2	30	120	180	22	22	28	34	34	34	34	32	20	24
3	15	120	180	20	32	46	45	56	56	46	46	32	26
4	45	100	180	18	20	26	28	28	28	28	28	26	20
5	30	100	180	26	28	32	36	38	38	36	30	26	24
6	15	100	180	20	32	42	48	52	52	52	48	42	24
7	45	80	180	24	26	28	28	30	30	28	28	26	24
8	30	80	180	28	28	32	36	38	38	36	30	30	28
9	15	80	180	22	30	44	42	54	54	48	48	36	26

p r ó b k i s p a w a n e

10	45	120	180	14	22	26	20	22	22	22	20	30	20
11	30	120	180	18	22	28	34	36	36	34	28	24	20
12	15	120	95	8	16	22	30	34	36	32	20	14	8
13	45	100	180	22	24	24	20	20	30	20	20	26	22
14	30	100	180	20	22	24	26	30	32	32	30	28	26
15	15	100	90	8	10	14	18	32	36	26	22	12	6
16	45	80	180	20	22	24	20	20	20	20	20	24	22
17	30	80	180	22	26	26	32	36	38	32	30	26	22
18	15	80	90	6	10	12	18	24	38	30	22	18	10

s p o i n a

b. grubość próbek 10 mm.

p r ó b k i n i e s p a w a n e													
19	30	120	180	16	18	20	24	24	24	24	24	20	16
20	20	120	180	14	28	30	32	38	38	34	28	24	16
21	10	120	180	2	14	30	46	48	48	46	30	14	2
22	30	100	180	16	20	22	24	24	24	24	22	18	14
23	20	100	180	12	24	26	36	38	38	36	28	24	12
24	10	100	180	2	14	36	46	48	48	26	24	14	2
25	30	80	180	12	18	20	24	24	24	24	20	20	16
26	20	80	180	12	24	26	34	38	38	36	30	22	24
27	10	80	180	2	16	28	46	48	48	44	24	16	2

p r ó b k i s p a w a n e

28	30	120	180	14	20	26	24	24	24	24	26	16	12
29	20	120	180	12	18	26	32	34	32	32	20	18	14
30	10	120	130	0	4	20	32	40	36	30	26	6	2
31	30	100	180	16	18	28	22	22	22	22	28	22	18
32	20	100	180	12	14	28	32	32	32	32	30	16	14
33	10	100	100	0	4	10	20	28	44	20	16	6	2
34	30	80	180	16	14	26	22	22	22	22	26	18	16
35	20	80	180	14	18	26	32	34	34	32	28	18	12
36	10	80	110	0	2	10	26	34	38	30	14	10	8

s p o i n a

c. grubość próbek 5 mm

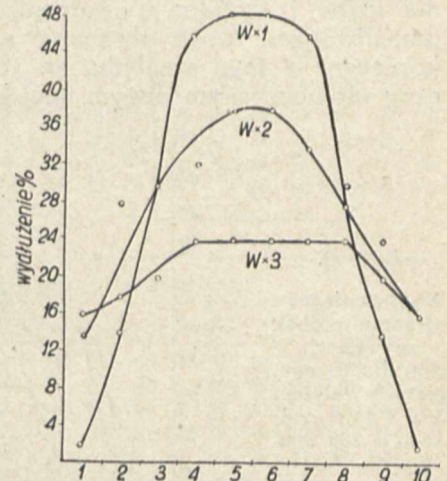
p r ó b k i n i e s p a w a n e													
38	20	100	180	0	4	16	20	20	20	20	20	18	6
39	15	100	180	0	2	8	16	26	30	24	18	8	2
40	10	100	180	0	0	2	12	26	40	26	10	2	0
41	5	100	180	0	0	2	10	36	48	34	10	2	0

p r ó b k i s p a w a n e

42	20	100	180	0	4	10	14	18	20	20	18	8	2
43	15	100	180	0	0	4	22	22	22	26	8	2	0
44	10	100	180	0	0	0	8	20	32	38	14	0	0

s p o i n a

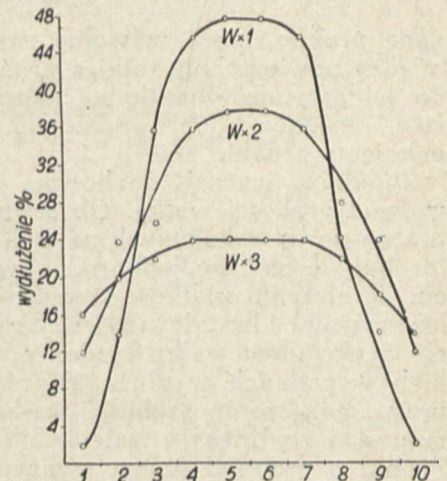
Celem określenia tego wpływu, przeprowadzono szereg pomiarów, stosując zarówno próbki spawane, jak i niespawane, oraz zmienną grubość



Rys. 6.

Wydłużenie przy zginaniu próbek niespawanych o grub. 10 mm, giętych wałkiem 3, 2 i 1x na rolkach ø 120 mm.

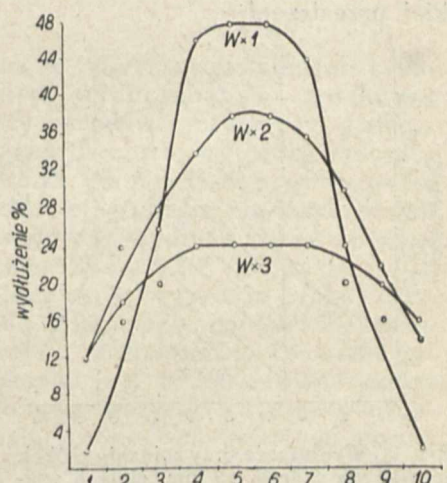
blach, mianowicie 5, 10 i 15 mm. Przed spawaniem wszystkie płyty były zukosowane na V, a potem obrobione, jak i poprzednio omawiane.



Rys. 7.

Wydłużenie przy zginaniu próbek niespawanych o grub. 10 mm, giętych wałkiem 3, 2 i 1x na rolkach ø 100 mm.

Do spawania stosowano elektrody N „3” (Baildon „czerwono-biała”) i blachę żelazną A 35 ($R = 42,8 \text{ kg/mm}^2$).



Rys. 8.

Wydłużenie przy zginaniu próbek niespawanych o grub. 10 mm, giętych wałkiem 3, 2 i 1x na rolkach ø 80 mm.

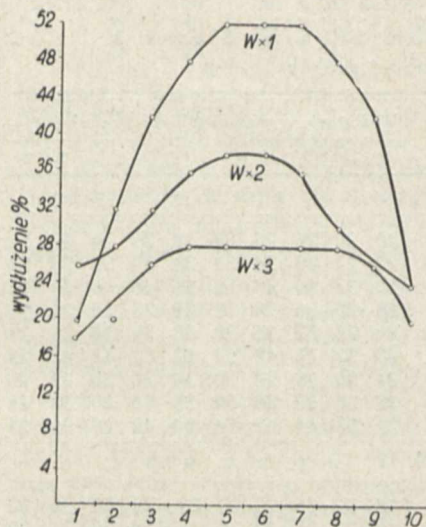
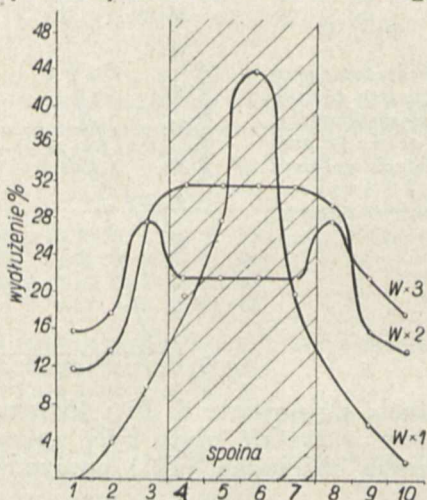
Wyniki pomiarów i uzyskane wydłużenia przy zginaniu są zestawione w tabeli V a — c.

Uzyskane wydłużenia świadczą o tym, że wielkość średnicy rolek nie odgrywa żadnej roli. Odnośne krzywe na wyk. 6, 7 i 8 mają przebieg

prawie identyczny, a drobne odchylenia są wywołane raczej błędami pomiarowymi. Jedynym warunkiem użyteczności osłek jest zatem zupełnie luźne i środkowe osadzenie ich na ośkach, umożliwiające łatwe obracanie się rolki. Jest to konieczne z tego względu, że zacięcie się rolki, przy równoczesnym dużym nacisku wałka na zgi-

ten sposób, ażeby środek spoiny dokładnie znalazł się pod środkiem krzywizny wałka, nie jest łatwe, skutkiem czego otrzymuje się w pierwszym rzędzie nierównomierne wydłużenie strefy przejściowej. Szczególnie trudne jest to przy

Rys. 9. Wydłużenie przy zginaniu próbek spawanych o grub. 10 mm, giętych wałkiem 3, 2 i 1× na rolkach \varnothing 100 mm.



Rys. 10. Wydłużenie przy zginaniu próbek niespawanych o grub. 15 mm, giętych wałkiem 3, 2 i 1× na rolkach \varnothing 100 mm.

naną próbkę, może wywołać znaczne tarcie pomiędzy powierzchnią rolki a próbki i wprowadzić do tej ostatniej dodatkowe naprężenia rozciągające, mogące doprowadzić do przedwczesnego pęknięcia próbki.

Zupełnie inaczej zachowują się próbki przy zmianie grubości wałka. Obserwując krzywe wydłużeń powierzchniowych na wykresach 7, 10 i 12 (próbki niespawane, jednorodne) widzimy, że zmienia się nie tylko wielkość szczytowego wydłużenia, lecz również i kształt krzywej. Skoro przy zginaniu na trzykrotnym wałku środek próbki we wszystkich wypadkach wydłuża się równomiernie, to przy zmniejszeniu grubości wałka zasięg równomiernego wydłużenia maleje, lub zupełnie znika. Próbki o grubości 5 mm wykazują równomierne wydłużenie przy użyciu wałka o czterokrotnej grubości; stosowanie cieńszych wałków wywołuje silne wydłużenie się środka próbki na bardzo wąskiej przestrzeni.

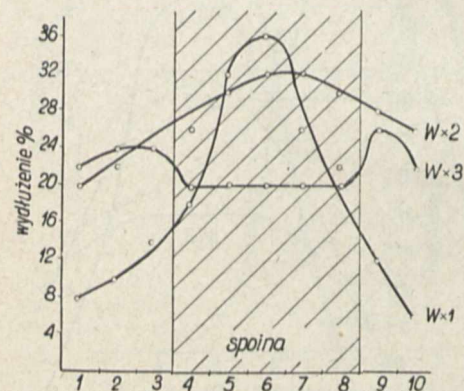
próbkach o grubości 5 mm i niskich grubościach wałka, gdzie normalnie środek zgięcia wypada w strefie przejściowej, silnie ją wydłuża i rozrywa.

Ze tego względu, przy zginaniu próbek o małych grubościach, należy stosować wałki trzykrotne lub nawet czterokrotne.

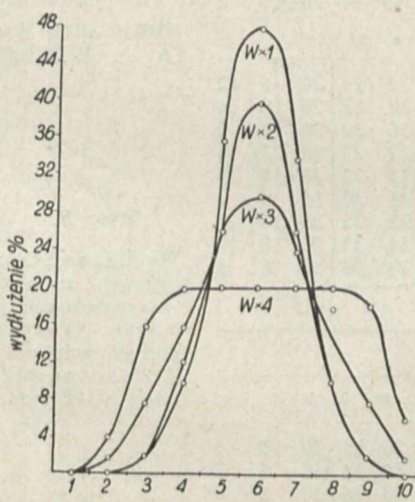
Na podstawie przebiegu krzywych dotyczących próbek spawanych możnaby przypuszczać, że używając do spawania elektrod, dających spoinę o wytrzymałości większej od wytrzymałości spawanej stali, należy stosować przy zginaniu następujące grubości wałków:

- a) do próbek o grub. poniżej 6 — 7 mm — wałki trzykrotne lub czterokrotne (te ostatnie dla mniejszych grubości);
- b) do próbek o grubości ponad 6 — 7 mm — wałki dwukrotne.

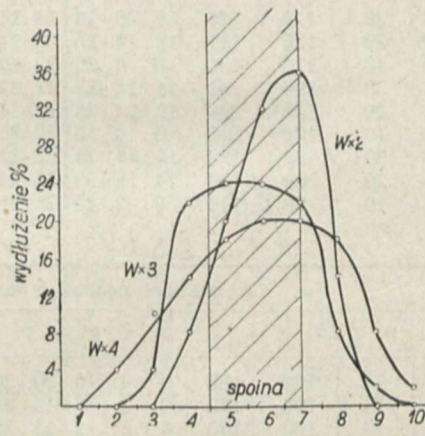
Przy takim układzie grubości wałków będziemy mieli możliwość



Rys. 11. Wydłużenie przy zginaniu próbek spawanych o grub. 15 mm, giętych wałkiem 3, 2 i 1× na rolkach \varnothing 100 mm.



Rys. 12. Wydłużenie przy zginaniu próbek niespawanych o grub. 5 mm, giętych wałkiem 4, 3, 2 i 1× na rolkach \varnothing 100 mm.

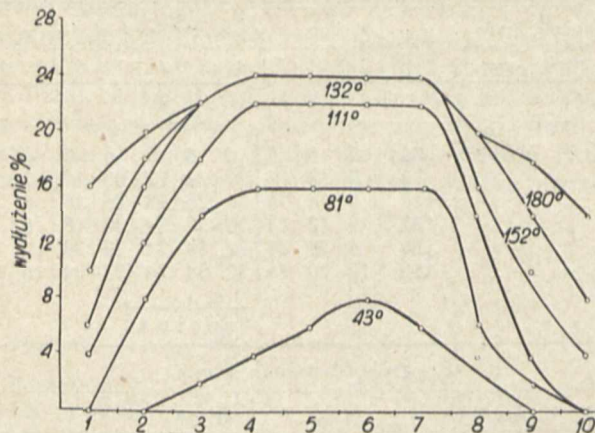


Rys. 13. Wydłużenie przy zginaniu próbek spawanych o grub. 5 mm, giętych wałkiem 4, 3 i 2× na rolkach \varnothing 100 mm.

Krzywe wydłużeń przy zginaniu próbek spawanych są nieco zniekształcone, skutkiem wyższej wytrzymałości spoin w porównaniu do spawanej stali. Również zgięcie próbki spawanej w

uzyskania możliwie równomiernego wydłużenia spoiny i strefy przejściowej.

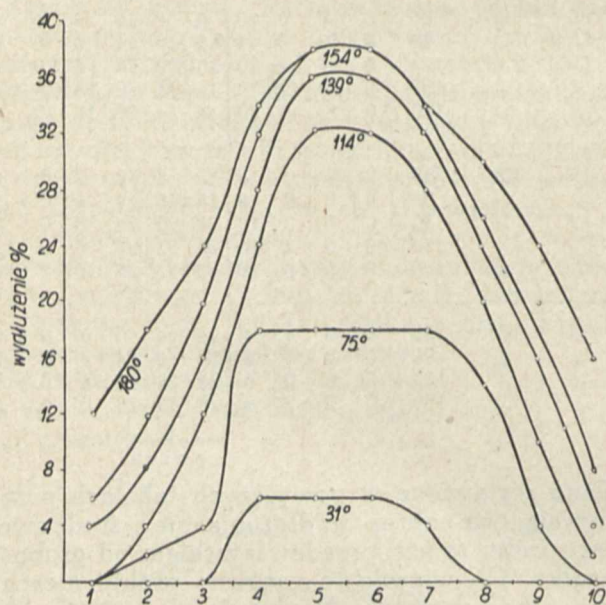
Przy spawaniu elektrodami, dającymi spoinę o wytrzymałości równej wytrzymałości spawanej



Rys. 14. Wydłużanie się w czasie zginania próbki niespawanej o grub. 10 mm, giętej wałkiem 3 × na rolkach \varnothing 100 mm.

155 — 160° (wykr. 15 i 18); dalsze zginanie przynosi nieduże wydłużenie stref położonych nieco dalej od środka próbki. Ze względu na to, że praktycznie osiągalny kąt zgięcia rzadko przekracza 170°, zasięg wydłużalności przy zginaniu na dwukrotnym wałku jest zupełnie wystarczający.

Zginanie tych samych próbek na jednokrotnym wałku wywołuje zbyt silne wydłużanie się środka próbki (wykr. 16), co pociąga za sobą przedwczesne pęknięcie próbek.

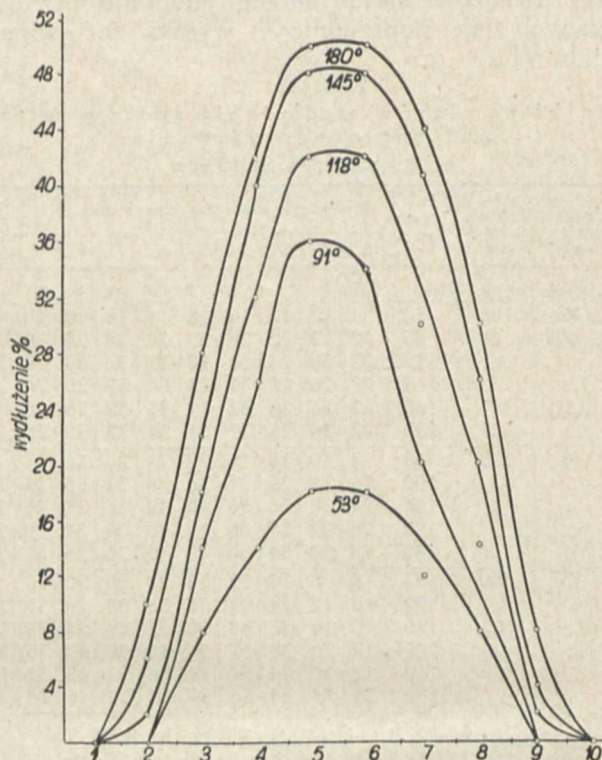


Rys. 15. Wydłużanie się w czasie zginania próbki niespawanej o grub. 10 mm, giętej wałkiem 2 × na rolkach \varnothing 100 mm.

Podobnie zginanie na jednokrotnym wałku próbek o grubości 15 mm wywołuje zbyt silne wydłużanie się środkowego pasa, które doprowadza do pęknięcia spoin. Z tego względu próbki te należy również zginać na dwukrotnym wałku, o czym zresztą przekonywa wydłużanie się próbek Nr. 49, tab. VI a.

Przy zginaniu próbek cieńszych (tab. VI c), chociaż nie spotykamy tak wysokich wydłużeń, jak przy 15 mm próbkach, jednak rozszerzenie się zakresu wzrastających wydłużeń w czasie zginania przesuwają się w kierunku większych

grubości wałka. Dodając do tego trudności natury technicznej przy zginaniu cienkich próbek spawanych na cienkich wałkach możemy powiedzieć, że najbardziej właściwe będzie zginanie cienkich próbek na wałku o średnicy 3-krotnej w stos. do grubości blachy spawanej.

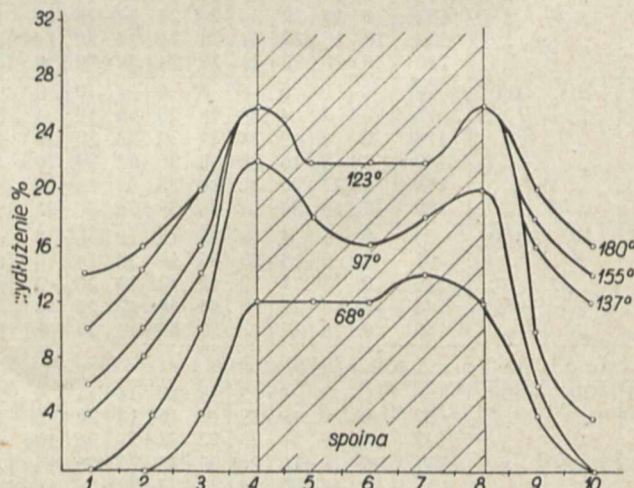


Rys. 16. Wydłużanie się w czasie zginania próbki niespawanej o grub. 10 mm, giętej wałkiem 1 × na rolkach \varnothing 100 mm.

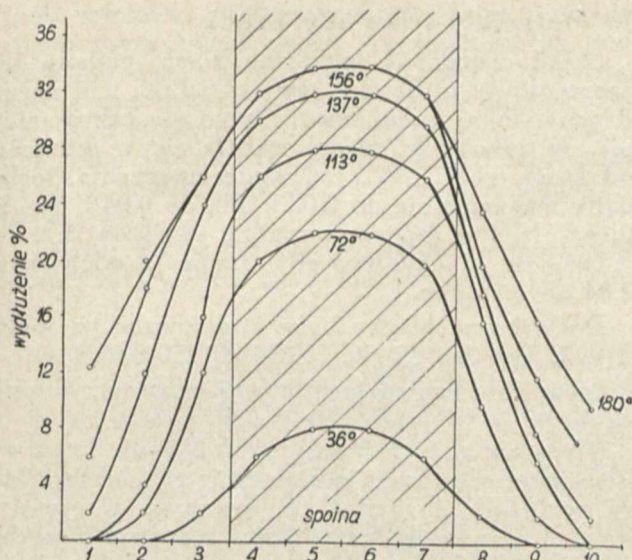
Wnioski

Badania nad spawanymi próbkami na zginanie, przeprowadzone w kierunku określenia jakościowego wpływu na wielkość wydłużenia przy zginaniu elektrod, rodzaju spawanej stali, średnicy rolek i grubości wałka, dały następujące wyniki:

1) Zginanie próbek spawanych na wałku powinno być rozważane, jako próba jakościowa, służąca do stwierdzenia dobroci, pewności i prawidłowości wykonania spawanego połączenia.



Rys. 17. Wydłużanie się w czasie zginania próbki spawanej o grub. 10 mm, giętej wałkiem 3 × na rolkach \varnothing 100 mm.



Rys. 18. Wydłużanie się w czasie zginania próbki spawanej o grub. 10 mm, giętej wałkiem $2 \times$ na rolkach ϕ 100 mm.

2) Do wykonania próby na zginanie muszą być stosowane próbki z obróbką górną powierzchnią, t. zn. wystającą część spoiny należy usunąć.

3) Kształt krzywych wydłużeń próbek spawanych przy gięciu na wałku trzykrotnym zależy od wzajemnego stosunku wytrzymałości spawanej stali i spoiny.

4) Z przebiegu krzywej wydłużenia można określić w pewnym przybliżeniu wytrzymałość spoiny, o ile jest znana wytrzymałość stali spawanej, i naodwrot.

5) Średnica rolek nie ma wpływu na wielkość wydłużenia przy zginaniu:

6) Ze zmniejszeniem grubości wałka zwiększa

się wydłużenie powierzchniowe zginanej próbki i zmienia się kształt krzywej wydłużenia.

7) Próbki o grubości ponad 6 — 7 mm należy zginać na dwukrotnym wałku.

8) Próbki o grubości poniżej 6 — 7 mm należy zginać na trzykrotnym wałku.

L'essai de flexion comme moyen d'évaluation de la qualité de la soudure

Résumé :

Après avoir rappelé les 3 principaux genres des essais de la soudure, savoir ceux qui ont pour but la détermination des qualités mécaniques des soudures même, ceux qui déterminent les caractéristiques mécaniques des pièces soudées et ceux qui montrent la qualité de la soudure, l'auteur s'arrête sur l'essai de flexion appartenant à cette dernière catégorie. Il décrit ensuite le mécanisme, la caractéristique et les conditions d'exécution de cet essai.

Passant aux essais entrepris par lui-même, l'auteur montre la relation entre l'allongement dû à la flexion, d'une part, et la sorte de l'électrode, le genre de l'acier soumis à la soudure, le diamètre de rouleaux et le diamètre du cylindre — de l'autre.

Se basant sur ses essais, l'auteur conclut que: 1° l'essai en question doit être admis comme essai qualitative; 2° les éprouvettes pour cet essai doivent avoir la surface usinée, c. à d. la partie saillante de la soudure doit être écartée; 3° la forme des courbes de l'allongement des éprouvettes fléchies sur le cylindre du diamètre 3 fois plus grand que l'épaisseur de la tôle soudée dépend du rapport entre la résistance à la traction de la tôle et la résistance de la soudure; 4° on peut déterminer approximativement la résistance de la soudure, d'après la forme de la courbe de l'allongement, lorsqu'on connaît la résistance de l'acier soudé (et vice versa); 5° le diamètre des rouleau n'a pas de l'influence sur l'allongement au cours de la flexion; 6° si l'épaisseur du cylindre diminue, l'allongement superficiel augmente et la forme de la courbe de l'allongement se change; 7° les éprouvettes plus épaisses que 6—7 mm doivent être fléchies sur le cylindre d'un double diamètre (par rapport à l'épaisseur de la tôle), et les éprouvettes plus minces que 6—7 mm — sur le cylindre d'un triple diamètre.

Przyczynek do badań nad tłoczością blach z CuZn33 (Ms67) *)

Prof. Dr. Wł. Łoskiewicz i E. Janicki

Referat zjazdowy

Badania tłoczości blach. — Użyte do badań materiały i zastosowane metody. — Wykonywany proces tłoczenia; siła i praca tłoczenia; warunki dobrych wyników tłoczenia miscozki. — Wpływ docisku na siłę i pracę tłoczenia. — Wpływ temperatury wyżarzania. — Zależność siły maksymalnej i pracy tłoczenia od własności mechanicznych i wielkości ziarna. — Wygląd zewnętrzny miscozek. — Zależność granicznego stosunku $d:D$ od grubości blachy. — Niedostateczne wyniki próby Erichsena. — Próba przeginania pasków. — Zestawienie wyników.

MOSIADZE α , do których należy i rozpatrywany przez nas stop, odznaczają się bardzo wysoką zdolnością do przeróbki plastycznej (ciągnięcie, tłoczenie, przeciąganie) na zimno.

Dlatego też mosiądze te znajdują bardzo szerokie rozpowszechnienie i zastosowanie i bardzo znaczne ich ilości są przerabiane masowo przez przemysł metalowy.

Niestety, nie znamy narazie żadnej metody badawczej, któraby pozwalała w sposób prosty określać przydatność tego lub innego materiału do głębokiego tłoczenia. Zwykła próba na rozciąganie daje pewnego rodzaju informacje o plastyczności materiału (granica płynności, wydłużenie, przewężenie), ale wnioski wyciągnięte tylko na podstawie badań wytrzymałościowych mogą się okazać

zupełnie fałszywymi. Dla potwierdzenia powyższego, można przytoczyć przykład, zaobserwowany przez inż. Szyszkę²⁾, który wytłaczając miscozki o takich samych wymiarach, z krążków o takiej samej średnicy i blach o takiej samej grubości, na tych samych maszynach i temi samymi narzędziami, z blach mosiężnych, różniących się składem chemicznym i własnościami mechanicznymi, nie mógł uzyskać miscozek nie pękniętych z blachy, która miała 50% wydłużenia przy 36 kg/mm² wytrzymałości na rozciąganie, podczas gdy blachę o wydłużeniu tylko 38% i przy wyższej wytrzymałości (43 kg/mm²) można było tłoczyć bez zarzutu.

Najbardziej rozpowszechnioną metodą badań tłoczości jest próba Erichsena, która również

*) Referat niniejszy stanowi część „Prac nad mosiądzami”.

²⁾ Referat o tej pracy „Wpływ pewnych zanieczyszczeń mosiądzu na jego walcowność i tłoczość” przygotowuje się jako dalsza część „Prac nad mosiądzami”.

nie daje wystarczających informacji o przydatności danego materiału do głębokiego tłoczenia.

Próba ta zależy od całego szeregu czynników, które nie są jeszcze ostatecznie ujednostajnione i są przyczyną dość znacznych rozbieżności. Poza to stosuje się ją tylko do blach o grubości mniejszej niż 2 mm.

Jedyną pewną metodą badania byłaby próba robotą, względnie tłoczenie próbnych krążków na odpowiedniej tłoczarni laboratoryjnej^{a)}.

Poza doбором najbardziej odpowiedniego do danego celu materiału należy jeszcze zwrócić uwagę przy masowej produkcji również i na zapotrzebowanie energii, koniecznej do wytwarzania danych przedmiotów. Jest to zrozumiałe, gdyż koszty produkcji zależą w dużej mierze od energii, zużywanej przy tego rodzaju przeróbce.

Dla wyjaśnienia niektórych z tych zagadnień przeprowadziliśmy szereg badań, które poniżej pozwalamy sobie zreferować.

A. Materiały i metody pracy

Skład chemiczny badanych blach podany jest szczegółowo w części I., serji A „Prac nad mosiądzami”. Tutaj nadmieniamy tylko dla przypomnienia, że zawartość miedzi wahała się w granicach od 66,39 do 67,72%, zaś zanieczyszczenia dochodziły maksymalnie do 0,02% Pb, do 0,04% Fe, do 0,15% Ni i w jednym wypadku — ślady Bi.

Grubość blachy wynosiła 3 mm, z odchyłkami 2,84 do 3,13 mm.

Dostarczone blachy były zwalcowane na zimno o 1, 2, 3, 5, 10, 15, 20, 25, 30, 40, 50 i 65%.

Średnica ziarna materiału wyjściowego wynosiła około 40 — 50 μ.

Wyżarzanie tych blach przez 6 godz. było wykonywane częściowo jednocześnie z blachami, które posłużyły do badań referowanych w części I. serji A, częściowo oddzielnie, jednakże z zachowaniem takich samych warunków.

TABELA 1.

Temp. wyż. °C		S t o p n i e z w a l c o w a n i a w %											
		1	2	3	5	10	15	20	25	30	40	50	65
Stan dost.	H	75,3	78,5	84,5	87,6	99,5	112,5	124,0	134,8	144,0	154,8	170,6	184,5
	R	34,0	34,5	35,8	36,0	37,6	39,5	41,3	44,0	46,4	50,2	56,4	63,5
	A	57,9	56,5	51,5	50,6	40,5	35,5	32,3	24,2	16,6	12,5	7,2	6,2
	μ	53	50	50	50	50	50	48	44	40	?	?	?
250	H	75,5	72,0	75,5	78,5	97,0	108,5	114,5	130,0	135,0	151,0	165,5	165,5
	R	35,1	34,7	35,4	35,1	37,3	39,2	40,4	42,5	44,9	50,9	55,1	58,9
	A	53,5	56,5	52,0	52,5	43,5	38,5	37,0	28,0	24,0	12,5	9,5	9,5
	μ	50	52	49	50	51	50	50	48	43	?	?	?
300	H	71,5	73,5	76,5	81,0	94,5	100,0	114,5	118,5	125,0	113,0	104,0	106,5
	R	34,3	35,1	35,0	35,0	37,2	38,5	40,1	41,2	43,8	43,1	41,6	41,2
	A	58,0	58,5	53,0	51,5	46,5	41,5	35,0	31,0	27,5	33,0	37,0	40,5
	μ	50	49	49	50	50	48	47	45	43	?	?	?
350	H	70,0	74,5	77,5	80,0	93,5	97,5	96,0	90,0	83,0	87,0	89,5	93,0
	R	34,3	35,0	35,3	35,1	37,8	38,4	39,1	38,7	37,0	38,5	39,3	39,9
	A	57,5	53,0	53,0	51,5	47,0	41,5	39,5	45,0	47,0	47,0	48,5	45,0
	μ	51	52	48	51	49	47	44	27	22	18	16	10
400	H	73,0	76,0	84,5	83,0	83,0	78,5	75,0	79,5	83,0	86,5	91,0	100,0
	R	33,4	34,1	36,8	34,9	35,8	35,7	34,8	36,0	37,0	37,2	38,4	39,9
	A	62,5	57,5	51,0	54,0	53,5	56,0	60,5	53,0	51,5	49,5	51,0	43,0
	μ	50	50	47	51	50	47	45	28	24	20	14	11
450	H	71,5	74,5	79,0	79,5	69,5	71,5	73,0	76,6	80,5	83,5	87,5	92,0
	R	33,8	30,0	34,8	34,8	34,0	34,8	34,4	35,5	36,5	36,6	37,8	39,0
	A	59,9	55,5	54,0	55,5	59,5	57,0	56,0	54,0	51,5	51,5	50,0	45,0
	μ	49	54	50	56	53	50	43	28	26	23	20	17
550	H	67,0	60,0	64,0	63,5	67,5	70,5	70,5	70,5	73,5	73,0	74,5	74,5
	R	33,3	32,5	33,7	33,2	33,9	34,7	34,4	35,1	35,5	35,3	35,7	36,3
	A	60,5	63,0	62,5	61,0	60,0	57,5	59,5	56,5	55,0	56,0	58,5	53,0
	μ	92	104	105	98,0	70	55	41	32	29	32	31	33
650	H	53,5	54,5	57,5	58,0	61,5	60,5	—	56,5	57,5	58,0	58,5	58,0
	R	30,5	31,0	32,4	32,0	33,2	33,1	—	31,8	32,4	32,7	32,7	33,3
	A	63,5	66,5	64,0	61,0	62,5	60,5	—	62,5	63,5	64,0	61,5	62,5
	μ	203	208	187	155	100	106	118	129	135	130	130	136
750	H	49,5	50,5	49,5	51,0	47,0	47,0	—	49,5	49,5	49,5	50,0	50,0
	R	29,6	29,7	30,6	30,2	29,9	29,5	—	29,1	29,9	30,1	30,3	30,6
	A	68,5	66,5	65,0	66,0	62,0	63,0	—	59,5	60,5	62,0	65,0	62,0
	μ	355	345	345	290	330	340	340	336	332	328	330	330

^{a)} Jak wynika z pracy Gwyera i Varleya — J. Inst. Met., 1936, 58 (Advance copy) — misczkowanie nie wystarcza do całkowitego rozróżnienia przydatności blachy aluminiowej do głębokiego tłoczenia. Dopiero następne przeciąganie (bez poprzedniego wyżarzania) różniczkuje poszczególne materiały. Przeprowadzenie analogicznych badań nad mosiądzem nie mogło być przez nas uskutecznione z przyczyn niezależnych od nas. O ile znajdziemy możliwość, to uzupełnimy nasze badania.

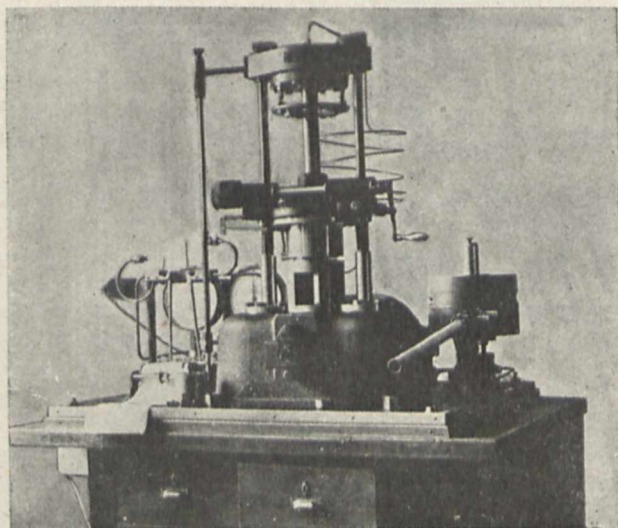
Własności mechaniczne blach i średnice ziarna przed wyżarzaniem i po wyżarzeniu przez 6 godz. podaje tabela 1.

Powyższy materiał posłużył nam do określania wpływu temperatury wyżarzania na siłę maksymalną oraz na pracę tłoczenia.

Do badań nad wpływem grubości blachy i do

prób Erichsena posłużył nam materiał o składzie chemicznym, mieszczącym się w granicach podanych powyżej, zwałcowany o 40%, ofiarowany nam przez zakłady Norblin, B-cia Buch i Werner, pod postacią taśm o grubości 2, 1,5, 1, 0,5 i 0,3 mm. Wyżarzanie tych blach przeprowadziliśmy w sposób taki sam, jak materiału poprzedniego.

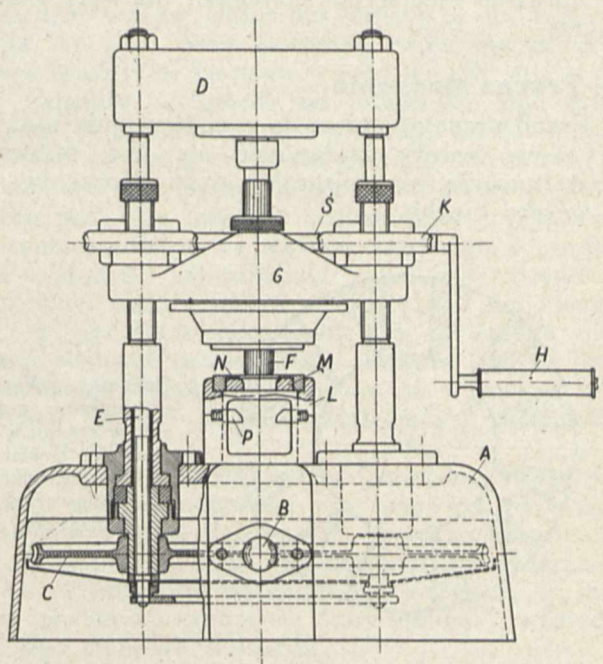
Krażki do badań wycinaliśmy zapomocą wycinaka i matrycy na maszynie Amslera.



Rys. 1. Tłocznarka Wazau'a.

druga współrzędna na wykresie odpowiada drodze tłoczniaka.

Drugie urządzenie pomiarowe pozwala zorientować się co do stałości docisku podczas całego procesu wytłaczania. Docisk ten może być zmieniany w granicach od 0 do 3500 kg przez odpowiednie obciążenie akumulatora.



Rys. 2. Schemat działania tłocznarki Wazau'a.

Blachy (paski) przed wycięciem krawędzi trawiono w roztworze kwasu siarkowego, a krawędzi przed założeniem na tłocznarkę obustronnie smarowano przetopionym łojem.

Do określania siły maksymalnej i pracy tłoczenia służyła nam tłocznarka Wazau'a, której ogólny wygląd podaje rys. 1, a sposób działania pokazuje schemat podany na rys. 2.

Na żeliwnym kadłubie A zamocowany jest z tyłu silnik elektryczny 1,5 kW, 1420 obr./min, napędzający za pośrednictwem ślimacznicy B i kół zębatach C oraz drążków E poprzeczkę D. Do poprzeczki tej przytwierdzony jest tłocznik F w ten sposób, że ciśnienie wywierane na niego od dołu przekazywane jest do manometrów: wskaźnikowego i rejestrującego. Druga poprzeczka G jest niezależna od pierwszej i posiada ruch w dół i w górę na kolumnach współśrodkowych z drążkami poprzeczki pierwszej. Korba H, ślimaki S i ślimacznicę K służą do uruchamiania tej poprzeczki. Do tej drugiej poprzeczki przymocowany jest dociskacz pierścieniowy również w ten sposób, że nacisk jego może być odczytywany na manometrach (wskaźnikowym i rejestrującym), przy czym nacisk wywierany przez dociskacz jest regulowany przez akumulator hydrauliczny. Podtrzymywacz matrycy L jest zaopatrzony w pierścień środkowy dla matrycy M i pierścień środkowy dla krawędzi N oraz ściągacz naporstków P.

Dzięki pierwszemu urządzeniu można nie tylko odczytywać maksymalną siłę, potrzebną w danym wypadku do przetłoczenia blachy na naporstek, ale również i obliczyć przez planimetrywanie odpowiednią pracę zużytą na to wytłoczenie, gdyż

Średnica tłoczniaka była w naszych badaniach stała i równa 30 mm, promień krzywizny tłoczniaka — 3,5 mm, średnica otworu matrycy dla blach 3 mm — 36,05 mm, promień zaokrąglenia matrycy — 4 mm. Rys. 3 podaje narzędzia, stosowane przez nas.

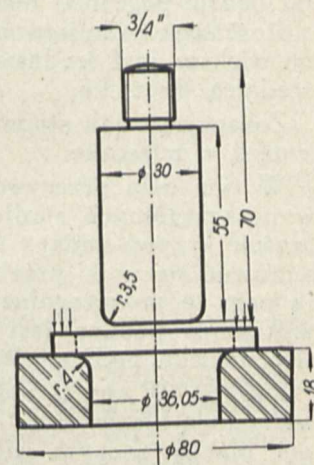
Średnice otworów matryc dla innych grubości blach były odpowiednio mniejsze.

Z tego pobieżnego opisu naszej tłocznarki wynika, że szybkość tłoczenia jest stała — równa 1,6 mm/sek — i że ogólny docisk jest przez cały czas stały.

Dla ustalenia wpływu kierunkowości w blachach znaczone wszystkie krawędzi w ten sposób, aby znaki były równoległe do kierunku walcowania. Znaki wybijano w środku krawędzi.

Planimetrywanie wykresów wykonywano przy pomocy planimetru Corradiego.

Do prób Erichsena użyliśmy aparatu Mohra i Federhaffa, dostosowanego do maszyn wytrzymałościowych, i przeprowadzaliśmy je na prasie Amslera, dzięki czemu można było określać nie tylko głębokość tłoczenia (liczba Erichsena), ale również odczytywać obciążenie rozrywające.



Rys. 3. Narzędzia do tłoczenia maseczek.

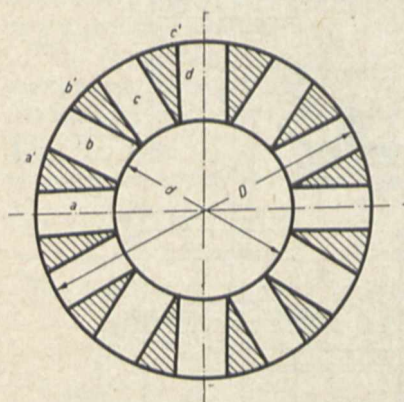
Zamocowanie krążka pomiędzy szczękami było „na mocno”, średnica wewnętrzna pierścieniami 32 mm, średnica kulistego zaokrąglenia stempla 20 mm.

Głębokość wytłoczenia mierzono po odciążeniu i dociśnięciu ręką stempla do kontaktu z dnem zagłębienia.

Zarówno blacha jak i stempel nie były smarowane.

B. Proces tłoczenia

Przed przystąpieniem do rozpatrywania naszych wyników należy zastanowić się nad procesem kształtowania się miseczki przy tłoczeniu jej z krążka blachy.



Rys. 4.

Schemat pokazujący nadmiar materiału w krążku w stosunku do ilości materiału potrzebnego do utworzenia miseczki.

Jak wynika z rys. 4, dla ukształtowania miseczki z tego krążka o średnicy D , należy zagiąć paski a , b , c i t. d. dośrodkowo o 90° wokół krążka o średnicy równej średnicy tłocznicą d . Jak widać z tego rysunku, ilość materiału krążka jest większa niż potrzeba dla utworzenia miseczki (zakreskowane trójkąty na rys. 4).

Ten nadmiar materiału może wypłynąć tylko w kierunku obwodu krążka, przyczem powstające przy tym naprężenia obwodowe będą wywoływały fałdowanie materiału, zaś napływający materiał będzie pogrubiał blachę.

Ilość tego nadmiaru materiału jest tem większa, im większa jest średnica krążka w porównaniu ze średnicą tłocznicą.

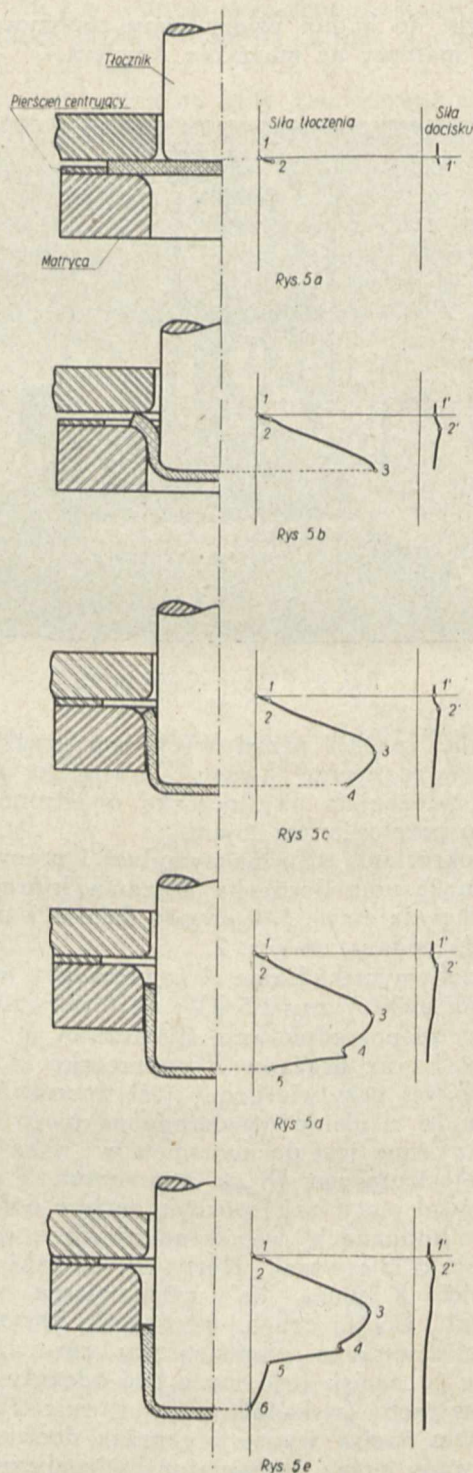
Zobaczymy, jak stopniowo przemienia się płaski krążek w miseczkę.

W tym celu przerywaliśmy tłoczenie miseczki w poszczególnych stadjach, a wykreślana równocześnie krzywa zmiany siły tłoczenia pozwala zorientować się w jej przebiegu. Rys. 5 a do e podają nam te poszczególne stadj. Poza tem na tych wykresach podana jest również krzywa zmiany siły docisku podczas tego procesu.

Rys. 5a. W chwili zetknięcia się tłocznicą z powierzchnią blachy siła tłoczenia zaczyna wzrastać, zaś blacha zaczyna się odginać na krzywiznie tłocznicą (wewnętrzna powierzchnia) i na krzywiznie matrycy (zewewnętrzna powierzchnia). Na krzywej siły tłoczenia mamy odcinek 1 — 2, zaś siła docisku wykazuje niewielki wzrost, wywołany podniesieniem się obrzeża krążka.

Rys. 5b. Podczas dalszego ruchu tłocznicą materiał w miejscu wygięcia wokół denka miseczki zaczyna się wyciągać, umacniać i wciągać za sobą dalsze części krążka. Podczas tego wyciągania na-

stępuje ścięczenie blachy w pobliżu denka, które może w pewnych przypadkach tak dalece osłabić przekrój, że materiał pęknie w tem miejscu. Jednocześnie nadmiar materiału sływa w kierunku obwodu krążka, wywołując jego zgrubienie, utrudniające sływanie dalszych części krążka w przestrzeni pomiędzy matrycą a tłocznicą oraz fał-



Rys. 5 a—e. Analiza przebiegu krzywej siły tłoczenia podczas operacji tłoczenia.

dowanie się tych części krążka, utrudniające również sływanie materiału. Jak widać z wykresu siły, wzrasta ona stale w tym okresie i dochodzi do maximum w chwili, gdy krawędź krążka zaczyna wchodzić do otworu matrycy (odcinek 2—

3). Siła docisku przechodzi w tym okresie przez pewne niewielkie maximum i potem łagodnie opada (odcinek 1 — 2 i dalej).

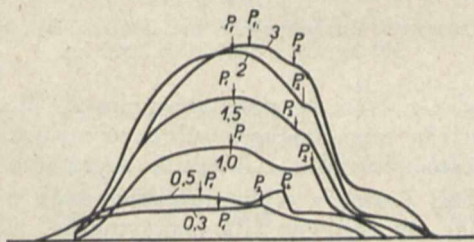
O ile siła potrzebna do wygładzenia fałd i wyciągania krążka z pod dociskacza jest mniejsza niż wytrzymałość materiału w pobliżu denka, to miseczka będzie dobra. O ile zaś siła ta będzie większa od wytrzymałości przekroju w pobliżu denka, to nastąpi wyrwanie denka.

Rys. 5c. Następne stadium jest dość krótkie i obejmuje ten okres, gdy obrzeże krążka spływa po krzywiznie matrycy. Siła tłoczenia spada przytem wybitnie, gdyż potrzebna jest ona tylko do odginania, coprawda zgrubiałego, obrzeża i wygładzania resztek fałd (odcinek 3 — 4). Ponieważ krążek w tym okresie już się wysunął z pod dociskacza, więc na wykresie siły docisku niema żadnych zmian.

Rys. 5d. W chwili wejścia tego zgrubiałego obrzeża do przestrzeni pomiędzy matrycą a tłoczniem siła potrzebna do tłoczenia wzrasta na krótko — mamy w tym okresie częściowo przeciąganie, — a potem przy dalszym ruchu tłoczniaka spada gwałtownie (odcinek 4 — 5), gdyż ten zgrubiały brzeg nie jest znaczny.

Rys. 5e. Przy dalszym ruchu tłoczniaka następuje stopniowe przeciąganie utworzonej miseczki przez stosunkowo długą matrycę, przyczem siła przeciągania maleje w miarę wychodzenia miseczki z matrycy (odcinek 5 — 6).

Powyższy przebieg krzywej siły tłoczenia uzyskano przy tłoczeniu blachy 3 mm. Jak widać z rys. 6, przebieg tej krzywej zależy od grubości blachy (liczby przy krzywych). Przy cienkich materiałach siła potrzebna do odginania obrzeża i wygładzania resztek fałd (odcinek 3 — 4) może gwałtownie wzrastać, gdyż ten brzeg jest silnie usztywniony drobnymi zaprasowaniami fałdami. W pewnych wypadkach siła ta może przewyższać maksymalną siłę tłoczenia. Dalej, mówiąc o maksymalnej sile tłoczenia, będziemy mieli na uwadze tylko pierwsze maximum, oznaczone na rys. 6 literą P_1 .



Rys. 6. Wykresy krzywych siły tłoczenia blach o rozmaitej grubości.

Poza grubością blachy, na wzajemne położenie tych maximum mają wpływ: stan materiału, docisk, stosunek $d : D$ i $t : d$.

Jak z tego widać, tłoczarka Wazau'a pozwala określić maksymalną siłę tłoczenia i pracę tłoczenia.

Zobaczmy, od jakich czynników zależy praca i siła tłoczenia?

Siła tłoczenia jest funkcją własności materiału, tarcia, narzędzi i docisku. Praca tłoczenia jest iloczynem siły tłoczenia przez drogę. Ta ostatnia jest funkcją wysokości miseczki, która zależy od włas-

ności plastycznych materiału i stosunku $d : D$. Powyższe zależności można przedstawić pod postacią:

Siła tłoczenia = f (wł. mat., tarcia, narzędzi, docisku), a

Praca tłoczenia = siła $\times f$ (wł. mat., $d : D$).

Ponieważ w naszych badaniach chcieliśmy stwierdzić wpływ własności materiału na zachowanie się jego przy tłoczeniu, więc musieliśmy przeprowadzić te badania w taki sposób, aby wyniki zależały wyłącznie od własności tego materiału. Wszystkie inne czynniki, które mogą wpływać na wynik tłoczenia, musiały być stałe.

Przy wyrobie przedmiotów tłoczonych bardzo ważne jest, aby uzyskać odrazu przy pierwszym tłoczeniu możliwie najwyższą miseczkę, a ponieważ wysokość tej miseczki zależy od stosunku $d : D$, więc należy dążyć do tego, aby ten stosunek był możliwie jaknajmniejszy. Jednakże nie można posuwać powiększenia średnicy krążka bez ograniczenia, gdyż jednocześnie ze wzrostem tej średnicy wzrasta nadmiar materiału i skłonność do fałdowania.

Istnieje wobec tego pewien graniczny stosunek, którego przekroczenie nie jest możliwe, gdyż następuje wyrwanie denka. Ten graniczny stosunek jest zależny — poza czynnikami zewnętrznymi — od własności materiału. Im mniejszy on będzie, tem lepiej nadaje się dany materiał, względnie jego stan, do tłoczenia.

Dla idealnie cienkiej blachy minimalnym warunkiem utworzenia się miseczki jest, aby D było większe od d . Przy tłoczeniu blach realnych D musi być większe od d conajmniej o dwie grubości blachy, gdyż średnica otworu matrycy posiada ten wymiar i krążek o tej lub mniejszej średnicy nie może przybrać kształtu miseczki⁴⁾. Można to przedstawić pod postacią następujących nierówności:

(1)... $D > d$ dla idealnej blachy i

(2)... $D - 2g > d$, względnie $D > d + 2g$ dla blach o grubości g .

Powyższe nierówności można przekształcić jak następuje:

$$(1')... \frac{d}{D} < 1$$

$$(2')... \frac{d}{D - 2g} < 1 \text{ lub}$$

$$(2'')... \frac{d + 2g}{D} < 1.$$

Jak widać z tych nierówności, lewa strona będzie tem mniejsza, im większa jest średnica krążka, a mniejsza średnica tłoczniaka. Pozatem zwiększenie grubości blachy będzie wywoływało zwiększenie lewej strony nierówności, a więc dla danego materiału graniczny stosunek $d : D$ może zależeć od grubości blachy. Jako charakterystykę materiału będziemy w dalszym ciągu uważać stosunek $d : D$, a nie stosunek $d + 2g : D$, który odpowiada zewnętrznej powierzchni krążka (miseczki).

Aby zapobiec fałdowaniu się krążka, należy zastosować docisk, który przeciwdziałałby siłom ści-

⁴⁾ Gdy otwór matrycy jest mniejszy niż $d + 2g$, to mamy do czynienia nie tylko z tłoczeniem, ale i z przeciąganiem.

skającym, powstającym na obwodzie krążka podczas kształtowania się miseczki. Ponieważ te siły ściskające wzrastają ze wzrostem średnicy krążka — przy stałej średnicy tłoczniaka — należy stosować tem większy nacisk, im mniejszy będzie stosunek $d : D$.

Podwyższenie tego docisku jest ograniczone, gdyż przy zbyt wielkim nacisku, siły potrzebne do wysunięcia obrzeża krążka z pod dociskacza mogą przewyższyć naprężenia rozrywające w pobliżu denka.

C. Wpływ docisku na siłę i pracę tłoczenia

Ponieważ dla otrzymania porównywalnych wyników, wszystkie warunki pracy, z wyjątkiem jednego czynnika, powinny być jednakowe, musieliśmy w naszym przypadku zastosować — jak to zaznaczono w poprzednim rozdziale — jednakowe narzędzia, jednakowe smarowanie i jednakowy nacisk dociskacza, a brać tylko materiał o rozmaitych własnościach mechanicznych.

Przed właściwymi badaniami nad wpływem własności materiału na siłę i pracę tłoczenia należało wyjaśnić, jak odbija się na nich oraz na granicznym stosunku $d : D$ siła docisku.

Jak zaznaczono, mieliśmy możliwość zmieniać od 0 do 3500 kg (co 500 kg) ogólny nacisk na krążek, a właściwie na pierścień o powierzchni:

$$F = [D^2 - (d - 2r)^2] \frac{\pi}{4}, \text{ gdzie:}$$

- F — powierzchnia pierścienia (w cm^2),
- D — średnica krążka (n mm),
- d — średnica tłoczniaka (30 mm),
- r — promień krzywizny matrycy (4 mm).

W zależności od średnicy krążka mielibyśmy pierwotnie na 1 cm^2 powierzchni pierścienia naciski podane w poniższej tabeli 2.

TABELA 2.

D mm	F cm^2	Ogólna siła docisku w kg							
		500	1000	1500	2000	2500	3000	3500	
54	7,77	64,4	128,7	193,1	257,4	321,8	386,1	450,5	
56	9,50	52,6	105,3	157,9	210,5	263,2	315,8	368,4	
58	11,29	44,3	88,6	132,9	177,2	221,4	265,7	310,0	
60	13,14	38,1	76,1	114,2	152,2	190,3	228,3	266,4	
62	15,06	33,2	66,4	99,6	132,8	166,0	199,2	232,4	
64	17,04	29,3	58,7	88,0	117,4	146,7	176,1	205,4	
65	18,05	27,7	55,4	83,2	110,8	138,5	166,2	193,9	
66	19,08	26,2	52,4	78,6	104,8	131,0	157,2	183,4	

Jak widać z tej tabeli, w miarę zmniejszania się średnicy krążka nacisk wzrasta, a więc i podczas tłoczenia miseczki nacisk jednostkowy będzie również wzrastał w miarę tworzenia się miseczki.

Dla ustalenia wpływu docisku na siłę i pracę tłoczenia, wykonaliśmy 2 serie badań na materiale zwalcowanym o 2%:

TABELA 3.

Średn. krążka mm	C a ł k o w i t y d o c i s k w k g															
	0		500		1000		1500		2000		2500		3000			
	siła	praca	siła	praca	siła	praca	siła	praca	siła	praca	siła	praca	siła	praca		
54	6080	95,0	6090	95,5	6160	96,0	6220	99,0	6310	100,5	6400	100,5	6390	100,0		
56	6870	119,0	6910	118,0	6970	119,5	7025	120,5	7110	120,0	7110	120,0	7220	123,5		
58	7380	140,0	7560	141,5	7670	143,5	7780	145,5	7830	149,0	7800	144,5	7910	146,0		
60	8360	178,0	8230	173,0	8420	178,0	8470	175,5	8690	184,0	8700	189,0	8850	182,5		
62	wyrw. denka		8926	198,0	w	y	r	w	a	n	e	d	e	n	k	a

- 1° Tłoczenie miseczek z krążków o rozmaitej średnicy bez docisku,
- 2° Tłoczenie miseczek z krążków o rozmaitej średnicy przy zmiennym docisku ogólnym.

a. Tłoczenie bez docisku.

Do badań wzięto krążki o średnicy 54, 56 i t. d. mm. Jak wynika z rys. 7a, do średnicy 58 mm miseczki są zupełnie gładkie, przy średnicy 60 mm reszta fałd nie zanika, zaś przy średnicy 62 mm tworzą się fałdy tak znaczne, że usztywnione obrzeże nie może się odgiąć na otworze matrycy, a wobec tego nie może wejść do otworu. Naprężenia wokoło zaokrąglenia tłoczniaka — na obwodzie dna miseczki — przekraczają wytrzymałość materiału i następuje wyrwanie denka.



Rys. 7 a, b i c.

Wygląd miseczek tłoczonych: a) bez docisku; b) z dociskiem 500 kg; c) z dociskiem 1500 kg.

Wynika z tego, że przy stosunku $d : D = 0,500$, z materiału tego można wytłoczyć miseczki. Przy mniejszym stosunku następuje wyrwanie denka.

Z tabeli 3 oraz z wykresów podanych na rys. 8 i 9 widać, że zarówno siła maksymalna, jak i praca tłoczenia, wzrastają ze wzrostem średnicy krążka, co jest zrozumiałe, gdyż ze wzrostem tej średnicy wzrasta skłonność do fałdowania. Wobec powyższego i siła i praca tłoczenia muszą wzrastać.

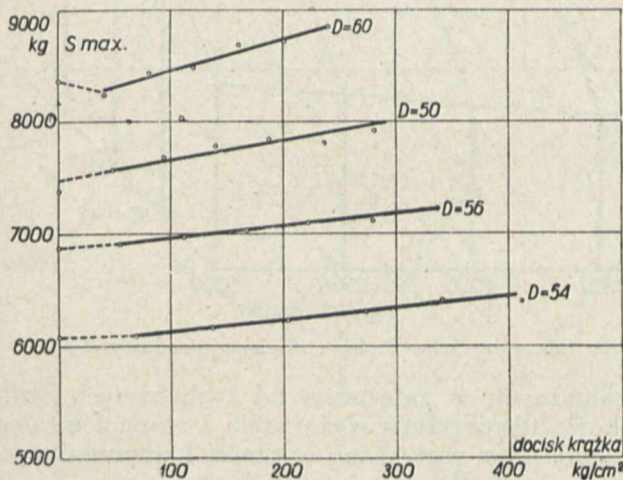
b Tłoczenie z dociskiem.

Wyniki tej serii badań są podane również w tabeli 3 i na wykresach rys. 8 i 9 oraz 10 i 11, zaś na rys. 7b i c podane są fotografie miseczek.

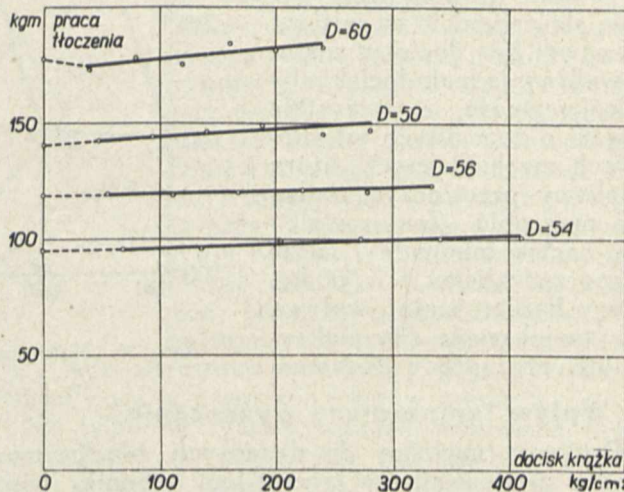
Jak widać z tych fotografii, przy docisku równym 500 kg krążki o średnicy 60 mm dają się przetłoczyć na miseczki bez zarzutu, zaś krążki o średnicy 62 mm (stosunek $d:D = 0,4838$) nie zawsze dają wyniki dodatnie. Wobec tego dla blachy zwalcowanej o 2% przy docisku 500 kg graniczny stosunek $d:D$ znajduje się pomiędzy 0,500 a 0,4838, bliżej tej drugiej wartości. Wynika z tego, że docisk zmniejsza graniczną wartość tego stosunku.

ca tłoczenia, wzrastają proporcjonalnie, przyczem wzrastają szybciej przy krążkach o większej średnicy, niż przy małych. Poza tem rys. te wykazują, że, przy tłoczeniu bez docisku, przy zbliżaniu się do granicznego stosunku $d:D$ zarówno maksymalna siła, jak i praca tłoczenia, wykazują znaczny wzrost, nie odpowiadający proporcjonalności.

Rys. 10 i 11 dowodzą, że zarówno siła, jak i praca tłoczenia, wzrastają ze wzrostem docisku (na tych rys. podany jest ogólny nacisk) i średnicy krążka. Ta druga zależność nie jest proporcjonalna, gdyż przy tym samym nacisku ogólnym siła i praca tłoczenia wzrastają szybciej, niż średnica krążka.



Rys. 8. Maksymalna siła tłoczenia, jako funkcja docisku krążków o rozmaitej średnicy.



Rys. 9. Praca tłoczenia, jako funkcja docisku krążków o rozmaitej średnicy.

Jednakże przy jeszcze większym docisku ten graniczny stosunek wzrasta, jak to widać z rys. 7c, gdzie podane są miseczki przetłoczone przy nacisku 1500 kg. Wygląd obrzeża jest tutaj zupełnie inny, niż w wypadku wyrwania denka podczas tłoczenia bez docisku.

Z rys. 8 i 9 widzimy, że ze wzrostem nacisku na krążek (na rys. tych podany jest nacisk jednostkowy) zarówno siła maksymalna tłoczenia, jak i pra-

Badania powyższe pozwalają wnioskować, że tłoczenie bez docisku jest wskazane tylko wówczas, gdy stosunek $d:D$ jest oddalony od granicznej wartości, gdyż tylko w tych wypadkach maksymalna siła tłoczenia i praca tłoczenia są najniższe.

Gdy stosunek $d:D$ jest zbliżony do granicznego, to przez zastosowanie nacisku można przesunąć go w stronę korzystniejszych wartości, przy-

TABELA 4.
Maksymalna siła tłoczenia w kg.

Temp. wyżarz. °C	Pierwotny stopień zwalcowania w %											
	1	2	3	5	10	15	20	25	30	40	50	65
St. dost.	6610	6815	6875	7200	7540	7975	8440	8985	9950	—	—	—
300	6800	6635	6755	7180	7700	7970	8230	8790	9185	9260	8780	9135
350	6695	6690	6795	7080	7600	7820	7880	7715	7515	7810	7955	8350
400	6500	6410	—	6880	7120	7095	6850	6990	7330	7455	7545	8245
450	6460	6400	6715	6520	6565	6885	6885	7155	7410	7290	7750	7840
550	6470	6150	6155	6360	6470	6755	6880	6650	6910	6960	7000	7135
650	5725	5570	5840	5900	6290	6255	—	5840	6030	6250	6160	6410
750	5430	5200	5300	5380	5250	5430	—	5310	5400	5540	5340	5580

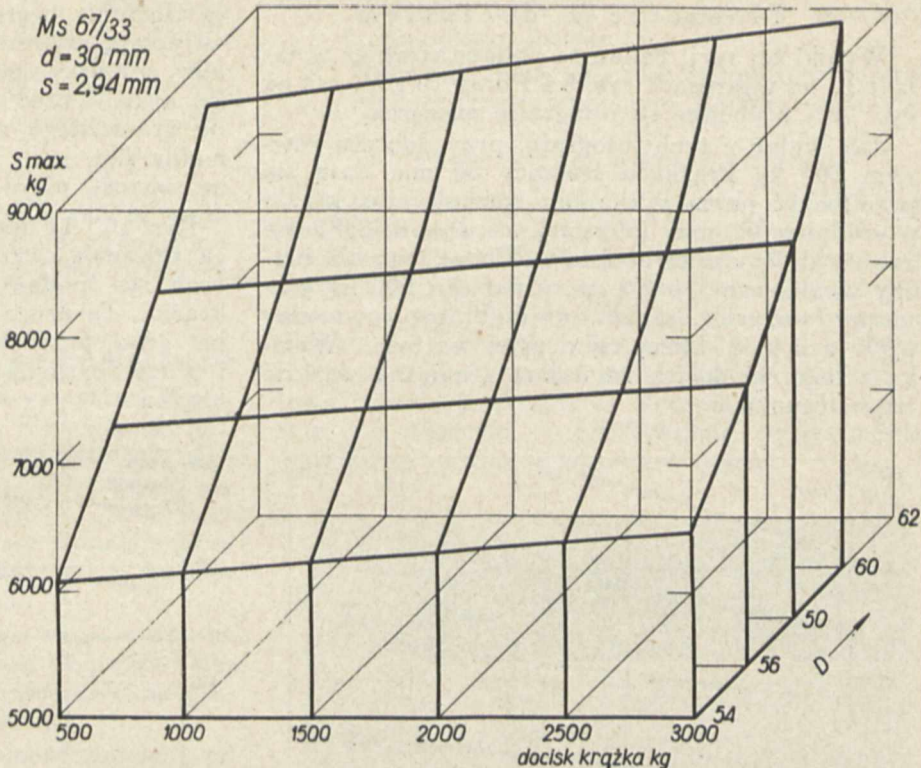
TABELA 5.
Praca tłoczenia w kgm.

Temp. wyżarz. °C	Pierwotny stopień zwalcowania w %											
	1	2	3	5	10	15	20	25	30	40	50	65
St. dost.	122,5	125,5	123,0	128,0	139,5	144,5	155,0	165,5	187,0	—	—	—
300	122,5	124,5	123,0	126,0	143,0	146,0	150,0	161,5	170,5	172,0	162,0	174,5
350	123,5	123,0	121,5	124,0	142,0	144,5	145,0	142,0	137,0	145,0	147,0	158,0
400	118,0	114,5	120,0	120,0	127,0	125,5	122,0	121,0	130,0	136,0	138,0	143,0
450	119,0	114,0	119,5	119,0	117,5	123,0	123,0	128,5	136,0	130,5	141,0	144,5
550	120,0	106,0	109,0	111,0	118,0	123,5	127,5	—	129,0	128,5	127,5	132,0
650	105,0	99,0	103,5	106,0	114,5	115,0	—	108,0	114,0	117,0	115,5	121,5
750	101,0	91,0	97,0	97,0	97,5	101,5	—	98,0	102,0	104,5	99,5	104,0

czem zapotrzebowanie energii będzie mniejsze, niż przy tłoczeniu bez docisku.

Stosowanie nadmiernego docisku nie jest wskazane, gdyż zarówno maksymalna siła, jak i praca tłoczenia, wzrastają niepotrzebnie, a poza tym w pobliżu denka materiał zostaje znacznie ścięony, co może wywołać trudności w dalszej przeróbce.

Pomimo, że do dalszych naszych badań użyliśmy krążków o średnicy 56 mm, które — jak to widzieliśmy — dają się przerobić na miseczki nawet bez docisku, zastosowaliśmy jednak docisk, aby mieć pewność, że wszystkie krążki o rozmaitych własnościach mechanicznych, które mieliśmy przetłoczyć, dadzą się przerobić. Zastosowaliśmy nacisk minimalny, jakim rozporządzaliśmy, t. j. 500 kg, który bardzo mało wpływa na powiększenie siły maksymalnej oraz pracy tłoczenia.



Rys. 10. Maksymalna siła tłoczenia, jako funkcja docisku i średnicy krążka.

D. Wpływ temperatury wyżarzania

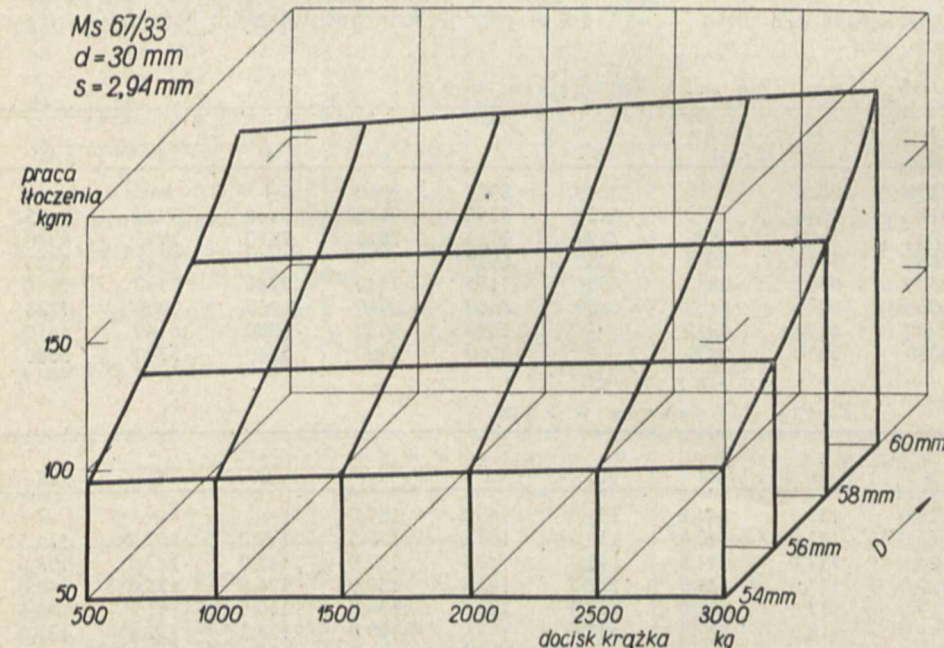
Ponieważ mieliśmy do dyspozycji blachy miedzi zwałcowane w rozmaitym stopniu, więc przez wyżarzanie ich w odpowiednich warunkach można było nadać im rozmaite własności mechaniczne i strukturę, jak to było podane w części I naszych „Prac nad mosiądzami”, serja A. W obecnym przypadku zastosowaliśmy 6-godzinne wyżarzanie.

Tabele 4 i 5 podają uzyskane średnie wyniki, zaś rys. 12 i 13 — odpowiednie wykresy.

Ogólny charakter wykresów, podanych na rys. 12 i 13, odpowiada wykresom zmian własności me-

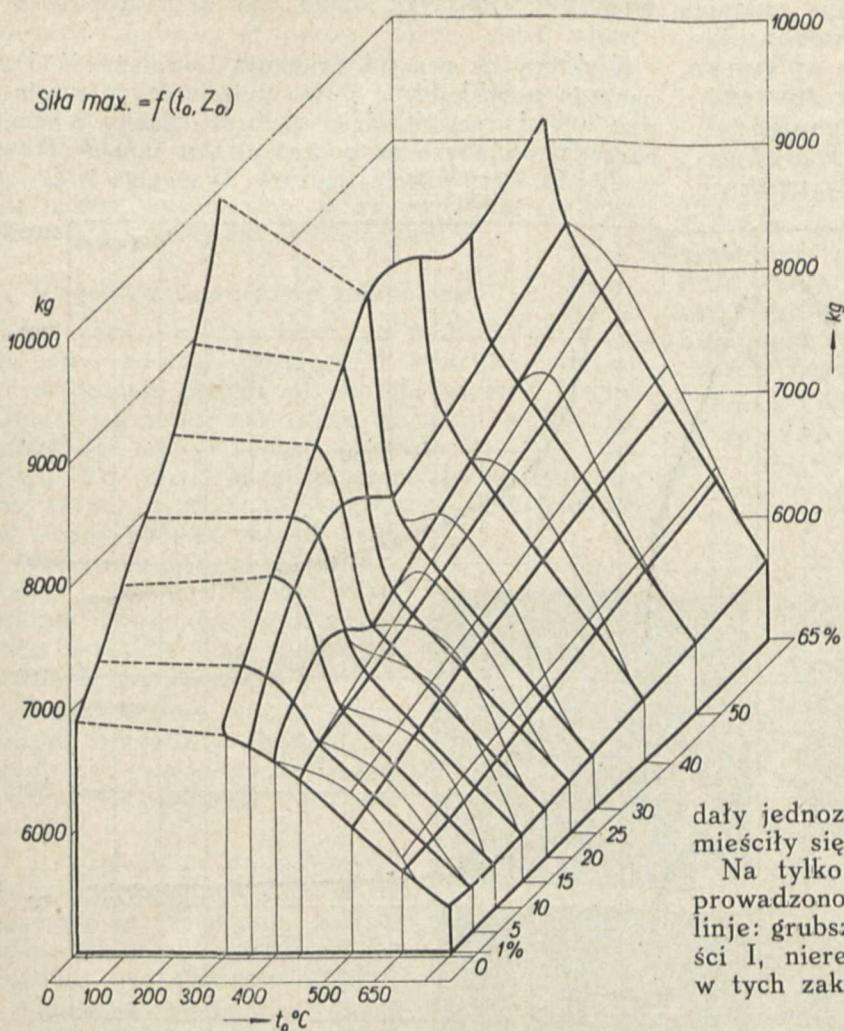
chanicznych w zależności od tych samych czynników (temperatury wyżarzania i stopnia zwałcowania), jakie rozważano w części I wspomnianych poprzednio „Prac nad mosiądzami”.

Jak z tych wykresów widać, maksymalna siła oraz praca tłoczenia wzrastają ze wzrostem stopnia zwałcowania, szczególnie gwałtownie po przekroczeniu 25% zwałcowania. Maksymalna siła tłoczenia przy 30% zwałcowania osiąga graniczne dopuszczalne obciążenie naszej tłoczarki. Nie jest to jednak jedyną przyczyną, dla której nie tłoczyliśmy miseczek z blach zwałcowanych w większym stopniu. Obserwacja gotowych miseczek wykazuje, że już przy 15% zwałcowania pojawiają się na nich niewielkie naderwania obwodowe, które stają się coraz bardziej wybitne ze wzrostem stopnia zwałcowania i przy 30% są już bardzo znaczne (por. rys. 15). Równoległe z naszymi normalnymi miseczkami (ok. ϕ 36 mm) wytłoczono nam z tychże materiałów miseczki o średnicy 16,8 mm. W tym wypadku uzyskano dobre miseczki nawet z blachy zwałcowanej o 20%, przy 25% zwałcowania znajdowano małe naderwania, zaś przy 30% następowało pęknięcie miseczek (wygląd denek tych miseczek podany jest na rys. 15).



Rys. 11. Praca tłoczenia, jako funkcja docisku i średnicy krążka.

Wyżarzanie blach przy 300° C przez 6 godz. wywołuje nieznaczne zmniejszenie siły i pracy, potrzebnej



Rys. 12. Maksymalna siła tłoczenia, jako funkcja stopnia zwalcowania i temperatury wyżarzania.

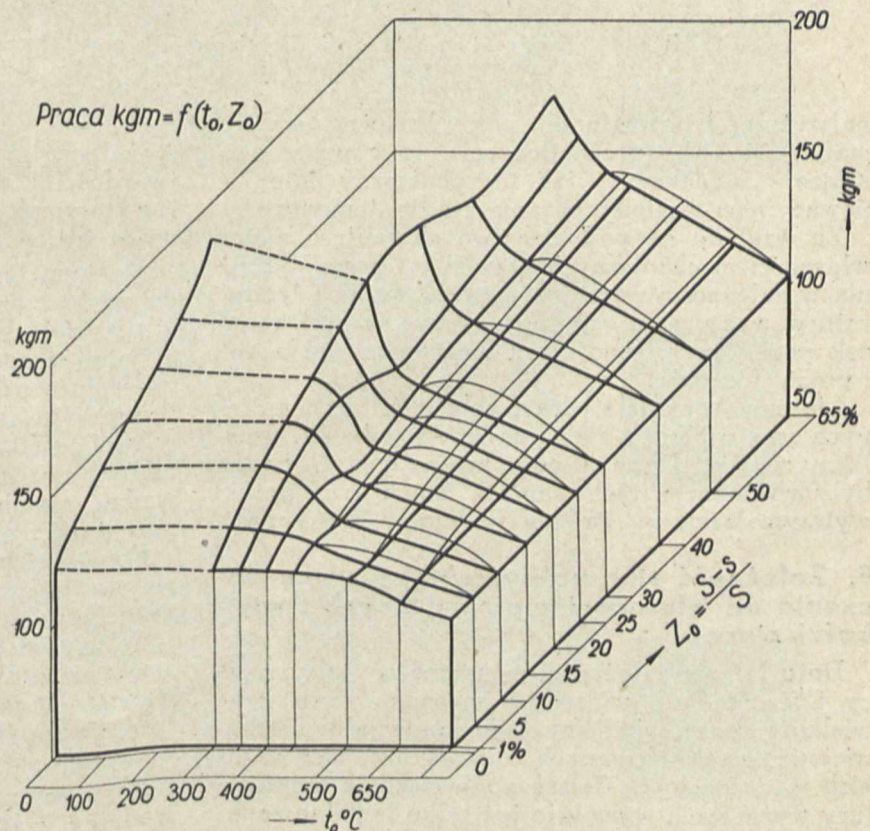
do przetłaczania tych blach, które były zwalcowane o mniej niż 30%, zaś blachy pierwotnie bardziej zwalcowane wykazywały tak znaczne obniżenie, że tłoczenie z nich miseczek było możliwe. Charakterystyczne przy tym jest to, że minimum siły potrzeba na tłoczenie blachy zwalcowanej pierwotnie o 50%, a nie o 65%. Analogiczne zjawisko zaobserwowaliśmy i przy ustalaniu zależności własności mechanicznych od stopnia zwalcowania i temperatury wyżarzania, opisanych w części I naszych badań.

Podwyższenie temperatury wyżarzania o 50° C (350° C) powoduje dalszy nieznaczny spadek siły i pracy potrzebnej na wytłoczenie blach o mniejszym stopniu zwalcowania oraz znaczniejszy — blach o większym stopniu zwalcowania, przyczem największy spadek w porównaniu z poprzednio wymaganymi siłami i pracami wykazuje blacha zwalcowana o 30%, do której tłoczenia potrzebna jest

równocześnie minimalna siła i praca w porównaniu z bardziej zwalcowanymi blachami.

Dalsze podwyższanie temperatury wyżarzania obniża w dalszym ciągu siłę i pracę potrzebną do wytłoczenia miseczek. W miarę podwyższania temperatury wyżarzania, minimum powyżej zaznaczone przesunęło się w stronę mniejszych stopni zwalcowania i zanika po wyżarzeniu w 550° C. Wyżarzanie w wyższych temperaturach doprowadza do prawie całkowitego wyrównania pracy tłoczenia, niezależnie od pierwotnego stopnia zwalcowania, jednakże maksymalna siła tłoczenia wykazuje jeszcze pewne różnice, i blachy zwalcowane w większym stopniu wymagają trochę większej siły do tłoczenia, niż blachy słabiej zwalcowane. Ponieważ praca jest iloczynem siły przez drogę, więc wynikałoby z tego, że przy zmiennej sile i niezmienniej pracy droga — inaczej mówiąc wysokość miseczki — winna się zmieniać. Niestety, przeprowadzone próby pomiarów wysokości miseczek nie dały jednoznacznych wyników, gdyż różnice te mieściły się w granicach błędów pomiaru.

Na tylko co rozpatrywanych wykresach przeprowadzono w niektórych miejscach podwójne linie: grubsze i cieńsze. Jak już zaznaczono w części I, nieregularny przebieg odcinków krzywych w tych zakresach temperatur wyżarzania przypię-



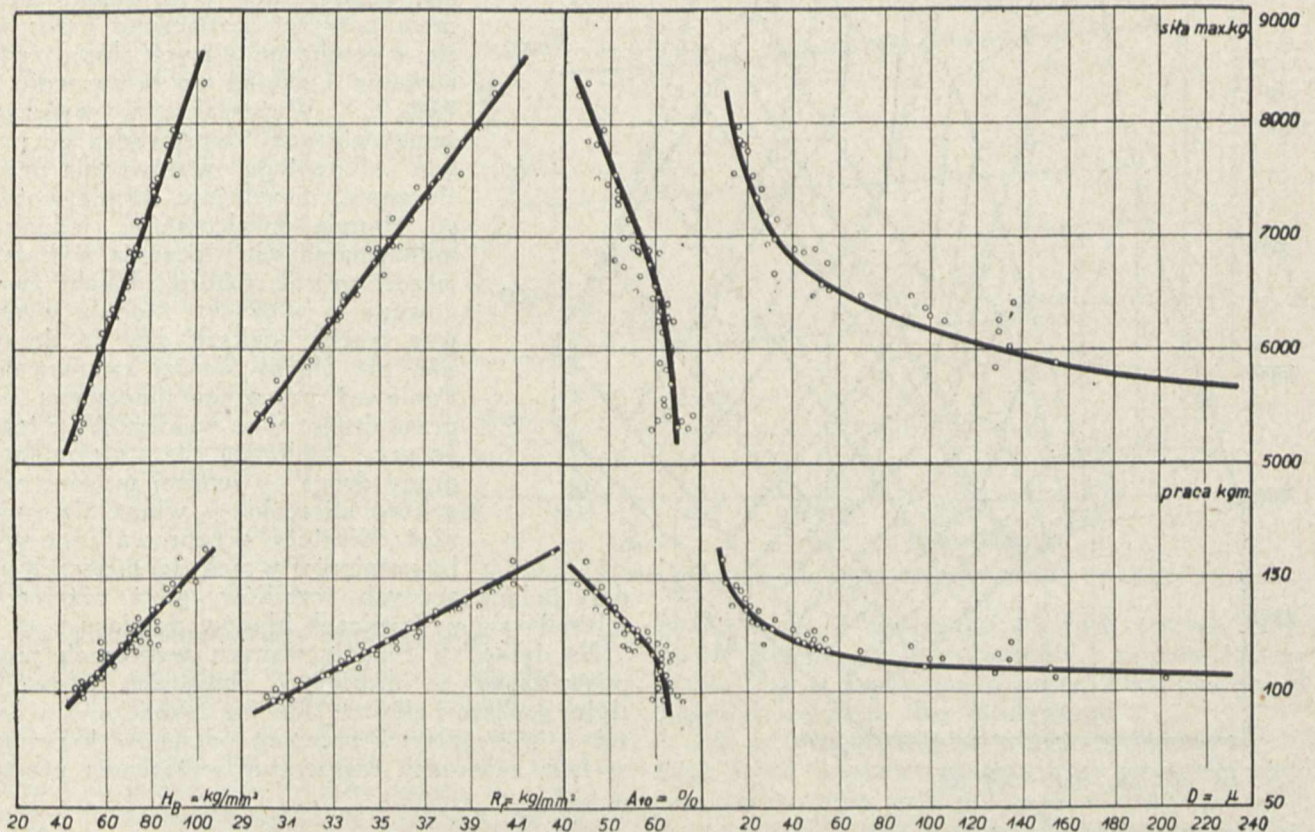
Rys. 13. Praca tłoczenia, jako funkcja stopnia zwalcowania i temperatury wyżarzania.

sujemy ubocznym zjawiskom, mianowicie zmianie rozpuszczalności zanieczyszczeń. Wynikałoby z tego, że ilość zanieczyszczeń w roztworze wpływa w sposób bardzo dobitny na siłę i pracę tłoczenia.

W wyniku tej części badań można powiedzieć, że dla uzyskania minimalnego zużycia energii należałoby nasze blachy wyżarzać przy możliwie

wywołuje większych zmian własności mechanicznych).

Wykresy na rys. 14 pokazują tę zależność dla naszego przykładu, t. j. w odniesieniu do mosiądzu o badanym składzie, grubości blachy 3 mm, narzędzi podanych na początku, stosunku $d : D = 30 : 56$, przy użyciu tłoczarki Wazaua i t. d.



Rys. 14. Zależność maksymalnej siły tłoczenia i pracy tłoczenia od twardości (H_B), wytrzymałości na rozciąganie (R_p), wydłużenia (A_{10}) i średnicy ziarn (D).

najwyższej temperaturze, gdyż zarówno maksymalna siła, jak i praca tłoczenia, są wówczas najniższe. Jednakże — jak to zobaczymy dalej — pewne inne względy ograniczają te temperatury.

Ze względu na podobieństwo charakteru zmian własności mechanicznych oraz siły i pracy tłoczenia w zależności od stopnia zwalcowania i temperatury wyżarzania, spróbowaliśmy znaleźć związek pomiędzy własnościami mechanicznymi a siłą i pracą tłoczenia.

Liczbowe dane dotyczące własności mechanicznych oraz wielkości ziarn, podane w tabeli 1, wzięliśmy z części I badań, gdyż krążki do tych badań były wycinane z tych samych blach, co i próbki wytrzymałościowe, badane w tamtej części prac.

E. Zależność siły maksymalnej i pracy tłoczenia od własności mechanicznych i wielkości ziarn

Do ustalenia zależności maksymalnej siły i pracy tłoczenia od własności mechanicznych oraz wielkości ziarn, użyliśmy tylko materiałów całkowicie zrekrytalizowanych, t. j. wyżarzonych w takich warunkach, że dalsze podwyższanie temperatury wyżarzania wywołuje już tylko łagodne zmiany własności mechanicznych (gwałtowny rozrost ziarn, który może w tym wypadku zachodzić, nie

W tych warunkach uzyskaliśmy prostą proporcjonalność maksymalnej siły i pracy tłoczenia do twardości i wytrzymałości: im większa twardość i wytrzymałość, tem większa maksymalna siła i praca tłoczenia.

Maksymalna siła i praca tłoczenia w stosunku do wydłużenia jest w pewnym zakresie wydłużeń w przybliżeniu odwrotnie proporcjonalna do niego, a po przekroczeniu pewnej wartości jest również odwrotnie proporcjonalna, lecz zmienia się nierzwykłym gwałtownie. Zwrotny punkt znajduje się w pobliżu 60%. Dopuszczając większy rozrzut wyników, można przez znalezione punkty przeprowadzić również i jedną prostą, któraby oddawała powyższą zależność z mniejszym przybliżeniem.

Ponieważ pomiędzy twardością, wytrzymałością na rozciąganie i wydłużeniem mosiądzu wyżarzonego istnieją proste zależności, jak to było wykazane w cz. I „Prac nad mosiądzami”, serji A, więc i w tym przypadku, gdy stwierdzono prostą zależność od jednej z powyższych własności, należało się spodziewać, że i inne nie będą zachowywały się zasadniczo odmiennie.

Ponieważ zależność własności mechanicznych od średnicy ziarn odbiegała znacznie od zależności własności mechanicznych pomiędzy sobą, należało się spodziewać, że zależność maksymalnej siły

i pracy tłoczenia od średnicy ziarn będzie miała również odmienny charakter, jak to widać z wykresu: niewielkie zmiany średnicy w wypadku małych ziarn wywołują znaczne zmiany zarówno maksymalnej siły, jak i pracy tłoczenia, zaś w wypadku dużych ziarn nawet znaczne zmiany średnicy mało wpływają na siłę i pracę tłoczenia. Ogólnie można powiedzieć, że ze wzrostem średnicy ziarn siła i praca tłoczenia maleją.

F. Wygląd zewnętrzny miseczek

Jak wiadomo, wypolerowana próbka wytrzymałościowa podczas rozciągania pokrywa się, po przekroczeniu granicy płynności, najpierw linjami Lüdersa, a potem matowieje na całej swej długości. Gdy materiał jest gruboziarnisty, to powierzchnia próbki pokrywa się nierównościami tem większemi, im bardziej gruboziarnisty jest materiał. Gdy próbka składa się z kilku kryształów, to w zależności od ich krystalograficznej orientacji będą one się odkształcać rozmaicie i na próbkach wystąpią granice ziarn.

Podobnie przy tłoczeniu miseczek z krążków, wygląd zewnętrzny powierzchni będzie zależał od wielkości ziarn materiału.

Ze względu na dalsze operacje, którym poddawane są te miseczki (przeciąganie, polerowanie i t. p.), powierzchnia ich powinna być możliwie gładka.

Należało więc poddać rewizji wnioski wyprowadzone w poprzednim rozdziale pod kątem widzenia tak zwanej „groszkowatości” powierzchni miseczek.

Drugie zjawisko, które powinno być również brane pod uwagę przy wyrobie miseczek, są to tak zwane „języczki”, które się tworzą na obrzeżu miseczek, gdy w blasze występują niejednakowe własności w rozmaitych kierunkach.

Przeglądając otrzymane miseczki, można zauważyć następujące zmiany. Rys. 15 podaje wygląd miseczek dużych, małych i odpowiednie mikrostruktury blach, z których te miseczki wykonano. Pierwotna wielkość ziarn blach dostarczonych odpowiada średnicy około 40—50 μ . Ze wzrostem stopnia zwalcowania ziarna mają wygląd coraz to bardziej spłaszczony, jednakże występuje to dobitnie dopiero przy około 10—15%.

Na gotowych miseczkach widać lekki groszek o konturach coraz bardziej wydłużonych w miarę wzrostu stopnia zwalcowania. Języczki występują już

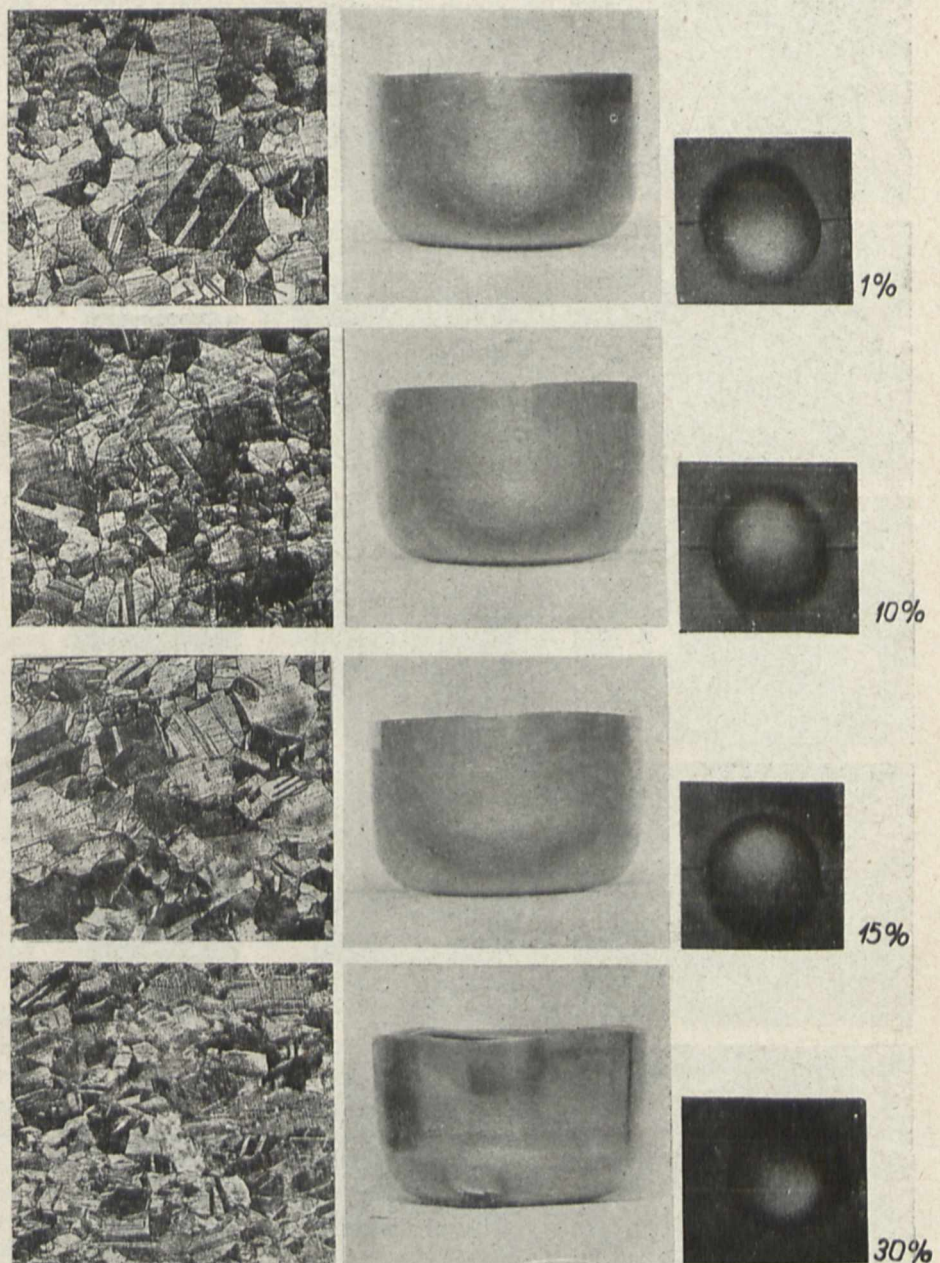
przy stopniach zwalcowania większych od 5% i wysokość ich wzrasta ze stopniem zwalcowania. Języczki te mają maxima w kierunku 45° do kierunku walcowania⁵⁾.

Wygląd miseczek, wykonanych z blachy zwalcowanej o 30%, wyżarzanej w rozmaitych temperaturach przez 6 godz., zmienia się następująco. Wyżarzanie w temp. 300° C wywołało częściową rekryształację tej blachy, tak że istnieją obok siebie duże i małe kryształy. Miseczka posiada lekki groszek tego typu, co miseczki wykonane z blachy niezarzanej. Można na niej zauważyć również niewielkie języczki.

Blacha wyżarzona przy 350° C, wykazująca drobne zrekrystalizowane ziarno, daje duże i ma-

⁵⁾ Również i we wszystkich dalszych wypadkach języczki występują w tych samych miejscach.

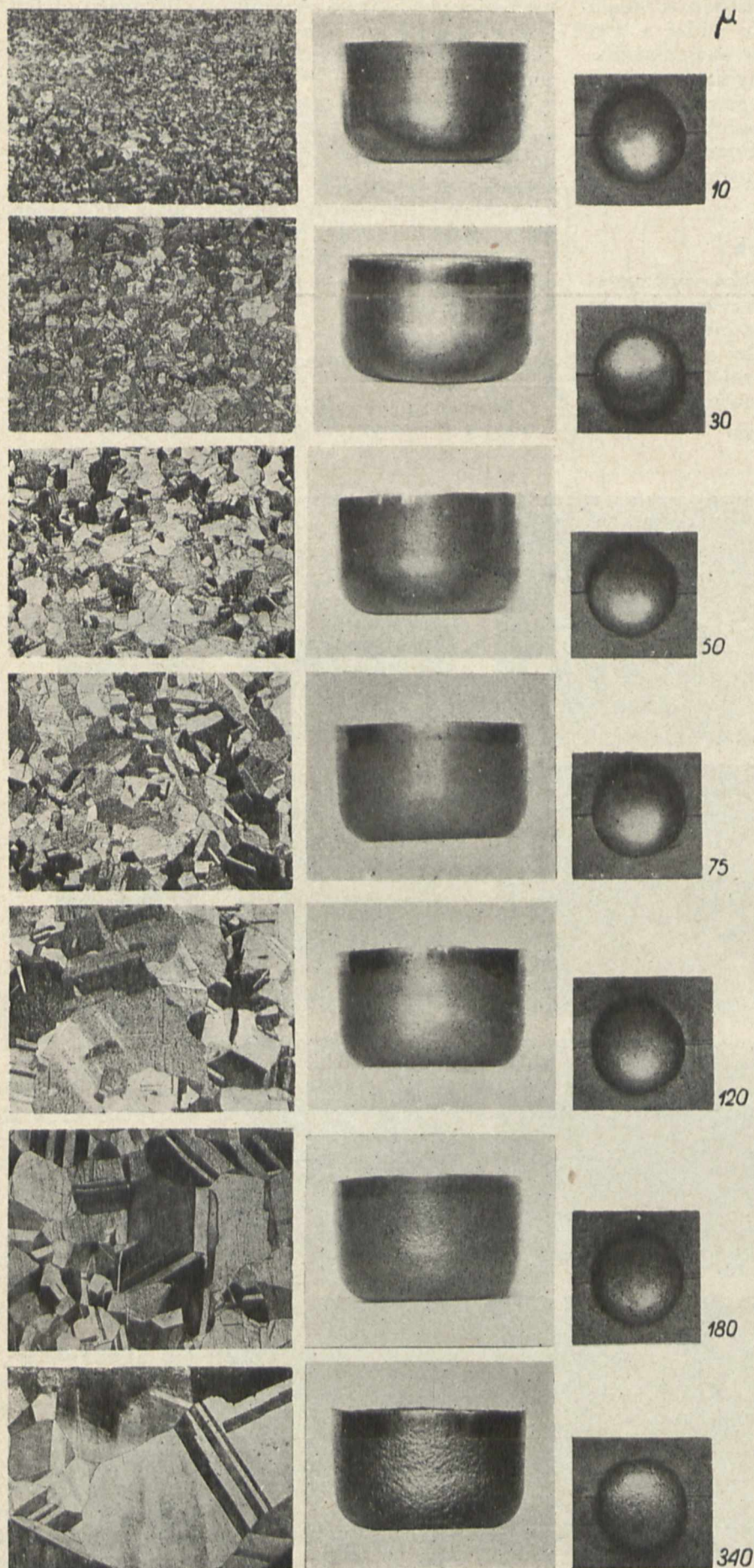
Stopień zwalcd.



Pow. $\times 100$

Wielkość naturalna

Rys. 15. Zależność wyglądu miseczek od stopnia zwalcowania i mikrostruktury.



Pow 100

Wielkość naturalna

Rys. 16. Zależność wyglądu miseczek od średnicy ziarn.

te miseczki o ładnej, gładkiej powierzchni, o równym obrzeżu (blachy mniej zwalcowane, których rekrytalizacja nie jest zakończona, dają miseczki z małymi języczkami).

Analogicznie miseczki, otrzymane z blach wyżarzonych przy 400 i 450° C, są bez zarzutu.

Blacha wyżarzona przy 550° C, pomimo trochę większego ziarna, daje również miseczki zupełnie dobre.

Dopiero wyżarzanie w temperaturze 650 i 750° C nadaje blaszce gruboziarnistość i w związku z tem powierzchnia miseczek pokrywa się wybitnym groszkiem. Jednocześnie na tych miseczkach zaznacza się obecność języczków, tem wybitniejszych, im wyższy był stopień zwalcowania i temperatura wyżarzania.

Jak widzimy, wielkość miseczki nie odgrywa roli w zakresie pojawiania się groszku.

Dla ustalenia granicznej wielkości ziarn, które doprowadzają do obecności groszku, przetłoczyliśmy krążki z rozmaitych blach, wyżarzonych w taki sposób, aby uzyskać rozmaite wielkości ziarn. Część tych wyników zebrana jest na rys. 16 (również duże i małe miseczki).

Jak widać, blachy o ziarnach o średnicy mniejszej niż 50 μ dają zupełnie dobre miseczki, przy średnicy do 75 μ występuje nieznaczny groszek, a przy 120 μ groszek jest już dość wybitny.

Dla sprawdzenia, czy groszkowatość zależy od grubości blachy (jak to podaje np. Schimmel: „Zauważyć należy, że ze zmniejszeniem się grubości blachy wpływ wielkości ziarna staje się coraz dobitniejszy. Budowa, która dla 1 mm blachy byłaby jeszcze dostateczną, dla blachy 0,4 mm jest już trochę za gruba. Ważny więc jest stosunek średnicy ziarna do grubości blachy. Dla blach grubszych niż 3 mm rozrost ziarn technicznie nie odgrywa roli”) — poddaliśmy tłoczeniu blachy o grubości 2, 1,5, 1, 0,5 i 0,3 mm.

Blachy te przed wyżarzeniem były zwalcowane o 40%, a następnie wyżarzane w temperaturach 300 do 750° C przez 6 godzin.

Tabela 6 podaje przybliżoną ilość ziarn na przekroju blachy w zależności od temperatury wyżarzania.

TABELA 6.

Temperatury wyżarzania i średnice ziarn

Grubość blach mm	350 °C 0,018 mm	400 °C 0,020 mm	450 °C 0,023 mm	550 °C 0,032 mm	650 °C 0,130 mm	750 °C 0,328 mm
3	167	150	130	97	23	9
2	111	100	87	63	15	6
1,5	83	75	65	46	12	4
1	55	50	44	32	8	3
0,5	28	25	22	16	4	>1
0,3	17	15	13	10	2	<1

Miseczki uzyskane z jednej takiej serii (grubość blachy 0,5 mm) podaje rys. 17 (miseczki duże i małe). Jak widać z tej fotografii, na miseczkach wytłoczonych z blachy wyżarzonej przy 550° C — średnica ziarn rzędu powyż. 30 μ — występuje lekkie zmatowienie tego samego rodzaju, co na miseczkach tłoczonych z blachy 3 mm. Dopiero przy ziarnie większym pojawia się groszek, tak jak to widzieliśmy na poprzednich miseczkach.

G. Zależność granicznego stosunku $d:D$ od grubości blachy

Te same blachy, które posłużyły nam do zbadania zależności groszkowatości od grubości blachy, były użyte i do niniejszych prób. Z blach tych wykonaliśmy krążki o wzrastającej średnicy i poszukiwaliśmy granicznych stosunków dla nich po wyżarzeniu w rozmaitych temperaturach. Stosowaliśmy nacisk 500 kg, z wyjątkiem blachy 0,3 mm, dla której trzeba było zwiększyć go do 1 000 kg.

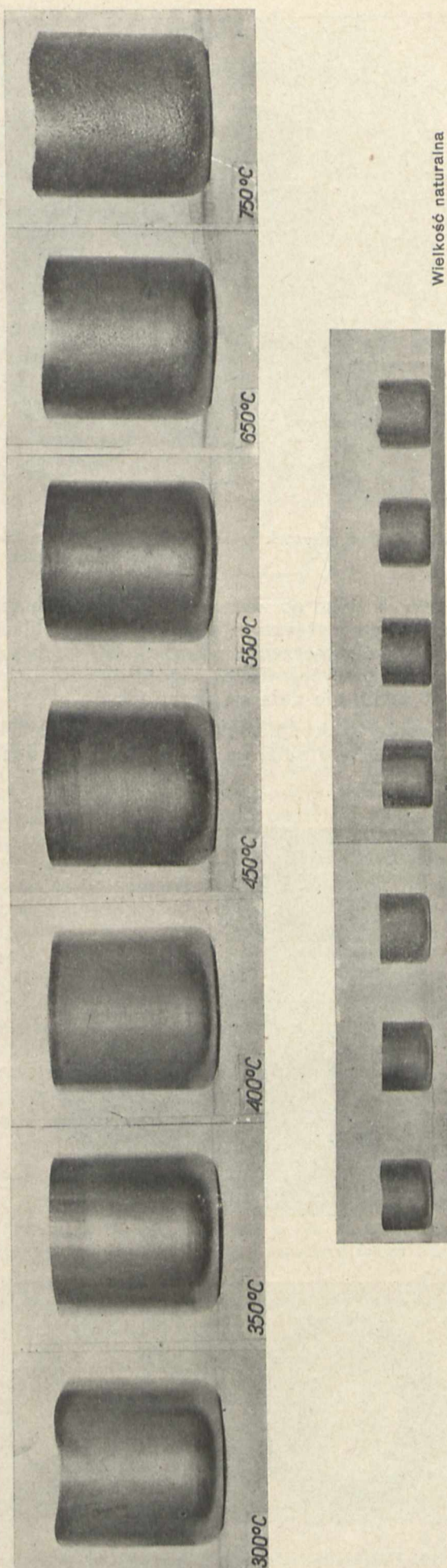
Z badań tych wynika, że graniczny stosunek $d:D$ maleje ze zmniejszaniem się grubości blachy przy zachowaniu danej temperatury wyżarzania, z wyjątkiem najwyższej stosowanej przez nas temperatury wyżarzania (750° C), przy której to temperaturze wyżarzania obserwuje się silny wzrost ziarn. Podwyższenie granicznego stosunku dla blach cieńszych niż 0,5 mm jest dość znaczne.

Gdy rozpatrujemy zależność granicznego stosunku do temperatury wyżarzania blach o pewnej grubości, to stosunek ten maleje ze wzrostem temperatury wyżarzania, z wyjątkiem znów cieńszych blach, dla których ten stosunek wzrasta.

Na podstawie tych badań można stwierdzić, że dla uzyskania możliwie najwyższych miseczek należy wyżarzać blachy grubsze — o ile nie uwzględniamy zewnętrznego wyglądu — w możliwie wysokich temperaturach, zaś blachy cieńsze — w temperaturach niezbyt wysokich.

Rys. 18 ilustruje to w sposób dobitny na miseczkach tłoczonych z krążków o średnicy 64 mm ($d:D=0,4687$). Z blachy 3 mm można było wytłoczyć miseczkę tylko po wyżarzeniu w 750° C, z blachy 2 mm — po wyżarzeniu powyżej 550° C, z blachy 1,5 mm — po wyżarzeniu powyżej 400° C, z blachy 1 mm — po wyżarzeniu od 300° wzwyż, z blachy 0,5 mm — jak z blachy 1 mm i wreszcie z blachy 0,3 mm — po wyżarzeniu powyżej 300, lecz poniżej 650° C.

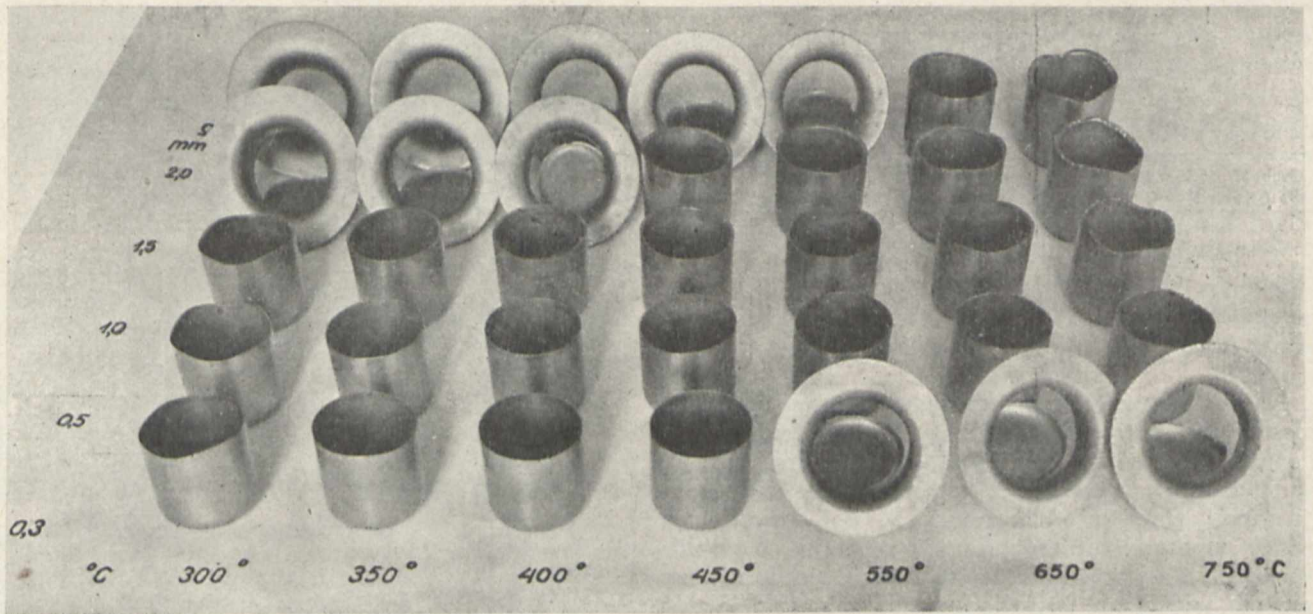
Przy użyciu krążków o średnicy 65 mm ($d:D=0,4615$) blacha 3 mm nie dawała miseczek, bla-



Rys. 17. Zależność wyglądu miseczek wykonanych z blachy 0,5 mm od temperatury wyżarzania.

Stopień zwalcowania 40%.

Czas wyżarzania 6 godz.



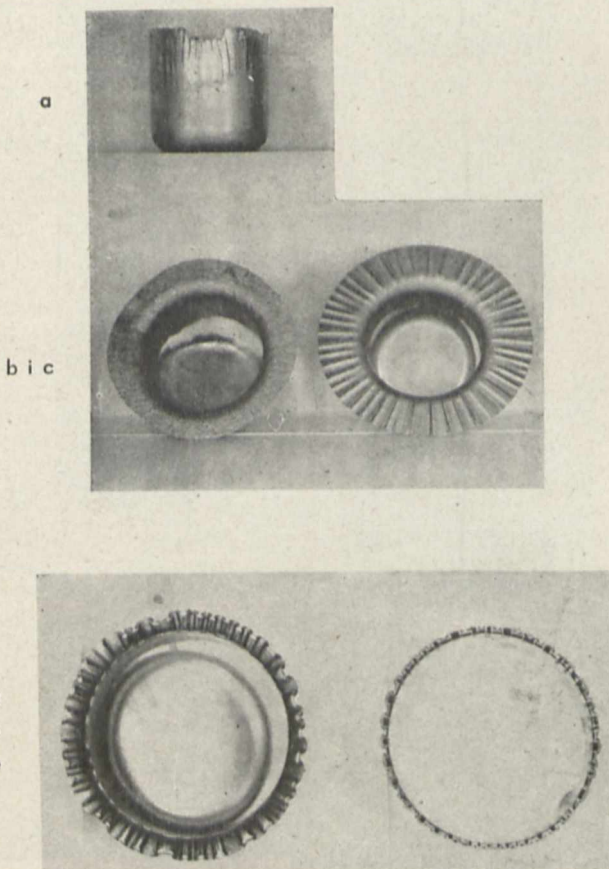
Rys. 18. Wygląd miseczek wykonanych z blach o rozmaitej grubości po wyżarzeniu przy podanych temperaturach; średnica krążka 64 mm, $d : D = 0,4687$.

cha 2 mm — tylko po wyżarzeniu w 750° C, blacha 1,5 mm — po wyżarzeniu powyżej 650° C, blacha 1 mm — po wyżarzeniu powyżej 350° C, blacha 0,5 mm — powyżej 400° C i poniżej 750° C, zaś blacha 0,3 mm nie dała się przetłoczyć.

Z krążków o średnicy 66 mm ($d : D = 0,4545$) tłoczenie nie było możliwe, gdyż wszystkie denka były wyrwane.

Przez zwiększenie docisku można było w pewnych wypadkach zmniejszyć stosunek graniczny, jak to wykazują następujące dane. Blacha 0,5 mm, jak zaznaczono, dawała miseczki przy granicznym stosunku 0,4615 po wyżarzeniu powyżej 400° C i poniżej 750° C, o ile docisk był równy 500 kg; przy docisku 1 000 kg można było tłoczyć miseczki już po wyżarzeniu od 300° C począwszy, lecz również tylko poniżej 750° C. Należy jednak zauważyć, że pomimo uzyskania całej miseczki następuje wykruszenie jej obrzeża (po wyżarzeniu w 300° C). Na rys. 19 pokazana jest taka miseczka (a).

Na tym samym rys. 19 pokazane są również charakterystyczne miseczki z wyrwanymi denkami; wygląd ich pozwala ustalić przyczyny wyrwania denek. Naprzykład miseczka b wykazuje płaski kołnierz, co wskazuje, że nacisk był wystarczający, aby zapobiec fałdowaniu, lecz siła potrzebna do wytłoczenia miseczki była większa od wytrzymałości materiału na obwodzie wokoło denka miseczki, gdzie nastąpiło bardzo znaczne pocienienie ścianki; charakterystyczny, w przybliżeniu czworokątny obrys kołnierza wskazuje na anizotropowość blachy, która wywołała utworzenie się języczków. Miseczka c podaje nam wygląd silnie sfałdowanego kołnierza, gdyż docisk był niewystarczający. To sfałdowanie usztywniło kołnierz tak dalece, że odginanie się jego wymagałoby siły znacznie większej od siły potrzebnej do wyrwania denka. Miseczki d i e podają wygląd obrzeża, które dzięki usztywnieniu i załamaniom nie mogło wejść do matrycy. Powierzchnie tych miseczek wyglądają podobnie jak miseczki a, t. j. wykazują obecność pasm, powstałych z niecałkowitego rozpraszania fałd podczas przeciągania. Obecność tego rodzaju zafałdowań może być bardzo szkodliwa, gdyż może wywołać pęknięcie podłużne wyrobów przy dalszych ciągach. Pomimo więc, że miseczkę można uzyskać od razu dość wysoką, należy ograniczyć stosunek $d : D$ do takiej wartości, aby na miseczkach nie występowały tego rodzaju zafałdowania na większej długości.



Rys. 19. Przykłady miseczek z wyrwanymi denkami.

H. Próba Erichsena

Sposób i warunki wykonywania próby Erichsena były podane przez nas na początku. W tabeli 7 zestawione są średnie głębokości tłoczenia w mm i odpowiednie średnie wartości siły rozrywającej w kg.

TABELA 7.
Wyniki próby Erichsena

temp. wyż. °C	mm	kg	mm	kg	mm	kg	mm	kg	mm	kg
300	10,5	485	9,1	725	11,7	1740	10,1	2520	12,2	3700
350	13,0	540	14,1	980	14,8	2050	15,1	3075	16,0	4125
400	14,0	565	14,6	955	15,3	2030	15,9	3100	16,0	4150
450	14,5	570	15,1	975	16,0	2030	17,0	3100	16,9	4150
550	15,0	535	16,2	920	17,1	1940	17,0	3000	18,0	4075
650	15,5	480	17,0	885	18,3	1850	18,0	2875	19,0	3825
750	15,0	380	16,7	705	17,8	1620	19,0	2650	20,0	3550

W tabeli tej ograniczyliśmy różnemi ramkami te blachy, które dawały miseczki z krążków o średnicy 64 mm i 65 mm: pierwsze oddzielają nieco grubsze linje, drugie — cienkie linje podwójne. Z porównania wyników widać, że aparat Erichsena nie daje właściwego pojęcia o zachowaniu się blach podczas tłoczenia.

Wygląd zewnętrzny próbek Erichsena daje te same informacje co do groszkowatości, jak i tłoczenie miseczek.

J. Próba przeginania

Ponieważ próba przeginania daje pewne informacje co do plastyczności materiału, a przy tłoczeniu mamy odginanie materiału na zaokrągleniach matrycy i tłoczniaka, podobnie jak przy pierwszym zgięciu paska, więc dla uzupełnienia wykonaliśmy przeginanie pasków z blachy 3 mm zwalcowanej w rozmaitym stopniu i następnie wyżarzonych jak podano wyżej.

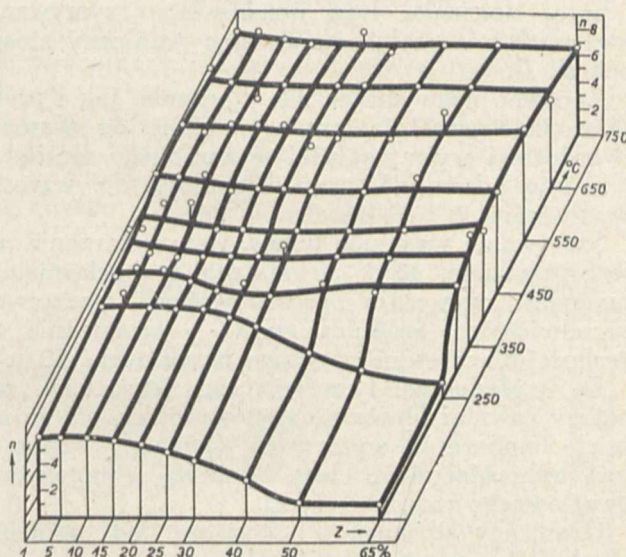
Przebieganie skutecznie na aparacie typu Amslera, licząc zgięcie o 90° i wyprostowanie za jednostkę. Promień zaokrąglenia — 4 mm. Wymiary próbek 3 × 10 × 110 mm. Odległość górnego uchwytu od punktu zginania 25 mm. Szybkość przeginania — około 2 sek na każde przegięcie i wyprostowanie; przeginanie doprowadzono do całkowitego złamania. Próbki przeginano bez naciągania sprężyną. Do badań wzięto próbki wycięte równoległe (D) i prostopadłe (S) do kierunku walcowania, a więc przeginano je prostopadłe lub równoległe do kierunku walcowania.

Tabela 8 podaje uzyskane wyniki (średnie z co najmniej 3-ch), a rys. 20 — wyniki dotyczące próbek S.

Jak z tej tabeli widać, próbki D, wycięte równoległe do kierunku walcowania, a więc zginane

prostopadłe do tego kierunku, wykazują zasadniczo większą przeginalność niż próbki S.

Obserwacja powierzchni zgięcia po pierwszym przegięciu daje pewne informacje co do groszkowatości, jednakże mniej wybitne, niż próba na aparacie Erichsena lub tłoczenie miseczek.



Rys. 20. Zależność ilości przegięć blachy 3 mm od stopnia zwalcowania i temperatury wyżarzania.

Wykres (rys. 20) zależności ilości przegięć od stopnia zwalcowania i temperatury wyżarzania przypomina analogiczne wykresy zależności innych własności mechanicznych od powyższych czynników. A więc i tutaj obserwuje się gwałtowną zmianę ilości przegięć po wyżarzeniu przy temperaturach rekrytalizacji, jednakże zmiany są tutaj dość niewielkie. Można zauważyć poza tym, że materiał wyżarzony w wysokich temperaturach (650—750° C), a więc gruboziarnisty, wytrzymuje mniej przegięć, niż materiał drobnoziarnisty. Ilość przegięć materiału słabo zwalcowanego wzrasta wcześniej, niżby się należało spodziewać na podstawie zmian innych własności mechanicznych. Ta ostatnia obserwacja wymagałaby jednak jeszcze sprawdzenia, gdyż z powodu bardzo nieznacznych zmian, a bardzo znacznego rozsiewu wyników, mogą to być błędy pomiarowe, a nie cechy materiału.

Zestawienie wyników

Badania nasze nad maksymalną siłą tłoczenia i pracą tłoczenia wykazały, że zależność ich od stopnia zwalcowania i temperatury wyżarzania jest

TABELA 8.

% zwal.	Stan dost.	Temperatury wyżarzania w °C															
		250		300		350		400		450		550		650		750	
		S	S	S	D	S	D	S	D	S	D	S	D	S	D	S	D
1	6,0	6,8	7,0	9,8	8,7	8,8	6,6	7,8	8,8	8,8	8,7	8,8	8,8	7,8	7,7	7,7	
5	6,0	7,8	7,8	9,9	6,8	9,9	8,6	8,8	8,7	8,8	8,0	9,9	7,8	8,8	7,7	8,8	
10	6,0	6,7	7,6	8,8	6,6	8,8	8,6	8,8	8,8	8,7	8,6	8,0	6,6	7,8	7,0	8,7	
15	—	6,6	6,7	7,7	6,6	7,7	6,6	8,8	7,7	7,8	8,6	7,8	7,7	8,7	6,6	7,7	
20	5,6	6,6	6,0	7,7	6,6	8,7	6,6	8,8	7,8	8,7	8,6	8,8	—	—	—	—	
25	5,0	6,0	6,6	6,6	6,6	6,7	6,6	7,8	7,8	8,8	7,0	8,8	7,7	8,8	7,6	7,7	
30	4,4	5,5	5,6	6,5	7,6	8,8	6,6	8,8	7,7	8,8	7,7	9,8	7,7	8,0	6,0	7,5	
40	3,0	3,3	6,6	6,0	6,7	8,8	6,6	7,8	7,6	8,7	7,6	8,8	7,7	7,8	6,6	6,7	
50	1,1	2,2	6,0	7,7	6,6	7,8	6,6	8,8	8,7	8,7	9,7	8,8	7,7	7,7	6,6	7,6	
65	1,0	1,1	6,6	7,6	8,7	8,7	6,6	8,8	7,6	8,8	8,7	8,0	6,6	7,7	6,6	7,7	

analogiczna do zależności innych własności mechanicznych.

Zarówno maksymalna siła tłoczenia, jak i praca tłoczenia, są tem niższe, im wyższa była temperatura wyżarzania (w granicach temperatur stosowanych przez nas).

Docisk podwyższa zarówno maksymalną siłę, jak i pracę tłoczenia, lecz umożliwia otrzymywanie wyższych miseczek, zmniejszając graniczny stosunek $d : D$.

Zarówno maksymalna siła tłoczenia, jak i praca tłoczenia, wzrastają proporcjonalnie do wzrostu twardości i wytrzymałości wyżarzonego mosiądzu i maleją odwrotnie proporcjonalnie do wzrostu wydłużenia.

Stosowanie wysokich temperatur wyżarzania nie jest wskazane, gdyż powstająca gruboziarnistość materiału wywołuje „groszkowatość” tłoczonych przedmiotów. Średnica ziarn — niezależnie od grubości blach — nie powinna przekraczać 50 μ .

Ze względu na tworzenie się „języczków” nie należy również stosować zbyt wysokich lub za niskich temperatur wyżarzania (powyżej temperatury rekrytalizacji, lecz poniżej temperatury gwałtownego rozrostu ziarn).

Graniczny stosunek $d : D$ zależy od grubości blachy i temperatury wyżarzania.

Próba Erichsena nie daje dostatecznych danych do oceny tłoczliwości blachy, gdyż nie pozwala określić granicznego stosunku $d : D$.

Próba przeginania pasków daje pewne informacje co do groszkowatości, lecz nie daje dostatecznych podstaw do charakterystyki tłoczliwości materiału.

Opierając się na powyższem, uważamy, że dla otrzymania dobrych miseczek przy minimalnem zużyciu energii należy:

- wyżarzać blachy w temperaturach średnich (400 do 550° C),
- dobrać właściwy minimalny stosunek $d : D$,
- dobrać docisk, zapewniający możliwość stosowania powyższego minimalnego stosunku $d : D$.

Dla zapewnienia sobie minimalnej ilości braków należy ściśle kontrolować warunki wyżarzania (temperatura, jednostajność temperatury, czas przebywania, stopień zwalcowania uprzedniego i t. p.) aby do przeróbki przychodził materiał możliwie jednorodny.

Praca niniejsza stanowi część „Prac nad mosiądzami”, które są wykonywane na terenie Zakładu Metalografii Akademii Górniczej, jako placówki Instytutu Metalurgii i Metaloznawstwa. Ze względu na trudności wydawnicze, zamiast dalszych tomów „Prac” następne badania będą ogłaszane w postaci poszczególnych referatów w czasopismach technicznych.

Uważamy za swój obowiązek wyrazić na tem miejscu podziękowanie wszystkim tym, którzy przyczynili się do wykonania tej pracy, a więc: Instytutowi Metalurgii i Metaloznawstwa w Warszawie za pokrywanie części kosztów badań, Sp. Akc. „Walcownie Metali” w Dziedzicach i zakładom „Norblin, B-cia Buch i Werner” w Warsza-

wie — za łaskawe ofiarowanie materiałów oraz pp. studentom A. Rejowi, W. Gawrońskiemu i szczególnie S. Kronmarckowi — za pomoc przy wykonywaniu badań.

Literatura

- Łoskiewicz, Guschlbauer i Nosowicz: Prace nad mosiądzami, cz. I, serja A, Warszawa, 1934, Inst. Bad. Mat. Uzbr.
- Łoskiewicz, Hayto i Podczaski: Prace nad mosiądzami, cz. II, serja A, Warszawa, 1936, Tow. Wojsk. Techn.
- Sachs: Spanlose Formung der Metalle, *St. u. Eisen*, 1932, str. 119.
- Sachs: Mechanik der spanlosen Formung, *Z. VDI*, 1932, str. 49.
- Sachs: Untersuchungen über Tiefziehen, *Z. f. Metk.*, 1932, 157.
- Eisenkolb: Untersuchungen über die Prüfung der Tiefziehbarkeit von Feinblechen, *St. u. Eisen*, 1932, 357.
- Siebel i Pomp: Ueber den Kraftverlauf beim Tiefziehen und bei der Tiefungsprüfung, *Mitt. Kaiser Wilh. Inst.*, 1929, 139.
- Schmidt: Die Prüfung von Tiefziehblech, *Arch. Eisenhüttenw.*, 1929, 213.
- Sellin: Ziehtechnik, *Werkstattbuch*, zeszyt 25.
- Sellin: *Maschinenbau*, 1924, 229.
- Sellin: *Maschinenbau*, 1924, 482.
- Musiol: Die Kalibrierung der Ziehpresswerkzeuge, *St. u. Eisen*, 1907, 477, 513, 551.
- Fischer: Ueber Oberflächendehnung, Faltenbildung und Verhinderung beim Hohlgefäßziehen, 1927, Diss. Techn. Hochsch. Stuttgart.
- Pomp i Koch: Ueber den Einfluss des Schmiermittels auf den Kraftbedarf beim Ziehen i t. d., *Mitt. K. Wilh. Inst.*, 1931, 261.
- Draeger: Einfluss der Abrundungen beim Ziehen von Hohlkörpern aus dünnen Blechen, *St. u. Eisen*, 1929, 1731.
- Ackermann: Das Ziehen von Hohlkörpern aus Feinblechen unter besonderer Berücksichtigung der Blechfalteneinflüsse, *St. u. Eisen*, 1931, 619.
- Czopiński i Opałko: O cienkich blachach do głębokiego tłoczenia, *Przeł. Górn.-Hutn.*, 1930, 251.
- Kaiser: Die Entstehung von unebenen Rändern an Hohlkörpern aus Kupferblech *Z. f. Metk.*, 1927, 435.
- Döhmer, *Maschinenbau*, t. 8, Nr. 22, 772 (opis aparatu Wazau'a).
- Ołpiński: Uruchomienie masowej produkcji ciągnionych wyrobów mosiężnych i t. d., *Przeł. Mech.*, 1936, 50, 100.

Contribution à l'étude de l'étirage des tôles en laiton Cu Zn 33

Résumé:

Les auteurs rappellent d'abord qu'il nous manque toujours des méthodes d'essai qui pourraient indiquer, d'une manière facile, que le métal en question est propre à l'étirage. Ils passent ensuite aux matériaux qui étaient l'objet des recherches et décrivent les méthodes employées par eux (le banc de Wazau). Analysant les procès de l'étirage, ils déterminent les facteurs influençant le travail et la force de l'étirage et indiquent les conditions de la formation d'une bonne écuelle. Puis, les auteurs s'occupent de l'influence de la température du récuil, de l'influence des qualités mécaniques et de la grosseur du grain sur la force maximale et le travail de l'étirage; ils analysent aussi l'aspect des écuelles produites et déterminent le rapport $d : D$ (diamètre de l'écuelle: diamètre du disque initial en tôle) en fonction de l'épaisseur de la tôle. A la fin les auteurs citent les résultats des essais d'Erichsen (prouvant que cette méthode ne donne pas d'indications propres sur ce que se passe pendant l'étirage), ainsi que mentionnent l'essai de pliage des petites bandes du métal.

En terminant ils forment une série des conclusions.

Obrabialność plastyczna mosiądzów na gorąco

Inż. met. A. Wójcik, SIMP
Skarżysko

Referat zjazdowy

Zmiany poglądu na plastyczną obrabialność mosiądzów na gorąco. — Próby teoretycznego wyjaśnienia dobrej i złej przerabialności zapomocą śladów fazy β i zakresu kruchości mosiądzów na gorąco. — Znaczenie szybkości przeróbki plastycznej mosiądzów w wysokich temperaturach i rola rekrytalizacji. — Wpływ ołowiu i innych pierwiastków na uzmiarkowaną własność mosiądzów.

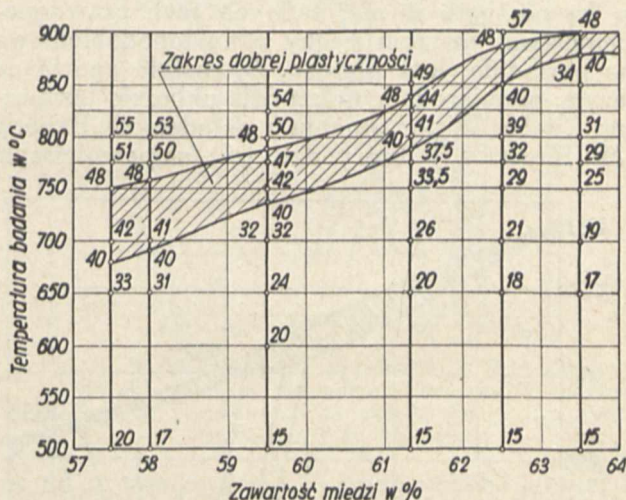
OBRABIALNOŚĆ plastyczna, względnie przerabialność mosiądzów na gorąco znalazła właściwe teoretyczne wyjaśnienie dopiero w ostatnich czasach. Istnieje o niej dość obszerna literatura, aby jednak z wielu prac wyłowić istotę rzeczy, trzeba je gruntownie przemyśleć, rozważając je ze wszystkich stron, dostępnych dla metaloznawcy. Całokształtu tego zagadnienia dotąd jeszcze w poważniejszej pracy nie przedstawiono, zaś najistotniejsze uzasadnienia tej lub innej przerabialności znajdują się między wierszami literatury o charakterze ogólnym, bądź też traktującej o innych zagadnieniach. Znaleźć je może tylko ten, kto je specjalnie śledzi.

Pogląd na przerabialność mosiądzu na gorąco ulegał w ciągu ostatnich 20 lat ciągle zmianom. Do niedawna np. mosiądz 67:33 był uważany za nie nadający się do przeróbki plastycznej na gorąco, a obecnie walcowanie jego na gorąco nie stanowi szczególnych trudności, oczywiście przy zachowaniu pewnych koniecznych warunków. Wyrazem dawnych poglądów mogą być dane w podręczniku A. Ledebur'a i O. Bauer'a p. t. „Die Legierungen” z 1924 r., według których dobrze przerabialny na gorąco (kucie, tłoczenie, walcowanie) jest mosiądz o zawartości 55 — 60% Cu, powyżej 60% Cu — gorzej, a przy 65% Cu plastyczność na gorąco już nie istnieje. Utrzymywanie pewnej stałej temperatury (Kunstgriffe) pozwala na przeróbkę plastyczną na gorąco także mosiądzów bogatszych w Cu, np. 72:28, jednak przez to nie można jeszcze uważać ich za dobrze przerabialne na gorąco. Wreszcie tombaki 80:20 i 85:15 nie dają się według powyższych autorów przerabiać na gorąco, natomiast tombaki 90:10 pozwalają się tylko dobrze kuć i walcować na gorąco, nie można ich jednak tłoczyć.

Nie mniej ciekawe jest zdanie dwu praktyków o przerabialności mosiądzów na gorąco, mianowicie P. H. Schweissguth'a i P. Dejean'a, którzy w czasie wojny pracowali w dziedzinie uzbrojenia. Otóż wg. P. H. Schweissguth'a, mosiądz nie dający się tłoczyć na gorąco zawiera 60 — 68% Cu i już przy 60% Cu pręty otrzymują poprzeczne nadpęknięcia. Wg. P. Dejean'a, trudności przy walcowaniu na gorąco sprawia już mosiądz o zawartości 61,5 — 62% Cu, dając dużo odpadków. Produkcyjny wyrób prętów przez P. Dejean'a drogą walcowania na gorąco został poprzedzony badaniami, których wyniki ujmuje wykres na rys. 1. Badania te polegały na zgniataniu w wyższych temperaturach próbek 45 mm \times 30 mm ϕ pod młotem 50 kg z wysokości 2 m.

Może jednym z najpierwszych autorów, którzy ze strony teoretycznej starali się ująć zagadnienie

przerabialności mosiądzów na gorąco, był H. Wozelka³⁾. Autor ten, stwierdzając, że mosiądze, zwłaszcza o zawartości 68 — 72% Cu, dają się przerobić na gorąco przy doborze odpowiedniej temperatury i stopnia zwalcowania oraz że wiele dużych fabryk niemieckich walcuje je na gorąco, dopatruje się przyczyny złej przera-



Rys. 1. Porównanie plastyczności na gorąco mosiądzów o różnej zawartości Cu w temperaturze od 500 do 900° C.

Podane cyfry wskazują %-we zmniejszenie wysokości próbki (ϕ 30 \times 45 mm) danego mosiądzu pod wpływem uderzenia ciężarem 50 kg z wysokości 2 m.

białości na gorąco we wpływie fazy β , który jest różny zależnie od ilości tej fazy. Jeżeli istnieje ona w bardzo małych ilościach, działa jako zanieczyszczenie na granicach kryształów fazy α , a to czyni mosiądz kruchym i utrudnia jego przerabialność. Dostateczne uzasadnienie tej tezy widzi on w tem, że bardzo małe ilości fazy β występują tylko w sąsiedztwie linii przemiany fazy α i β , a linia przemiany w temperaturach 700 — 800° C przechodzi przez 65 — 67% Cu (wg. układu Cu-Zn, na którym opiera się H. Wozelka), czyli przez te mosiądze, które nie nadają się do walcowania na gorąco. Pozatem autor ten dopatruje się, zresztą zupełnie konsekwentnie, dużego wpływu na przerabialność mosiądzów na gorąco wszelkich zanieczyszczeń w postaci obcych pierwiastków, nietylko tworzących wolne składniki strukturalne, lecz także roztwory stałe, gdyż te ostatnie przesuwają linię przemiany fazy α i β . Wpływ ten byłby nie bezpośredni, lecz pośredni. Otóż, przesuwając linię przemiany do wyższych lub niższych temperatur, przesuwająby one krytyczny zakres przerabialności do wyższych lub niższych zawartości miedzi.

W myśl powyższego, mosiądze o zawartości 63 — 64% Cu dają się trudno walcować na gorąco, natomiast o zawartości 60 — 62% Cu posia-

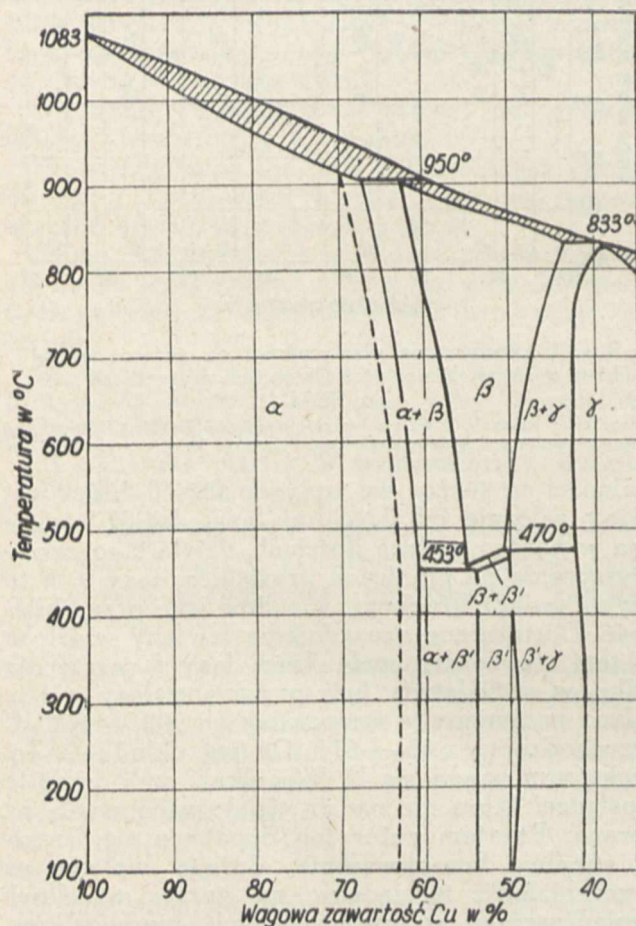
¹⁾ P. H. Schweissguth. Schmieden und Pressen, 1923.

²⁾ P. Dejean. Sur laiton de décolletage. Rev. de Met. 1929, str. 45.

³⁾ H. Wozelka. Die Warm- und Kaltknetbarkeit des Messings. Zft. f. Metallkunde 1925, str. 334.

dają już dostateczną ilość fazy β , wskutek czego wpływ jej jako zanieczyszczenia zanika, a zaznacza się już dodatni jej wpływ w kierunku przerabialności na gorąco. Te ostatnie i bogatsze od nich w Zn mosiądze stają się tem samym mniej wrażliwe lub niewrażliwe na wpływ zanieczyszczeń obcych pierwiastków. Analogicznie do śladów fazy β , ujemnie mają wpływać na przeróbkę plastyczną na gorąco także ślady fazy α , działając jako zanieczyszczenia.

Wyjaśnienie to zostało wkrótce obalone, a dziś stanowi tylko dowód dążenia w swoim czasie do rozwikłania ciekawej a trudnej zarazem kwestji przerabialności mosiądzów na gorąco. Słuszność teorii H. Wozelki nie dlatego została podważona, by nie było w niej żadnych cech prawdopodobieństwa, owszem cechy prawdopodobieństwa ona posiadała, lecz dlatego, że została oparta na starym, niemiarodajnym już dziś układzie termicznym Cu-Zn. W porównaniu z układem O. Bauera i M. Hansena⁴⁾, który dziś jest najpewniejszym



Rys. 2. Układ termiczny Cu — Zn według O. Bauera i M. Hansena.

Linia przerywana odnosi się do układu używanego przez H. Wozelkę.

układem Cu-Zn, a który uwidoczniła rys. 2, wiadać, że H. Wozelka przyjmował linię przemiany fazy α i β przy zawartościach miedzi ok. 2,5% wyższych, niż to wynika z układu O. Bauera i M. Hansena. Drugą przyczyną problematyczności wyjaśnień H. Wozelki była praktyka, okazało się bowiem, że mosiądze o $63 \pm 1\%$ Cu do

gorącej przeróbki nadają się i ta jest do nich w Niemczech powszechnie stosowana.

Mimo popełnionego błędu, już u H. Wozelki zaznacza się wkraczanie kwestji przerabialności mosiądzów na gorąco na właściwe tory. Otóż zauważa on słusznie różnicę w przerabialności na gorąco między walcowaniem a tłoczeniem, chociaż i tutaj trudności tej przeróbki stara się wyjaśnić śladami fazy β , mówiąc, że mosiądze o 63 — 65% Cu, które nie nadają się do walcowania na gorąco, mogą być tłoczone na gorąco, gdyż tłoczenie wymaga wyższych temperatur, a w wyższych temperaturach posiadają one już dostateczną ilość fazy β , by nie działać jako zanieczyszczenia. Słuszność rozróżniania między tłoczeniem a walcowaniem polega nie na wpływie wyższych temperatur przy tłoczeniu, lecz na tem, że mosiądze są ogromnie wrażliwe na spadek temperatury, a ten jest większy przy walcowaniu niż przy tłoczeniu. Wrażliwość na spadek temperatury pochodzi znowu stąd, że (jak to dalej zobaczymy) w pewnym zakresie temperatur mosiądze posiadają kruchość na gorąco.

Z właściwszej strony do kwestji przerabialności mosiądzów na gorąco podszedł K. Hanser⁵⁾, chociaż temu autorowi również nie był znany układ Cu-Zn Bauera i Hansena. Dla miarodajnej oceny przerabialności postarał się on najpierw odszukać odpowiednią metodę badań, gdyż zależnie od metody otrzymywano różne wyniki. Zdolność mosiądzów do przeróbki plastycznej na gorąco była istotnie badana przez różnych autorów, a między nimi i K. Hansera, w rozmaity sposób. Badano ją zapomocą spęczania próbek w kształcie walca, dynamicznie i statycznie, zapomocą pomiarów twardości i innych własności mechanicznych drogą statyczną i dynamiczną, wreszcie zapomocą badania udarowości i ślaczania w matrycy (Gesenkpressen). W wyniku prób własnych i analizy badań innych badaczy doszedł powyższy autor do wniosku, że najmiarodajniejszą ocenę przerabialności materiału na gorąco można uzyskać z pomiarów przewężenia próbek, rozrywanych w wysokich temperaturach (temp. przeróbki na gorąco), oraz że przerabialność mosiądzu zależy więcej od innych czynników, niż od wzajemnego stosunku zawartości fazy α i β , a głównie od szybkości odkształcenia.

W badaniu tej kwestji właściwą pomoc znalazł K. Hanser w zjawisku kruchości mosiądzów na gorąco, które bezsprzecznie istnieje i które nie może być wyjaśnione wyłącznie składnikami strukturalnymi. Wiemy np., że mosiądz 72:28 wchodzi przy temperaturze nieco powyżej 300° C w zakres kruchości, chociaż składa się wyłącznie z fazy α . Praktycznie rzecz biorąc, istniejący zakres kruchości ma znaczenie z tego powodu, że decyduje on o powodzeniu przeróbki plastycznej, zależnie od rodzaju tej przeróbki (pod względem szybkości jej przeprowadzania). Każda przeróbka wymaga pewnego czasu, jedna więcej, inna mniej, więc od tego czy w czasie jej przeprowadzania mosiądz dostanie się w zakres kruchości (na sku-

⁴⁾ O. Bauer i M. Hansen. Der Aufbau der Kupfer-Zink-Legierungen. Mitteil. d. d. Materialprüfungsanstalten, Sonderheft IV, 1927.

⁵⁾ K. Hanser, Die Untersuchungen über die Warmverarbeitbarkeit des Messings Zitt. f. Metallkunde 1926, str. 247.

tek obniżenia temperatury) zależy jej powodzenie.

W następstwie istnienia zakresu kruchości, uwidocznionego na wykresie rys. 3, wyciąga K. Hanser wniosek, podobny do wypowiedzianego już przez H. Wozelkę, tylko bardziej świadomy, że nie można mówić o mosiądzu nadającym się lub nie nadającym się do przeróbki na gorąco, lecz trzeba zaraz określić bliżej tę przeróbkę, mianowicie wskazać czy chodzi o kucie, tłoczenie czy walcowanie. Niewątpliwie stąd pochodzą sprzeczne poglądy w literaturze o przerabialności danego mosiądzu na gorąco, że nie określano zarazem rodzaju przeróbki. Np. F. Doerinkel⁶⁾ uważa za najtrudniej przerabialny na gorąco mosiądz o zawartości 66% Cu, czyli o stosunku Cu:Zn jak 2:1, a W. Schreiter⁷⁾ w rok później wspomina o tłoczeniu tego mosiądzu na gorąco. Wykres na rys. 3 czyni zrozumiałą trudniejszą przerabialność na gorąco mosiądzów α niż $\alpha + \beta$. Wynika bowiem z niego, że mosiądze α szybciej wchodzą w zakres kruchości i dlatego wymagają szybszej przeróbki. Np. mosiądz 67:33 daje się przy odpowiedniej szybkości dobrze tłoczyć na gorąco, a walcowanie natrafia już na pewne trudności, o ile trwa dłużej (przy prętach).

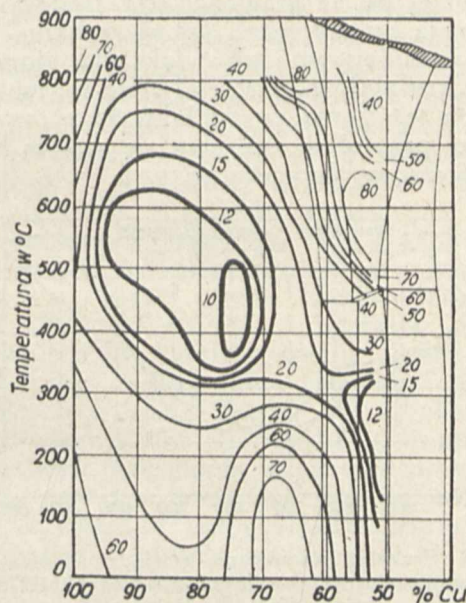
Za najlepszą metodę do badania przerabialności na gorąco został uznany przez K. Hansera pomiar przewężenia dlatego, że przerabialność stoi w ścisłym związku z kruchością. Wprawdzie kruchość najlepiej bywa określana w próbie udarności, jednak ta ostatnia może mieć zastosowanie tylko w temperaturach pokojowych. W wysokich temperaturach jest za mało czuła i daje mylne wyniki. Ponieważ zaś pomiar udarności w temperaturach pokojowych może być najlepiej zastąpiony przez pomiar przewężenia (przewężenie tem mniejsze, im kruchszy materiał), przeto na podstawie przewężenia można wnioskować o kruchości także w wyższych temperaturach. Wynikiem pomiarów przewężenia różnych mosiądzów w różnych temperaturach jest wspomniany już wykres na rys. 3. Szybkość rozrywania wynosiła 30 mm/min. Wyniki te odnoszą się do czystych mosiądzów. Wytrzymałość na rozciąganie tych mosiądzów podaje wykres na rys. 4. Z porównania obu wykresów widać doskonale, jakie własności są miarodajniejsze do określenia przerabialności materiału. Pomiar twardości dały wykres o charakterze podobnym do wykresu wytrzymałości, zaś wykres wydłużenia był podobny do wykresu przewężenia. Udarność, badana przez D. Buntinga⁸⁾ na próbkach z odlewu, dała wykres również podobny do wykresu przewężenia, z tą tylko różnicą, że zakres kruchości na wykresie przewężenia leży trochę niżej. Jest to najprawdopodobniej skutkiem szybkości odkształceń, z której wzrostem wzrasta opór na granicach ziarn.

⁶⁾ F. Doerinkel, Die Grösse der Schmelz- und Guss-einheit bei Messing. *Zit. f. Metallkunde* 1925, str. 264.

⁷⁾ W. Schreiter, Die günstige Presstemperatur von $\alpha + \beta$ Messing. *Zit. f. Metallkunde* 1926, str. 285.

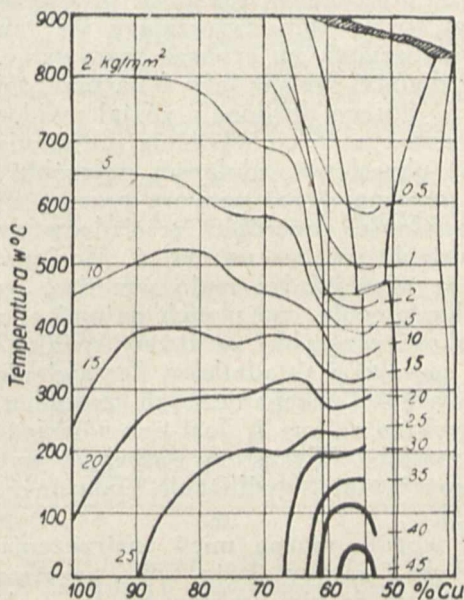
⁸⁾ D. Bunting, The brittle ranges in brass as shown by the Izod impact test. *Journ. of Inst. of Met.* 1924, Nr. 1, str. 47.

Stwierdzenie istnienia zakresu kruchości u mosiądzów w wyższych temperaturach, który dla czystych mosiądzów najmiarodajniej przedstawia wykres na rys. 3, rzuciło światło na jeszcze jeden czynnik przeróbki plastycznej na gorąco, mianowicie na szybkość tej przeróbki. Wiemy, że



Rys. 3. Krzywe równego przewężenia w % w zależności od składu chem. mosiądzu i temperatury badania według K. Hansera na tle układu Cu — Zn wedł. O. Bauera i M. Hansena.

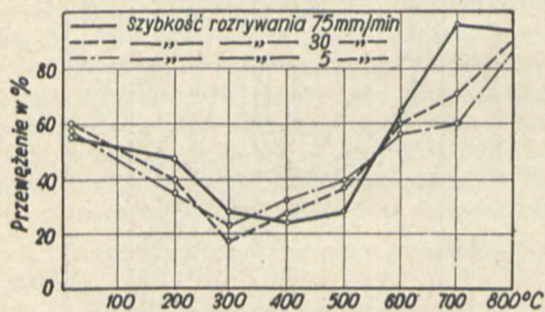
o ile w temperaturach pokojowych łatwiej odkształcane są kryształy niż ich granice, to w temperaturach wyższych bywa odwrotnie. Dzieje się to dlatego, że w wyższych temperaturach zmniejsza się kohezja międzykrystaliczna, wskutek czego



Rys. 4. Krzywe równej wytrzymałości na rozciąganie w kg/mm^2 w zależności od składu chemicznego mosiądzu i temperatury badania wedł. K. Hansera na tle układu Cu — Zn wedł. O. Bauera i M. Hansena.

odkształcenie skupia się na granicach ziarn i prowadzi do złomu międzykrystalicznego — cechy kruchości materiału. W miarę dalszego wzrostu temperatury zwiększają się własności plastyczne samych kryształów, co prowadzi do wyrównania

różnic między własnościami granic i wnętrza kryształów, a w następstwie do uczestniczenia kryształów w odkształceniach plastycznych. Zmniejszona kohezja międzykryształiczna w zakresie kruchości czyni materiał bardzo wrażliwym na szybkość odkształceń. Jeżeli odkształcenia są powolne, skupiają się na granicach kryształów i materiał wypada kruchy, jeżeli zaś są szybkie — przechodzą w mniejszym lub większym stopniu na wnętrza kryształów i materiał staje się mniej kruchy. Tem też tłumaczy się fakt, że ze wzrostem szybkości przeróbki przesuwają się zakresy kruchości do wyższych temperatur.



Rys. 5. Przebieg przewężenia mosiądzu 60/40 w różnych temperaturach w zależności od szybkości rozrywania wedł. K. Hansera.

Z powyższego widać, że szybkość przeróbki ma znaczenie nie tylko ze względu na spadek temperatury w czasie jej skutecznienia, lecz także ze względu na opór, stawiany przez granice kryształów, czyli i z tej strony zachodzi różnica między poszczególnymi rodzajami przeróbki plastycznej na gorąco. Wpływ szybkości odkształcenia na własności przeróbki mosiądzu uwidocznia wykres na rys. 5, obrazujący zależność przewężenia od szybkości rozrywania, wyrażającą się tem wyższymi wartościami, im szybsze rozrywanie.

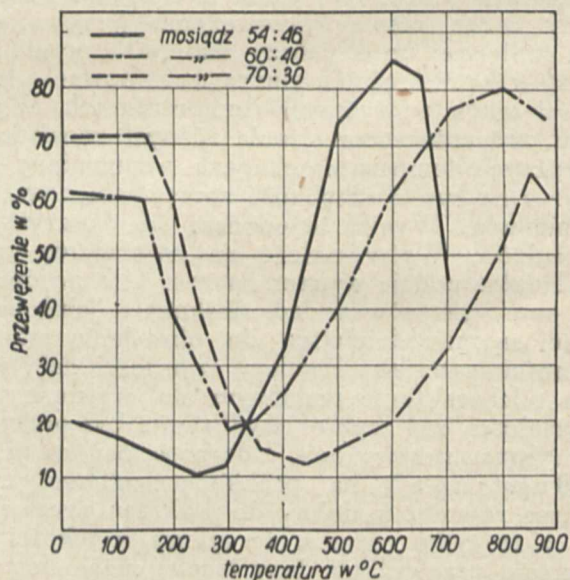
Znany dodatni wpływ fazy β na przeróbkę plastyczną na gorąco doskonale został uwidoczniiony na wykresie rys. 3, co wyraźnie potwierdza miarodajność określenia zdolności przeróbki mosiądzów plastycznej przez pomiary przewężenia. Lepiej te zdolności przeróbki mosiądzów dwufazowych ilustruje wykres na rys. 6. Mosiądże dwufazowe są więc bardzo mało wrażliwe na szybkość odkształcenia, ma u nich natomiast znacznie szybkość przeróbki ze strony spadku temperatury i segregacji składników. Zestawienie wszystkich własności mechanicznych mosiądzu 60:40 podaje wykres na rys. 7. Jest ono również bardzo przekonujące. Wystarczy porównać wytrzymałość na rozciąganie, wydłużenie i udarność z przewężeniem.

Jeżeli wogóle można mieć zastrzeżenia odnośnie wykresu na rys. 3, to tylko ze strony nieujawnienia się na nim wpływu bardzo małych ilości fazy β . Ale ta kwestja pozostaje nadal nierozstrzygnięta, t. zn. albo wykres jest pod tym względem nieściśły albo kwestja ujemnego wpływu śladów fazy β na przerabialność mosiądzów nie istnieje. O ile jednak co do wpływu śladów fazy β można się nie upierać, chociaż ma on cechy prawdopodobieństwa, to wpływ zanieczyszczeń obcych pierwiastków musi być brany pod uwagę, jeżeli istotnie tak duże znaczenie będzie się przywią-

zywać do zakresu kruchości. Chodzi w tym wypadku nie o wpływ tych zanieczyszczeń na linię przemiany, lecz o wpływ jako oddzielnych składników strukturalnych. K. Hanser zaś przywiązuje małą wagę nie tylko do ilości fazy β , lecz także do zanieczyszczeń obcymi pierwiastkami (np. Fe, Al, Mn), i tu leży jego przesada. Z tem bowiem podchodzeniem wyłącznie ze strony mechanicznej do zjawisk kruchości nie można się zgodzić w żadnym wypadku.

Samym zakresem kruchości nie da się wyjaśnić wszystkich trudności przy przeróbce mosiądzów na gorąco. Zagadnienie to jest trochę bardziej skomplikowane, dlatego trzeba powiedzieć, że wyniki badań i wnioski K. Hanser'a muszą być uzupełnione poglądami innych autorów. I tak właściwe światło na przeróbkę mosiądzów na gorąco rzucają uwagi niektórych autorów w dyskusji do artykułu F. Doerinkel'a⁶⁾. Trafne wyjaśnienie wpływu szybkości na dobrą przerabialność mosiądzów podaje G. Mas ing. Otóż dużą rolę według niego odgrywa przy odkształcaniu rekrytalizacja, ale, aby ona mogła się odbyć, musi nastąpić zgniot, a ten znowu wymaga odkształcenia śródkryształicznego. Wreszcie dla uzyskania odkształceń samych kryształów potrzebna jest odpowiednia szybkość odkształcenia. W przeciwnym razie nastąpią tylko przesunięcia międzykryształiczne czyli kruchość. Przy szybkim więc odkształceniu odbywa się równocześnie rekrytalizacja, i to zapobiega pęknięciom.

W związku z ostatnim wyjaśnieniem kwestja przerabialności mosiądzów na gorąco mogłaby być uważana za rozwiązana, gdyby szybkość rekrytalizacji była w każdym mosiądzu jednako- wa i pozwalała na dowolną szybkość przeróbki.

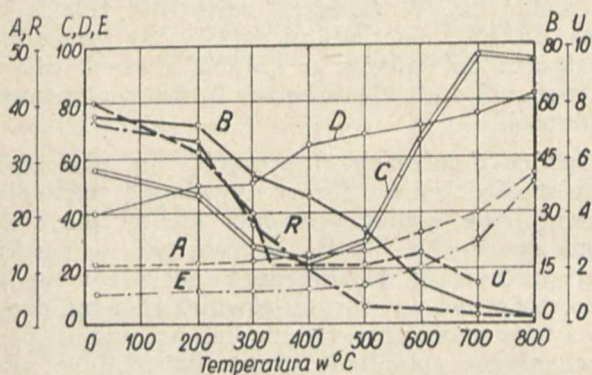


Rys. 6. Zależność przewężenia od temperatury badania 3-ech różnych mosiądzów wedł. K. Hansera.

Tak jednak nie jest, i poza wyżej omówionymi czynnikami trzeba się jeszcze liczyć z szybkością rekrytalizacji. Nie w każdym więc wypadku można stosować dowolne szybkości przeróbki, bowiem, jeżeli szybkość rekrytalizacji jest mniejsza i nie usuwa zgniotu przed następnym odkształceniem, w materiale gromadzi się energia

odkształcenia w postaci zgniotu, w następstwie czego spadają własności plastyczne i powstaje skłonność do pęknięć.

Pod względem szybkości rekrytalizacji mosiądze α pozostają również w tyle poza mosiądzami $\alpha + \beta$, a zwłaszcza mosiądzami β . G. Sachs w podręczniku swoim p. t. „Praktische Metallkunde. Spannlose Formung” z 1934 r. podaje, że mosiądze α (70:30) dają się przerabiać z małą szybkością na gorąco, bowiem otrzymują przy dynamicznym spęczaniu na gorąco duże umocnienia, takie jak w temperaturze pokojowej, natomiast mosiądze $\alpha + \beta$ (60:40) można tłoczyć na prasie A. Dick'a



Rys. 7. Zależność własności mechanicznych mosiądzu 60/40 od temperatury badania wedł. K. Hansera.

Oznaczenia: A, R, C — wydłużenie, wytrzymał. na rozciąganie i przewężenie; D i E — zmniejszenie wysokości przy spęczaniu statycznym i dynamicznym (E); B i U — twardość wg. Brinella i udarność w kg/cm².

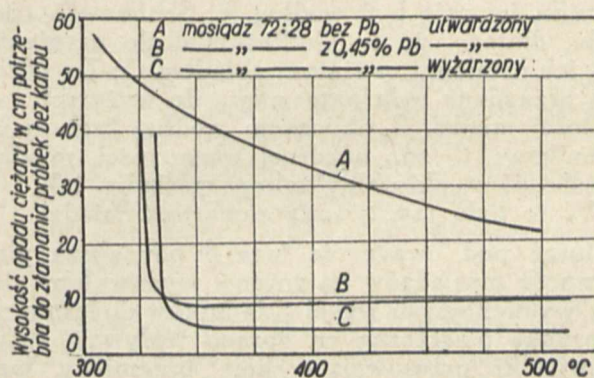
z szybkością dowolną, gdyż one umacniają się w temperaturze przeróbki na gorąco bardzo mało. Ponieważ przy wolnej przeróbce niepodobna uniknąć spadku temperatury, powstaje nowa trudność przy przeróbce mosiądzów α ze względu na wkroczenie w zakres gorszej przerabialności.

W ten sposób przedstawiałaby się kwestja przerabialności mosiądzów na gorąco, ale mosiądzów czystych. Aby dać pełny obraz tego zagadnienia, trzeba jeszcze uwzględnić wpływ obcych pierwiastków, który niewątpliwie istnieje. Przedewszystkiem należy wziąć pod uwagę ołów, gdyż jest on dość pospolitem zanieczyszczeniem, a nawet bywa dodawany celowo dla podniesienia skrawalności mosiądzów. Ołów też skomplikował poważnie poznanie przerabialności mosiądzów na gorąco, mianowicie jedną z przyczyn, dla których mosiądz α nie dawał się przerobić na gorąco, był ołów, wprowadzony jako zanieczyszczenie cynku. Używany bowiem wówczas cynk rafinowany zawierał do 1% Pb. Dopiero zastosowanie cynku elektrolitycznego o zawartości ołowiu poniżej 0,05% umożliwiło przeróbkę mosiądzów α na gorąco. Już 0,01% Pb wystarczy, by utrudnić przeróbkę plastyczną na gorąco mosiądzów α .

Wpływ ołowiu badało wielu autorów. Za miarodajniejsze należy jednak uważać wyniki badań, przeprowadzanych przez O. Bauera i M. Hansena⁹⁾, którzy zbadali wpływ ołowiu do zawartości 2,5%. Według nich rozpuszczalność Pb w kryształach mosiądzu α i β wynosi poniżej 0,1%, gdyż w próbkach wyżarzanych w różnych temperaturach i studzonych powoli dają się zaobser-

wować pod mikroskopem cząsteczki ołowiu przy zawartości 0,1% Pb. Wpływ ołowiu objawia się też pewnym przesunięciem linii przemiany α i β do wyższych temperatur, co świadczyłoby o jego rozpuszczalności w mosiądzu. Jednak nie w tem leży ujemny jego wpływ na przerabialność mosiądzu na gorąco, zwłaszcza, że wybitnie ujemny wpływ został stwierdzony tylko w mosiądzach α . W mosiądzu α działa on szkodliwie przez to, że nierozpuszczalne cząstki, pozostając płynne na granicach kryształów do niskich temperatur, wywołują kruchość na gorąco, czyli uniemożliwiają odkształcenia wewnątrz kryształów. Szkodliwość ołowiu dla przeróbki mosiądzu α została też stwierdzona w pracy inż. W. Kruszcza¹⁰⁾, wykonanej pod kierunkiem prof. W. Łoskievicza, w której była badana zawartość Pb od 0,012 do 0,030% i wyższej. Szkodliwość ołowiu była określona według skłonności do pęknięć przy walcowaniu płaskich odlewów. W wyniku tych badań okazało się, że ołów działa szkodliwie nie tylko przy budowie transkrytalicznej odlewu, lecz także w odlewie drobnoziarnistym, a nawet w materiale przerobionym plastycznie na zimno. Przekonywujące dane o szkodliwym wpływie ołowiu na mosiądz α (72:28) w kierunku wytworzenia kruchości na gorąco podaje też R. Mailänder¹¹⁾, który badał mosiądz z dodatkiem 0,45; 0,26% i śladów Pb. Badania przeprowadził na drodze łamania próbek bez karbu pod ciężarem, spadającym z pewnej wysokości, przy czem stopień kruchości określany był według wysokości opadu, potrzebnej do złamania próbki. Wyniki podaje wykres na rys. 8.

Mosiądz dwufazowy (60:40) jest prawdopodobnie niewrażliwy na zawartość ołowiu. R. Genders¹²⁾ twierdzi, że mosiądz 60:40 z pewną zawartością ołowiu lepiej się tłoczy, niż bez ołowiu. G. Sachs¹³⁾ podaje natomiast, że w mosiądzu 60:40 daje się zauważyć ujemny wpływ ołowiu do temperatury 700° C, powyżej zaś zanika, przy czem zaznacza, że przyczyna tego nie jest znana.



Rys. 8. Wpływ zawartości ołowiu na kruchość mosiądzu 72/28 żarzonego i utwardzonego wedł. M. Mailändera.

¹⁰⁾ Wpływ zanieczyszczeń Fe, Sn, Pb, występujących grupowo w Ms 67 : 33, na jego zdatność do wyrobu pasków na łuski kb. Praca nieopublikowana.

¹¹⁾ R. Mailänder, Die Warmsprödigkeit von Messing. Zft. f. Metallkunde 1927, str. 44.

¹²⁾ R. Genders, The extrusion of brass rod by the inverted process. Journ. of Inst. of Met. 1924, Nr. 2, str. 313.

¹³⁾ G. Sachs. Praktische Metallkunde. Spannlose Formung. Warmverformung von Messingen. 1934.

⁹⁾ O. Bauer i M. Hansen, Der Einfluss von dritten Metallen auf die Konstitution der Messinglegierungen; I. Einfluss von Blei. Zft. f. Metallkunde 1929, str. 145 i 190.

W mosiądzu o wysokiej zawartości cynku ołów ma być (według G. Sachsa) mniej szkodliwy dlatego, że w tych wypadkach mieści się on wewnątrz kryształów, a nie na ich granicach. Kto wie, czy zaniku wpływu ołowiu na przeróbkę plastyczną powyżej 700° C nie należy wyjaśniać przewagą fazy β i w związku z tem niewrażliwość mosiądzów dwufazowych na zawartość ołowiu przypisywać raczej obecności fazy β , niż innemu rozłożeniu cząstek ołowiu w kryształkach. W każdym razie faktem jest, że mosiądz $\alpha + \beta$ (60:40) łatwo przerabia się na gorąco nawet do zawartości 2% Pb i wyższej, zaś mosiądz α (70:30) nie można przerabiać przy śladach ołowiu. Nie można pominąć, że i o wpływie ołowiu istnieją sprzeczne zdania, np. według D. Buntinga⁸⁾ ołów wywołuje międzykrystaliczną kruchość na gorąco także w mosiądzu $\alpha + \beta$ i β .

Podczas gdy wpływ ołowiu na przeróbkę mosiądzu wywołują jego wydzielenia na granicach kryształów, inne pierwiastki stopowe, wchodzące do roztworu w ilościach znacznie większych niż ołów, objawiają swój wpływ głównie na innej drodze, mianowicie przez przesunięcie zakresów fazy α i β do wyższych lub niższych zawartości miedzi. Równocześnie też występują przesunięcia do wyższych lub niższych temperatur, chociaż w nieznacznym stopniu. Ołów rozpuszczony wywiera też wymieniony wyżej wpływ, lecz wobec bardzo małej rozpuszczalności jest to bez znaczenia. Wpływ pierwiastków, stanowiących dodatki stopowe mosiądzu specjalnego, na przesunięcia zakresów istnienia faz mosiądzu był badany swego czasu przez L. Guillet'a¹⁴⁾, który ustalił pewne „spółczynniki zamiany” przez nie cynku w mosiądzu. Wprawdzie według A. Schimmel'a¹⁵⁾ współczynniki ustalone przez L. Guillet'a są nie zupełnie ścisłe i powinny być skorygowane, są one jednak dla praktyki wystarczająco dokładne i wynoszą: dla niklu — 1,3, dla manganu 0,5, dla żelaza 0,9, dla ołowiu 1,0, dla cyny 2,0, dla aluminium 6,0, dla krzemu 10,0. Współczynniki te mają być według A. Schimmel'a nieścisłe, dlatego, że L. Guillet miał do czynienia przy ich ustalaniu ze starym układem Cu-Zn, gdzie linja przemiany była przesunięta do wyższych zawartości miedzi. Z obliczenia według tych współczynników, t. zn. pozornej zawartości miedzi, określa się strukturalny zakres mosiądzu tak, jak gdyby to była rzeczywista zawartość miedzi.

Biorąc pod uwagę, że faza β powiększa plastyczność mosiądzów na gorąco, wydawałoby się, że z wymienionych wyżej składników dodatnio na przeróbkę plastyczną na gorąco wpływają tylko pierwiastki przesuwające linję przemiany fazy α i β do wyższych zawartości miedzi (np. Sn, Al), tymczasem według niektórych autorów¹⁶⁾ polepszają ją także Ni, Mn i Fe, może nawet w więk-

szym stopniu, oczywiście do pewnych, różnych dla każdego składnika, maksymalnych zawartości. W ustaleniu tych maksymalnych zawartości trzeba być bardzo ostrożnym, bo w literaturze podawane są rozmaite cyfry. W przybliżeniu można ustalić je na podstawie literatury następująco: dla Mn 1,5%, dla Fe 0,4%, dla Sn 1,4%, dla Al 0,4%. Dla niklu nie spotyka się w literaturze granic pod względem wpływu na przerabialność plastyczną mosiądzów na gorąco, ale jest to rzecz zrozumiała, bo ilości niklu mogą być tak duże, że mosiądz zatraci swój wygląd i własności, stając się nowem srebrem. Według wymienionych wyżej badań inż. W. Kruszca, zawartość żelaza, badana do 1%, ma dodatni wpływ na przeróbkę plastyczną mosiądzów na gorąco, a zawartość cyny, badanej do 0,8%, już przy 0,18% ma sprawić trudności.

Oprócz domieszek stopowych, na przerabialność mosiądzów na gorąco wywierają też wpływ niewątpliwie zanieczyszczenia innymi pierwiastkami, np. P, As, Sb, Bi. Wpływ tych wszystkich pierwiastków na plastyczność mosiądzów na gorąco może być wywierany również różnymi drogami, a więc przez przesuwanie linji przemiany, przez mechaniczne osłabienie granic kryształów, przez zmianę własności fizycznych i mechanicznych granic i wnętrza kryształów, wreszcie przez zmianę szybkości rekrytalizacji i zdolności do umocnienia. Innemi słowy, wpływ ten mogą wywierać wszystkie czynniki, decydujące o przerabialności na gorąco czystych mosiądzów.

Travaillabilité plastique à chaud des laitons

Résumé:

L'auteur présente le problème du traitement mécanique à chaud du laiton, se basant sur la littérature de la dizaine dernières d'années. Il indique que pendant cette période la question de la travaillabilité du laiton subit plusieurs changements et que ce n'est qu'au cours des années récentes qu'elle trouva son propre explication théorique.

L'essai de la fondation théorique d'une bonne ou mauvaise travaillabilité à chaud des laitons ne réussit pas.

L'existence, récemment constatée, de la sphère de la fragilité des laitons aux températures élevées ne suffisait pas pour faire compréhensible leur bonne ou mauvaise travaillabilité à chaud. Ce n'était donc que la coordination des phénomènes de la fragilité des laitons aux hautes températures avec la vitesse du traitement mécanique à chaud et de la récrystallisation fit possible comprendre un tel ou autre résultat du traitement en question.

On distingue maintenant les genres du traitement mécanique des laitons à chaud et on est d'avis que la différence principale de la travaillabilité des laitons α , $\alpha + \beta$ et β aux hautes températures peut être expliquée uniquement par l'influence de la phase β .

Dans la partie finale de son étude l'auteur analyse l'influence des éléments additionnels sur la travaillabilité des laitons à chaud, particulièrement du plomb, dont l'influence dépend de la sorte du laiton.

¹⁴⁾ L. Guillet. Etude générale des laitons spéciaux. *Rev. de Met.* 1920, str. 484.

¹⁵⁾ A. Schimmel, *Metalographie der technischen Kupferlegierungen* 1930.

¹⁶⁾ A. Ledebur i O. Bauer, *Die Legierungen* 1924.

Granodyzacja

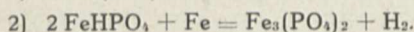
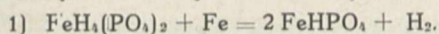
Rdzewieniu stali zwykłej zapobiega się zapomocą specjalnych warstw ochronnych. Warstwy te mogą być nakładane na powierzchnię stali (pokrywanie stali powłokami rozmaitych metali, np. niklu, cyny, cynku, kadmu, malowanie lub lakierowanie stali), lub też wprost wytwarzane na powierzchni stali (czernienie).

Wśród rozmaitych metod czernienia stali duże rozpowszechnienie uzyskały te, które polegają na wytworzeniu na jej powierzchni warstewki fosforanów żelaza lub mieszanin fosforanów żelaza i innych metali.

Pierwowzorem tych metod był proces Coslett'a w którym do czernienia stali stosowany był roztwór kwasu fosforowego z dodatkiem opiłek żelaza i cynku.

Bardziej racjonalna jest metoda Parker Rust Proof Cy, powszechnie znana pod nazwą „parkeryzacji”, w której zamiast wolnego kwasu fosforowego (działającego zbyt energicznie na stal) zastosowane zostały rozpuszczalne kwaśne fosforany żelaza i manganu.

Przy działaniu tych fosforanów na stal powstają na niej warstwy nierozpuszczalnych fosforanów:



Mieszanina powyższych fosforanów tworzy powłokę ochronną.

Sól Parkera stosowana jest w stężeniu 30 do 40 g na litr wody w temperaturze 95—99°. Grubość uzyskanej na stali warstwy fosforanów wynosi od 0,005 do 0,007 mm (warstwa ta ściera się stosunkowo łatwo).

W celu nadania tej powłoce większej trwałości oraz poprawienia jej własności rdzochronnych, pokrywa się ją warstwą lakieru (nitrocelulozowego, asfaltowego) lub warstwą oleju mineralnego.

Pod wpływem lakieru lub oleju warstwa fosforanów staje się bardziej zwartą i odporną na działanie czynników zewnętrznych.

Pokrewną parkeryzacji jest metoda, znana pod nazwą „bonderyzacji”. Otrzymana tą metodą powłoka składa się z fosforanów żelaza, manganu i miedzi.

Do wyżej wspomnianych metod w ostatnich latach doszła jeszcze jedna, opracowana przez American Chemical Paint Cy, znana pod nazwą granodyzacji.

Celem granodyzacji jest również uodpornianie powierzchni stali względem czynników, powodujących jej rdzewienie, przyczem powstająca na stali warstwa ochronna ma być jednocześnie doskonałym podkładem pod farby i lakiery. Oczywiście, i w ten sposób sprawa walki z rdzą nie została jeszcze rozwiązana w 100%, jednak niezawodnie ciekawa ta metoda stanowi pewien postęp w omawianej dziedzinie.

Do granodyzacji stosowany jest specjalny płyn, nazwany przez wynalzców „Granodine Nr. 30”. Jest to ciecz prawie bezbarwna, lekko zielonkawa, nie trująca i nie żrąca.

Pomiędzy metodą granodyzacji i wyżej wyliczonymi istnieje spora różnica. W poprzednio wspomnianych metodach czernienia, na powierzchni stali osadzają się fosforany krystaliczne, nie tworzące zwartej powłoki, a zatem nie chroniące w dostatecznej mierze powierzchni stali (z wyjątkiem tego wypadku, gdy fosforany są pokryte dodatkową warstwą lakieru).

Przy granodyzacji natomiast uzyskuje się zwartą powłokę, bardzo odporną na ścieranie. Jest ona barwy popielatej

do ciemnoszarej. O zwartości powłoki granodyzowanej, jak również jej odporności na czynniki chemiczne najlepiej świadczy fakt, że na blasze stalowej, granodyzowanej i nie-lakierowanej, wystawionej na działanie atmosferyczne, rdza zjawiała się dopiero po upływie 6-ciu dni.

W próbie „mgły słonej” blacha stalowa granodyzowana zaczęła rdzewieć po upływie 33 godzin przebywania w mgłę, podczas gdy na równocześnie z nią badanej blasze parkeryzowanej i lakierowanej rdza zjawiała się po upływie 50 godzin.

Powłoka granodyzowanej blachy, jak zresztą każda inna, może ulec uszkodzeniu. Nie pociąga to jednak za sobą takich skutków, jakie mają miejsce w razie uszkodzenia innych powłok, np., cynowej, gdzie uszkodzenie jest równoznaczne z ustaniem działania rdzochronnego powłoki.

Granodyzowanie powierzchni stali odbywa się na drodze elektrolitycznej, przyczem stosowany jest prąd zmienny o niskim napięciu (5 do 20 V).

Urządzenie do granodyzacji składa się:

1) z transformatora, w którym prąd z sieci o napięciu 110 lub 220 V zostaje przetworzony na prąd o napięciu 5 do 20 V;

2) z przyrządów mierniczych: woltomierza i amperomierza;

3) z naczynia stalowego, w którym odbywa się elektroliza. Naczynie stalowe (ogrzewane) służy jednocześnie, jako jedna z elektrod. Drugą elektrodą jest pręt miedziany, odizolowany zapomocą drewnianych podstawek od naczynia. Na pręcie tym zawieszają się przedmioty, poddawane granodyzacji.

Przedmioty te powinny być uprzednio odtłuszczone i odrdzewione (mechanicznie lub chemicznie). Do naczynia stalowego nalewa się odpowiednią ilość wody, ogrzanej do 60°, poczem dodaje się ok. 5% (objętościowo) granodiny Nr. 30. Po zanurzeniu do ogrzanego elektrolitu stalowych przedmiotów, podlegających granodyzacji, włącza się prąd.

Podczas trawienia elektrolizy wydzielają się obficie pęcherzyki gazu (wodoru). Po upływie mniej więcej 3-ch minut proces przerywa się samoczynnie, — granodyzacja jest ukończona. Gotowe przedmioty wyjmują się z kąpeli, przepłukuje starannie wodą i suszy.

Gęstość prądu powinna wynosić 4 amp/dm², czyli 400 amp. na 1 m², przy napięciu ok. 10 V. Przy zachowaniu powyższych warunków osiągnąć są dobre wyniki.

Wynika stąd, że, do granodyzacji 1 m² powierzchni stali, rozchód energii elektrycznej wynosi 4000 VA, t. j. 4 kW w ciągu 3-ch minut, t. j. 0,05 godz. Odpowiada to zużyciu 0,2 kWgodz.

Z każdego granodyzowanego metra kwadr. powierzchni stali do roztworu przechodzi ok. 1,3 g żelaza.

Zawartość żelaza w elektrolicie nie może przekroczyć pewnej określonej wartości. Po przekroczeniu jej elektrolit należy zastąpić przez świeży 5%-wy roztwór granodiny. Wobec powyższego konieczna jest kontrola składu elektrolitu, uskuteczniata metodą miareczkową.

W zastosowaniu praktycznym (za granicą) granodyzacja dała dobre wyniki w przemyśle samochodowym, na kolejach (aparaty sygnalizacyjne i części parowozów), w dziedzinie uzbrojenia (pociski, broń), w lotnictwie (zabezpieczenie pływaków wodnopłatowców przed korodującym działaniem wody morskiej) i t. p.

T. Brz.

PRZEGLĄD CZASOPISM TECHNICZNYCH

ENERGETYKA

Wyniki pracy rusztów podsuwowych w Anglii

W siłowni Valley Road, należącej do Bradford Corp., zainstalowano 4 paleniska Taylora o powierzchni po 27,13 m². Wydajność kotłów wynosi po 36,7 do 45,4 t/h. Jako paliwo służy węgiel z Yorkshire'u tak drobny, że przeszło 50% przechodzi przez sito o oczkach 3 × 3 mm; paliwo to zawiera węgla 49 — 57%, części lotnych — od 28 do 34%, popiołu — 6 do 25%, wilgoci — 2,5 do 8%, ciepło spalania wynosi 5720 do 6834 Kal/kg. Ruszty Taylora wbudowano zamiast dawnych, starej konstrukcji, wobec czego uzyskano przyrost wydajności przeszło 30%, zaś sprawności — o 4 — 5%; przy wydajności 36,7 t/h obniżenie temperatury spalin odlotowych wynosi 50°.

W elektrowni Battersea zainstalowano 6 ciężkich rusztów podsuwowych. W pierwszym roku pracy, do końca 1934 r., przy średnim obciążeniu elektrowni 53,7%, uzyskano sprawność jej w wysokości 27,24%, co odpowiada rozchodowi 3157 Kal/kWh. Ruszty mają 70 m² powierzchni rzutu poziomego. Wydajność kotłów wynosi od 131 do 141 t/h, jako paliwo stosuje się półantracyt o ciepłe spalania od 6112 do 8000 Kal/kg. Następnie siłownię rozbudowano, dodając turbinę o mocy 110 000 kW, do której zasilania służy 3 kotły po 136 t/h wydajności trwałe, zaś w okresach przeciążenia — 170 i 181 t/h. Ruszty w nich mają 73 m² powierzchni. (*Steam Eng. t. 5 zes. 51; Wärme zes. 5/6 z r. b. str. 105*).

METALOZNAWSTWO

Układ Magnez-Lit

Na podstawie analizy termicznej i mikrograficznej ustalono układ stopów magnezu z litem. Roztwór stały α-Li w Mg zawiera przy temperaturze eutektycznej 588° C 21% atomowych (7% wag.) litu. Rozpuszczalność Li w Mg maleje z 19% atom. (6,2% wag.) przy 500° C na 10% atom. (3,1% wag.) przy 15° C. Roztwór Mg w licie (γ) zawiera 0 do 2% Mg. Układ dzieli na 2 części związek LiMg₂, który się nie rozkłada w stanie stopionym, a tworzy roztwory stałe β z Mg i Li w zakresie 29 — 95% atomowych (10,1 — 85,3% wag.) Li. (*Z. f. anorg. u. allgem. Chemie 22 (1935), zes. 4, str. 388/98*). K.

Beryl

Autor omawia złoża rud berylu, metody ich przygotowania do elektrolizy ogniowej oraz warunki rentowności tego procesu. Podaje metody elektrolizy ogniowej, mającej na celu wytworzenie stopów Cu-Be i Al-Be. Ze związków berylu BeO służy jako bardzo ogniotrwały materiał. BeCl₂ (odpad hutniczy z produkcji Be) jest antytoksyną przeciwgruźliczą. Autor podaje następujące własności czystego berylu: ciężar właśc. γ = 1,84 kg/dm³; współczynnik sprężystości E = 30 000 kg/mm² (Al ≈ 7 000; Mg ≈ 4 000 — 5 000, stal 22 000); współczynnik rozszerzalności λ_{0-20°} = 11,1 × 10⁻⁶; λ_{20-100°} = 12,3 × 10⁻⁶; λ_{20-700°} = 16,8 × 10⁻⁶; temp. topl. t_E 1 278° C. Ciepło topienia 277 kal/g; przewodność elektryczna α = 5,41 × 10⁻⁴.

Stopy macierzyste Al-Be najlepiej tworzyć z rud drogą elektrolizy ogniowej, inaczej powstają duże straty Be. Eutektyka Al-Be zawiera 1,4% Be, topi się w 644°. Powyżej eutektyki rośnie temp. topl. do ok. 1000° przy 8% Be. Roz-

puszczalność Be w Al wynosi ok. 0,075% Be przy 640° i ok. 0,01% przy 20° C. Na własności Al nie wpływa Be dodatnio silniej niż Si lub Mg. Mg nie tworzy z Be stopów (2 fazy płynne). Be z Ni tworzy eutektykę o 5,2% Be przy 1155°. Rozpuszczalność Be w Ni wynosi 2,8 przy 1155° i silnie maleje z temperaturą (900° — 1,75%, 700° — 1,25% Be), dając efekty starzenia się po hartowaniu od 1 000 — 1 100° i odpuszczeniu 8 godz. w 400 — 500°. Twardość po starzeniu się sięga powyżej 600 kg/mm² wg. Brinella. Żelazo tworzy z Be eutektykę o 9,2% Be przy 1150° C; w granicznym roztworze mieści 6,5% Be przy 1150°, niewiele przy 20° C. Stal o 12% Cr, 17% Ni, 1% Be osiąga H_B = 680 kg/mm². Stal 30% Ni, 1% Be jest nierdzewiejącym inwarem o R_r = 50 kg/mm², po hartowaniu w 1200° wytrzymałość R_r = 112 kg/mm².

Bronzy o 2,2 — 2,3% Be, hartowane od 800°, przedstawiają się jako faza α, miękka i plastyczna jak miedź, odpuszczanie 3 — 4 godziny przy 320° wydziela γ i podnosi R_r z 30 na 82 kg/mm², Q_r z 15 na 75 kg/mm², As z 10 na 0,5%. Poniżej podajemy zmiany własności bronzu, o składzie: 2,32% Be, 0,11% Si, 0,04% Fe, reszta — miedź, po hartowaniu od 800° i różnym odpuszczaniu:

Temp. odp. °C	100—175	200	300	400	550
Tward. wedł. Brinella					
kg/mm ²	85	168	345	270	150
Wytrzymałość kg/mm ²	48	75	122	100	60
Granica płynności 0,2%					
kg/mm ²	25	62	118	94	38
Wydłużenie A ₃ %	57	12,5	0,5	1,8	22

Bronzy berylowe na sprężyny wytrzymują 2 razy dłużej na zmęczenie, niż najlepsza stal. Przewodność elektryczna bronzu hartowanego wynosi 16% przewodności Cu, a 30% przewodności Cu w stanie ulepszonym; współczynnik rozszerzalności CuBe 2 wynosi: λ₂₀₋₂₀₀ = 16,7 × 10⁻⁶; λ₂₀₋₄₀₀ = 17,4 × 10⁻⁶. Bronzy berylowe zastosowano dotychczas na b. twarde odlewy (śruby okrętowe), sprężyny, kontakty elektryczne. Stop CuBe 2 wytwarzają nast. firmy: Siemens & Halske, Beryllium Development Corp. i Comp. d'Alais, Frogés et Camargue. Cena Be spadła z 1 200 000 fr./kg w r. 1922 na 18 000 w r. 1928 i 3 600 fr./kg w r. 1933. Cena CuBe 2 wynosi ok. 25 zł/kg. (*R. Gadeau, Revue de Métallurgie, Mémoires, 32 (1935), Nr. 12, str. 627/637*).

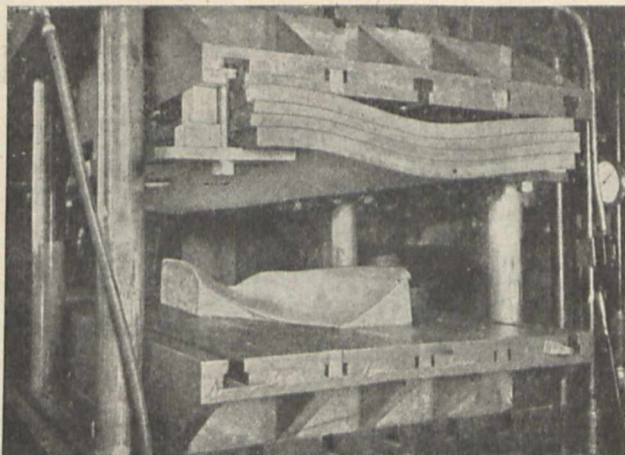
Cu

OBRÓBKA METALI

Użycie kauczuku i drzewa na wzorniki w przemyśle budowy płatowców

Przy budowie płatowców serja rzadko kiedy przekracza 20÷25 sztuk, jednak wymiennosc części (blach poszycia kadłuba, osłony silnika, skrzydeł) jest wymagana. Stosowanie normalnych narzędzi do tłoczenia znacznie zwiększa koszty własne ze względu na wysoką cenę tych narzędzi. Wytwórnia Curtiss Aeroplane Motor Co stosuje więc tworzywa zastępcze na tłoczni i wzorniki, używając tłoczników cynkowych lub kauczukowych i wzorników cynkowych lub drewnianych, o powierzchni roboczej krytej cienką blachą stalową, walcowaną na zimno. Zapomocą tych narzędzi tłoczy się stopy glinowe o R = 18 kg/mm², A = 20% i twardości Brinella 42. Wskutek zgniotu R wzrasta do ok. 35 kg/mm². Blachy te mają przeważnie grubość 1 mm. Wymieniony sposób obróbki można, oczywiście, stosować i do

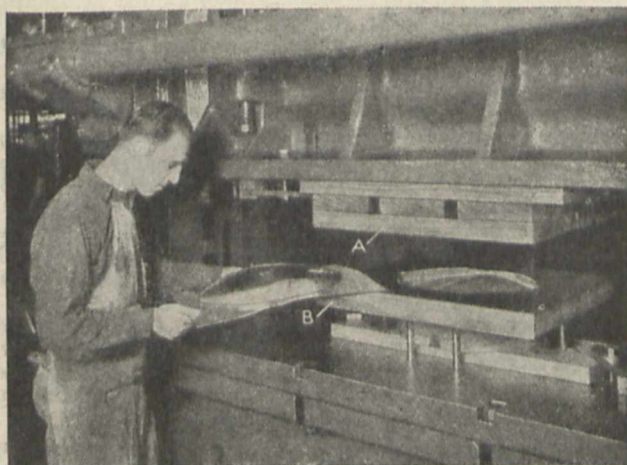
blach stalowych o podobnej wytrzymałości. Trwałość tłoczniaka kauczukowego jest duża i wynosi przeważnie kilka miesięcy.



Rys. 1. Prasa hydrauliczna z tłoczniakiem (poduszką) z kauczuku, do dociskania blachy aluminiowej do wzornika cynkowego.



Rys. 2. Wyginanie blach ręcznym młotkiem pneumatycznym na formie cynkowej, służącej jako wzornik.



Rys. 3. Matryce drewniane, kryte blachą stalową, do wytwarzania rozm. profili z blachy.

Na rys. 1 widzimy prasę o tłoczniaku złożonym z 4 arkuszy kauczuku $1500 \times 900 \times 25 \div 40$ mm i wzornik cynkowy. Po położeniu blachy na wzorniku, stół prasy hydraulicznej 200 t zostaje podniesiony wolno aż do docięnięcia blachy

przez kauczukowy tłoczniak, wzgl. poduszkę, do wzornika. Przy wytłaczaniu kształtów bardziej złożonych czynność tę powtarza się kilkakrotnie.

Można również stosować tłoczenie zapomocą ręcznego młotka pneumatycznego, używając wzornika drewnianego, krytego miedzią (rys. 2) lub też stosować wzornik i tłoczniak drewniane, kryte blachą stalową 4,5 mm, walcowaną na zimno (rys. 3); w ostatnim przypadku narzędzia do tłoczenia kosztują 22 złote, zamiast zł. 1100 ÷ 1300, przyczem narzędzia drewniane mogą wytłoczyć 500 ÷ 600 sztuk bez zmiany. (*La Mach. Mod.* 1936 r. zes. 6).

S. K.

ORGANIZACJA I KIEROWNICTWO

Wykres częstości jako środek kontroli płac

Autor zwraca uwagę, że ocena wydatków na płace w danym zakładzie, oparta często na średniej wartości zarobku, jest niewystarczająca. Natomiast rzeczywistość poprawny obraz daje krzywa częstości. Wprowadzając ją można się zazwyczaj przekonać, że wartość średnia arytmetyczna nie zgadza się z wartością najczęstszą, gdyż nieliczne płace niskie lub wysokie wpływają znacznie na wartość średniej. Z drugiej strony nieregularności krzywej częstości wykazują, gdzie należy przeprowadzić specjalne badania, i ułatwiają ustalenie, na jakich robotach zarabia się rzeczywiście, a na jakich się dokłada. (*Stahl u. Eisen*, 12.III.1936, str. 338).

SAMOCHODNICTWO

Nowoczesne sposoby przewożenia śmieci

Chwila ładowania śmieci do samochodu nasuwa najwięcej niedogodności: przy niewłaściwym rozwiązaniu konstrukcyjnym nadwozia samochodu obsługa narażona jest na wypadki, poza tem zagroża zakłócenie ruchu ulicznego.

Najczęściej stosuje się ładowanie z góry, z boku lub z tyłu. Ładowanie z góry wymaga pracy dwóch ludzi, z których jeden — podający, zmuszony jest do nadmiernej wysiłku przez podnoszenie naczynia z ziemi do wysokości ramion, a drugi — przyjmujący — narażony jest na ciągłe wdychanie kurzu, podnoszącego się podczas wysypywania zawartości naczynia do skrzyni samochodu. Ładowanie z boku wymaga tylko jednego człowieka, pracującego w lepszych warunkach, lecz jest niedogodne ze względu na tamowanie ruchu na chodniku. W razie zaś ładowania dwustronnego — ruch jest tamowany również i na jezdni, przyczem pracujący narażony jest na przejechanie przez pojazdy kursujące po jezdni. Najkorzystniejsze jest ładowanie z tyłu, przyczem tył samochodu nie powinien posiadać żadnych występow, utrudniających dostęp; okno do wysypywania powinno być umieszczone dostatecznie nisko i nie powinno się stosować stopni, rzekomo ułatwiających podejście do okna, a w rzeczywistości zmuszających pracującego do dodatkowego wysiłku. (*Le Poids Lourd* 1936 r., zes. 142).

G.

SILNIKI SPALINOWE

Silniki wysokoprężne sterowca Zeppelin-Hindenburg LZ 129

Przy budowie sterowca LZ 129 zwrócono uwagę na konieczność zastąpienia silników benzynowych — 450-konnych Maybacha — przez wysokoprężne. Przemawiały za tem względy bezpieczeństwa oraz gospodarcze (koszt eksploatacji). Poza tem odgrywała rolę konieczność zmniejszenia instalacji maszynowej, w związku z podwojonymi rozmiarami sterowca.

Nowy silnik wykonany był przez f. Daimler-Benz na wzór 12-cylindrowego 750-konnego, stosowanego w lotnictwie.

Po badaniach na stacji próbnej zdecydowano budowę silnika 16-cylindrowego, o układzie V, o mocy 800/900 KM, z dopuszczalnym chwilowym przeciążeniem do 1200 KM, przy rozchodzie paliwa poniżej 180 g na KMgodz., zarówno przy normalnym obciążeniu, jak i przy przeciążeniu.

Całkowite wyekwipowanie sterowca składa się z dwóch jednakowych silników.

Karter silnika wykonany jest ze stopu silumin-gamma. Wał korbowy jest podparty 9 razy. Szyjki wału — hartowane. Korbowody — na łożyskach rolkowych. Cylindry stalowe, chłodzone wodą. Komora wstępna — w osi cylindrów. Każdy cylinder ma po 2 zawory wlotowe i dwa wylotowe. Tłoki elektronowe ze stopu EC 124 z wkładką z żeliwa Niresist. Kierunek obrotu — odwracalny, przez przesuwanie wału rozrządczego sprężonym powietrzem. Odpowiedni zbiornik na 60 atm o objętości 50 litrów jest doładowywany sprężarką. Sprężone powietrze służy też do rozruchu.

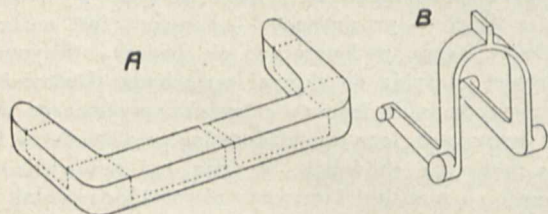
Silnik pracuje bez drgań, jest więc wbudowany w lekką ramę i nie posiada tłumika drgań. Do napędu maszyn pomocniczych jest osobny silnik 60-konny. (*Automobiltechnische Zeitschrift* 1936 r., zes. 8).

G.

SPAWANIE

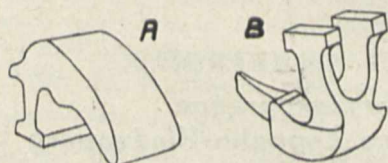
Przykłady cięcia tlenem w obróbce części maszyn

Bardzo ciekawe zastosowanie acetylenowo-tlenowego cięcia maszynowego do obróbki części maszyn uwidoczniają załączone rysunki. Na rys. 1 widzimy część mechanizmu lokomotywy do zmiany biegu*). W pierwszej operacji wycięto z blachy grubości 230 mm kształt pokazany na szkicu A, następnie w płaszczyznach prostopadłych do poprzedniego cięcia wycięto części ograniczone linjami punktowanymi. Po obróbce nagrzano palnikiem część i wygięto, jak wskazuje szkic B.



Rys. 1.

Rys. 2 przedstawia drugą część tego samego mechanizmu, wykonaną w sposób analogiczny, zapomocą cięcia tlenem na maszynie w 2-ch płaszczyznach prostopadłych. Szkic A wskazuje tę część po pierwszym wycięciu z blachy grub. 300 mm.



Rys. 2.

Jako szczegół interesujący, należy zaznaczyć, że powierzchnie blachy były przed cięciem opiaskowane, aby usunąć

*) *Oxy-Acetylene Tips*, marzec 1936 r.

zandrę, która utrudnia otrzymanie gładkich powierzchni cięcia.

Na rys. 3**) widzimy koło zamachowe dla sprężarki powietrznej ϕ 1700 mm, wykonane ze stali zlewnej o składzie 0,14% C, 0,80% Mn, grub. 240 mm, na miejsce pękniętego koła żeliwnego. Naprzód rozcięto blok wzdłuż na połowę i zapomocą „lancy” tlenowej wypalono niewielkie



Rys. 3.

otwory między ramionami, obie połówki zestawiono razem, wycięto obwód zewnętrzny wieńca na jednej i drugiej połowie oraz wewnętrzne powierzchnie piasty, przytem palnik był prowadzony zapomocą cyrkla; następnie, rozpoczynając cięcie od wypalonych otworów, wykonano linie proste wzdłuż ramion na każdej połowie, a potem — łuki wewnętrzne wieńca i zewnętrzne — piasty. Szerokość ramion wynosiła 125 mm. Ogółem wykonano około 18 m cięcia, z szybkością 100 — 125 mm na minutę. Zaokrąglenia ramion wykonano zapomocą ręcznego palnika do cięcia.

Z. D.

BIBLIOGRAFJA

Die Werkzeugmaschinen. Prof. dr. Schlesinger: Tom I i II. Str. 818 i 52 tab. Wyd. J. Springer. Berlin 1936. Cena 147.

Już dawno dawał się odczuwać brak dzieła o obrabiarkach, w którym uwzględnione byłyby zarówno najnowsze badania nad obróbką, jak i postępy w konstrukcji tych maszyn. Poważne dzieło Fischera, które wyszło w 1905 r., jak i książka Hüllego z r. 1919, nie odpowiadały już obecnym wymaganiom. To samo dotyczy książki Coenena oraz prac w tej dziedzinie w innych językach. To też z zadowoleniem powitać należy pojawienie się dzieła, napisanego przez tak poważnego pracownika na polu obróbki mechanicznej, jakim jest długoletni były profesor politechniki w Charlottenburgu, G. Schlesinger.

Obszerna praca dra Schlesingera składa się z 2-ch tomów in 4^o.

Pierwszy tom obejmuje 818 stron tekstu z bardzo dużą liczbą rysunków i składa się z 6-ciu rozdziałów.

W pierwszym rozdziale prof. Schlesinger omawia opory, występujące w czasie obróbki, w zależności od różnych czynników, gdyż siły, potrzebne do pokonania tych oporów, są podstawą do obliczania obrabiarek.

Drugi rozdział poświęcony jest omówieniu bilansów i wydajności obrabiarek oraz sposobów ich wykorzystania. Do tego rozdziału dołączony jest ustęp o sposobie wykonywania odnośnych wykresów.

Trzeci rozdział obejmuje mechanizmy do ruchu obrotowego i prostolinjowego. Stosunkowo dużo miejsca poświęcono znormalizowanym liczbom obrotów. Z mechanizmów najwięcej miejsca zajmują napędy hydrauliczne (Enor, Sturm, Lauf-Thoma, Jahns-Thoma i inne).

W czwartym rozdziale autor omawia elementy konstrukcyjne obrabiarek, a więc: łoża, kadłuby, prowadnice, urządzenia do smarowania, sprzęgła, koła zębate oraz napędy pasowe i łańcuchowe.

Piąty rozdział poświęcony jest obliczeniu, na podstawie zasadniczych danych i otrzymanej mocy, głównych części mechanizmów napędowych i posuwowych typowych obrabiarek.

**) *The Welding Journal*, Nr. 6, 1935 r.

Wreszcie szósty rozdział, najobszerniejszy (od str. 480 do str. 818), obejmuje konstrukcje różnych tokarek, automatów, wiertarek, szlifierek, frezarek, strugarek, obrabiarek do kół zębatach, obrabiarek do blachy oraz maszyn kuźniczych.

Nader cenny jest drugi tom, w którym na 52 tablicach zobrazowane są obrabiarki wraz z częściami składowymi najważniejszych firm, prawie wyłącznie niemieckich, a więc fabryk: Loewe, Gebr. Boeringer, F. Braun, Deutsche Niles Werke, I. E. Reinecker, Pittler, Gebr. Heinemann, A. Schütte, Raboma, F. Werner, Diskus Werke, Mayer & Schmidt, Schiess-Defries, Wanderer Werke, Gustaw Wagner, H. Pfauter, Lange & Geilen, Schloemann, Eumuco i innych.

Studjowanie tablic jest ułatwione dzięki systematycznemu i jednolitemu oznaczeniu na wszystkich tablicach poszczególnych części obrabiarek.

W poważnym tem dziele autor starał się stanąć na stanowisku możliwie naukowym, uwzględniając wyniki doświadczeń, przeprowadzonych w dużej mierze we własnych pracowniach politechniki berlińskiej, oraz rozpatrując krytycznie omawiany materiał. Materiał ten jest tak wielki, że trudno się dziwić, iż nie jest traktowany dość równomiernie.

Tak np. o hydraulicznym regulowaniu prędkości prof. Schlesinger pisze na 60 stronicach, a o elektrycznym — zaledwie na jednej. Mechanizmom nawrotnym, w szczególności jazmcom, poświęcono w książce stosunkowo bardzo mało miejsca. Trudny dział o obrabiarkach do kół zębatach, oparty przeważnie na pracach Galassini'ego, Bartha, Olah i Buckingham, nie jest przedstawiony dość wyczerpująco, ani też dość jasno. Rozdział o strugarkach jest w porównaniu z innymi ujęty zbyt pobieżnie. Niejednokrotnie autor poświęca dużo miejsca wyprowadzeniu najprostszyc wzorów (np. dla v_{st} na str. 242), pozostawiając bez należytego rozpatrzenia wzory o wiele trudniejsze.

Mam też pewne wątpliwości, czy pod względem metodycznym książka jest odpowiednio ujęta. Tak np. uważam, że bilanse i sposoby wyzyskania obrabiarek powinny być omówione nie na początku dzieła w rozdziale II, lecz na końcu, obliczenia kadłubów i łóz — nie w IV, lecz w VI rozdziale, gdyż są to konstrukcje zbyt charakterystyczne dla każdego typu obrabiarek, aby się nadawały do omawiania z takimi elementami wspólnymi, jak koła zębata, sprzęgła oraz napędy pasowe i łańcuchowe.

Pozatem pewnym utrudnieniem dla czytelnika jest okoliczność, że autor powołuje się niejednokrotnie na wzory i objaśnienia, które są podane dopiero w późniejszych rozdziałach.

Pomimo powyższych zastrzeżeń, uważam, że praca prof. Schlesingera, jako wynik przeszło trzydziestoletnich badań i ogromnego doświadczenia, jest dziełem bardzo cennym. Nie mógłbym jej wprawdzie polecić początkującemu, ani też jako podręcznik, niemniej konstruktorowi obrabiarek oraz wszystkim tym, którzy mają do czynienia z obrabiarkami, a posiadając wystarczające wiadomości podstawowe, może ona oddać wielkie usługi. Śmiało też stwierdzić mogę, że dzieło to, posiadające wartość zarówno naukową jak i praktyczną, jest znacznym wzbogaceniem literatury technicznej.

Strona zewnętrzna książki, jak przeważnie wszystkich wydawnictw Springer, jest bez zarzutu, szkoda tylko, że wysoka cena (147 marek) utrudni nabycie jej do bibliotek prywatnych.

E. Herzberg.

Kalendarz Bezpieczeństwa i Higjenu Pracy. Warszawa, 1936.

„Instytut Spraw Społecznych” wydał „Kalendarz Bezpieczeństwa i Higjenu Pracy” na rok 1936. Popularne wydawnictwo, przeznaczone dla najszerszych warstw pracowniczych, zyskało sobie już ogólne uznanie w społeczeństwie. Zarówno w układzie materiału, jak i w doborze ilustracji (a zwłaszcza w stronie graficznej) znać wyraźny postęp w stosunku do kalendarzy z lat ubiegłych. Autorzy wprowadzili nowy dział, poświęcony *kulturze środowiska pracy*.

„Przedsiębiorstw przemysłowych większych — czytamy w „Kalendarzu” — zatrudniających powyżej 100 robotników, jest w Polsce około 2 000. W owych 2 000 przedsiębiorstwach, które stanowią tylko około 5% wszystkich zakładów przemysłowych, pracuje około 70% wszystkich robotników, zatrudnionych w przemyśle. Otóż 65% kosztów z tytułu leczenia

nia i odszkodowania osób uległych wypadkom ma swe źródło w owych 2 000 *fabryk większych*. Większe przedsiębiorstwa powinny być wzorem dla całego przemysłu nie tylko pod względem organizacji sprzedaży swych towarów, lecz również pod względem organizacji produkcji, a w szczególności organizacji służby bezpieczeństwa pracy”.

Cena kalendarza, pięknie wydanej broszury i bogatej w treść, liczącej 100 stron druku, wynosi za ledwie 25 groszy.

Bardach.

LISTY DO REDAKCJI

Czy słuszna jest nazwa „żeliwo kowalne”?

Do art. dyskusyjnego doc. inż. K. Gierdziejewskiego *)

Nazwę „kujna leizna” wprowadził prof. Anczyc i w książce p. t. „Żelazo” (Lwów 1922) celowo ją umotywował. Od tego czasu wyrób kujnej leizny nie doznał żadnej większej zmiany, któreby motywowała zmianę nazwy.

Wprawdzie nazwa „kujna leizna” przyjmowała się powoli w społeczeństwie technickim, ale każde nowe wyrażenie nie przyjmuje się rychło. Podobnie było, a nawet jest jeszcze z nazwą stal (zamiast „żeliwo kujne”), która wprowadza się powoli. Wspomnę tu, że jedno z największych przedsiębiorstw państwowych używa jeszcze ciągle w swoich normach, wyrażenie „żeliwo kujne”.

Od siebie chciałbym dodać, że wyrażenie „żeliwo ciągliwe” nie określa dostatecznie kujnej leizny, gdyż może charakteryzować również żeliwo, które było żarzone dla zmiękczenia, co jest procesem dosyć częstym w Ameryce, a i u nas może także znaleźć zastosowanie.

Z tych to powodów, uważam za niecelowe nadawanie coraz to innych nazw materiałom konstrukcyjnym, gdyż wprowadza to jeszcze większy chaos w najrozmaitszych nomenklaturach.

Proponowaną nazwę „żeliwo ciągliwe” uważam więc za nieodpowiednią i podtrzymuje nazwę „kujna leizna”.

Inż. Fr. Staub, SIMP

Odpowiedź

W zeszycie 5 „Przeglądu Mechanicznego” z r. b. rozwinąłem motywy, które moim zdaniem uzasadniają wprowadzenie miana „żeliwo ciągliwe”, w miejsce dotychczasowych bardzo różnorodnych określeń tego tworzywa, i poddałem je dyskusji publicznej.

Pierwszy głos w tej sprawie zabiera p. inż. F. Staub ze Lwowa. Jestem mu wdzięczny za poruszenie tej sprawy w słowie drukowanym. Motywy moje nie są jednak dla mnie przekonywujące, ponieważ uzasadnienia moje nie zostały przez oponenta obalone; zaś sam fakt, że miano „kujna leizna” po wielu latach nie zostało przyswojone słownictwu technicznemu, przemawia raczej za tem, że należy je uważać za niezupełnie szczęśliwie ułożone.

Zdaje się również, że w błędzie jest p. inż. F. Staub, gdy przypuszcza, że normalne żeliwo „żarzone dla zmiękczenia” wykazać może, chociażby w przybliżeniu, tę ciągliwość, z jaką spotykamy się u „żeliwo ciągliwego”. Proces żarzenia normalnego żeliwa celem jego zmiękczenia nie jest rzeczą nową i nie tylko w Ameryce, lecz i u nas stosuje się względnie często. Wyżarzanie, w odpowiednich warunkach przeprowadzone, obniża twardość, lecz nie podnosi ciągliwości.

Przy sposobności pozwolę sobie podzielić się wiadomością, która wróży, że proponowane nowe miano rzeczywiście zdobędzie prawo obywatelstwa. Dwie największe wytwórnie, położone w różnych dzielnicach kraju, wprowadziły do swego mianownictwa nazwę „żeliwa ciągliwego”, która podchwyciona została nie tylko przez personel techniczny i kierowniczy, lecz także przez rzeszę robotników, stanowiącą, jak wiadomo, element wyjątkowo konserwatywny, jeżeli chodzi o mianownictwo techniczne.

Szczęśliwie zastąpiliśmy „kopulak” — żeliwiakiem, „kareń” — rdzeniem, a „kastel” — skrzynią formierską. Mam nadzieję, że wkrótce powszechnie zamiast „kujnej leizny” lub „kutolanych odlewów” — mówić będziemy o odlewach z żeliwa ciągliwego.

Inż. K. Gierdziejewski.

*) Przegl. Mech. 2/1936 zesz. 5.

KRONIKA

X-ty Zjazd Inżynierów Mechaników Polskich

Jak już parokrotnie wspominaliśmy w naszym piśmie (w dziale „Wiadomości SIMP”) tegoroczny Zjazd IMP odbędzie się w Warszawie, w gmachu Politechniki, w dniach 23 — 25 sierpnia.

Program posiedzenia inauguracyjnego Zjazdu, na którym zapowiedziana jest obecność Pana Prezydenta Rzeczypospolitej, obejmuje referaty następujące:

1. Inż. W. K. Wierzejski, prezes SIMP: 10 lat pracy Stow. Inż. Mech. Polskich.
2. Prof. Dr. B. Stefanowski: Rola i znaczenie instytutów badawczych.
3. Inż. P. Drzewiecki: Przemysł metalowy jako podstawowa gałąź wytwórczości i obrony kraju.

Po zakończeniu posiedzenia inauguracyjnego odbędzie się otwarcie Wystawy Przemysłu Metalowego i Elektrotechnicznego przy pl. Unji Lubelskiej.

Następnie posiedzenia zjazdowe będą się odbywały w sekcjach. W Sekcji Energetycznej program przewiduje 11 referatów, z których 4 omawiać będą zagadnienia silników spalinowych, 2—kotłów, 2—sprawy obliczeń wytrzymałościowych, 3 — taboru kolejowego; poza tem z Sekcją tą związana będzie osobna grupa 6 referatów, dotycząca krajowego przemysłu samochodowego, w której rozpatrywane będą sprawy surowców, półfabrykatów, obróbki, produkcji poddostawców, programowości konstrukcyjnej i programu dalszej produkcji krajowej samochodów.

W Sekcji Warsztatowej znajdują się 3 referaty, dotyczące dokładności, doboru i remontu obrabiarek, referat o pomiarach sił skrawania, praca o zastosowaniu twardej stopów do skrawania, parę referatów o produkcji narzędzi, 3 referaty z dziedziny pomiarów precyzyjnych, 2 referaty z dziedziny organizacyjnej, 1 — z zakresu bezpieczeństwa pracy i 1 — z działu produkcji mikroskopów.

Sekcja Metaloznawcza obejmie szereg prac o obróbce cieplnej i regulacji ziarn stali, które są zamiesz-

czone w zeszycie niniejszym, jak również prace o mosiądzach, także ogłoszone powyżej. Nadto w Sekcji tej będą wygłoszone referaty o odkształceniu plastycznym metali, o szybkości utleniania się metali ciekłych, kilka referatów o stopach cynku, 1 — o bronzach, 1 — o stopach magnezu, 1 — o własnościach wytrzymałościowych kryształów pojedynczych, 2 — z zakresu odlewnictwa (o warunkach rozwoju tego przemysłu oraz o obróbce termicznej żeliwa). Razem w tej Sekcji zgłoszono zgorą 20 referatów.

W Sekcji Wojskowo-Technicznej; będą poruszone tematy różnorodne, z różnych dziedzin, gdyż każda dziedzina techniki wiąże się także z obroną kraju. Znajdą się więc tu prace, mówiące o takich zagadnieniach, jak: przystosowanie płatowców komunikacyjnych i sportowych do potrzeb wojny, napęd rakietowy, silniki do łodzi podwodnych, drgania luf kb., hartowanie stali pociskowej, przebijalność płyt pancernych, zużywalność luf, korozyja stali na lufy kb, montaż zapalników, granice dokładności wyrobu amunicji.

Wreszcie Sekcja Spawalnicza zawierać będzie parę prac o badaniu spoin i o zastosowaniach spawania w różnych dziedzinach (w urządzeniach transportowych, w remoncie płatowców i in.).

Końcowe posiedzenie plenarne Zjazdu wypełnią referaty następujące:

1. Inż. J. Dąbrowski. Przemysł samochodowy w Polsce.
2. Inż. T. Czaplicki. Postępy elektryfikacji oraz nasze potrzeby w tej dziedzinie i widoki ich zaspokojenia.
3. Inż. A. Mazurkiewicz. Stan obecny i potrzeby akcji przeciw wypadkom w przemyśle.

Podczas Zjazdu odbędzie się szereg wycieczek do zakładów przemysłowych stolicy.

Szczegółowy wykaz referatów zjazdowych zawiera wydany drukiem „Program tymczasowy”, który na żądanie jest wysyłany przez Sekretarjat SIMP. Koszt udziału w Zjeździe wynosi zł. 15, dla członków SIMP — zł. 10.

Ze względów organizacyjnych pożądanym jest jaknajwcześniejsze zgłaszanie uczestnictwa w Zjeździe pod adresem Komitetu Wykonawczego X-go Zjazdu IMP (ul. Czackiego 3/5 m. 22).

TREŚĆ:

Regulacja wielkości ziarn austenitu a własności stali, nap. dr. inż. I. Feszczenko-Czopiński i inż. met. A. Kaliński	427
Badania hartowności stali narzędziowych w gorących kąpielach, ze szczególnem uwzględnieniem wpływu tegoż hartowania na własności tnące noży, nap. dr. inż. I. Feszczenko-Czopiński i inż. met. F. Mayer	443
Stopniowane (izotermiczne) wyżarzanie zmiękczające, nap. dr. inż. I. Feszczenko-Czopiński i R. Linde	456
Własności wytrzymałościowe stali sprężynowych w zależności od obróbki cieplnej, nap. dr. inż. I. Feszczenko-Czopiński i inż. met. Z. Wusatowski	468
Próba na zginanie jako wskaźnik dobroci połączenia spawanego, nap. inż. W. Czyrski	487
Przyczynki do badań nad tłoczliwością blach w masyżu Cu Zn 33 (Ms 67), nap. dr. inż. Wł. Łoskiewicz, profesor Akademii Górniczej w Krakowie i E. Janicki	495
Obrabialność plastyczna mosiądźw na gorąco, nap. inż. met. A. Wójcik	511
Granodyzacja, nap. T. Brz.	517
Przegląd czasopism technicznych	518
Bibliografia	520
Listy do Redakcji	521
Kronika	522

SOMMAIRE:

Sur le réglage de la grosseur du grain de l'austénite dans les aciers, par MM. I. Feszczenko-Czopiński dr. ès sc. techn., et A. Kaliński, ingénieur métallurgiste	427
La trempe des aciers à outils dans les bains chauds et son influence sur la vitesse de coupe des outils, par MM. I. Feszczenko-Czopiński, dr. ès sc. techn., ingénieur métallurgiste, et F. Mayer, ingénieur métallurgiste	443
La recuit graduel (isothermique) adoucissant, par MM. I. Feszczenko-Czopiński, dr. ès sc. techn., et R. Linde	456
Caractéristiques mécaniques des aciers à ressorts en fonction du traitement thermique, par MM. I. Feszczenko-Czopiński, dr. ès sc. techn., et Z. Wusatowski, ingénieur métallurgiste	468
L'essai de flexion comme moyen d'évaluation de la qualité de la soudure, par M. W. Czyrski, ingénieur métallurgiste	487
Contribution à l'étude de l'étirage des tôles en laiton CuZn33, par M. Wł. Łoskiewicz, dr. ès sc. techn., professeur à l'Académie des Mines de Cracovie, et M. E. Janicki	495
Travaillabilité plastique à chaud des laitons, par M. A. Wójcik, ingénieur métallurgiste	511
Sur la granodisation, par M. T. Brz.	517
Revue documentaire	518
Bibliographie	520
Correspondance	521
Chronique	522