

HUTNIK

CZASOPISMO POŚWIĘCONE SPRAWOM HUTNICTWA POLSKIEGO

ROK X

KATOWICE - WARSZAWA, LUTY r. 1938

ZESZYT 2

WIELKOŚĆ ZIARNA W STALI A WARUNKI JEJ KRZEPNIĘCIA

Napisał

TADEUSZ KUCZYŃSKI

inż. chemik, doktor nauk technicznych, profesor Politechniki Lwowskiej

i

JÓZEF GLATMAN

I.

Celem polepszenia własności tworzyw i produktów metalowych metaloznawstwo opanowuje coraz lepiej rozmaite metalurgiczne procesy i stara się wśród nich wyszukać takie, czy taki szczególny parametr, którym kierując można by było już z góry określić z pewną dokładnością ostateczne własności materiału. W stalownictwie takim parametrem, na który zwrócono uwagę w ostatnim dziesiętlatku lat, jest wielkość ziarn austenitu. Zagadnienie to wyszło z Ameryki i znalazło też żywy odzwiek w Europie. W Polsce badania te pierwszy podjął w roku 1935 prof. I. Feszczenko-Czopiowski i ogłosił szereg prac ¹⁾ z tej dziedziny. Dla metalurgii traktowanej z tego punktu widzenia wprowadził nazwę „metalurgii kierowanej”. Poza tym ukazały się też głosy innych autorów polskich ²⁾, omawiających tę dziedzinę metalurgii.

Proces kierowania wielkością ziarn tworzywa metalowego nie jest zjawiskiem odosobnionym. Również w innych dziedzinach techniki spotykamy

ten kierunek, np. w technologii chemicznej, kierowanie wielkością kryształów otrzymywanego produktu chemicznego, którego jakość i własności niejednokrotnie według wielkości jego kryształów się ocenia. Analogia jest tu dość daleka; w pierwszym i drugim przypadku wpływa się na wielkość kryształów zmienianiem pewnych czynników w procesie krystalizacji (krzepnięcia stali — wydzielania się związków z roztworów). W technologii chemicznej nadał temu procesowi nazwę „krystalizacji opanowanej” prof. T. Kuczyński, który wraz z współpracownikami badał ten proces, wyjaśniał go bliżej i ogłosił szereg prac na ten temat ³⁾.

Jak z nich wynika, mamy dziś możliwość przez opanowanie krystalizacji wpływać dość dowolnie na wielkość kryształów wytworów chemicznych, a nawet na ich postać zewnętrzną, czyli na tzw. „habitus” ⁴⁾ kryształów. Na to opanowanie krystalizacji składa się szereg czynników, działających w chwili jej zachodzenia, jak: szybkość i kierunek oddziaływania ciepła, stopień przesyconienia, zaszczepianie czyli zakażanie roztworu odpowiednią ilością i jakością zarodników, dyfuzja i z nią stojące w związku mieszanie cieczy, obecność ciał trzecich itp. Zasadą krystalizacji opanowanej jest tzw. prawo „del-

¹⁾ I. Feszczenko-Czopiowski: *Hutnik*, r. 1936, zes. 4, str. 133/45; r. 1937, zes. 2, str. 41/54; *Przegląd Mechaniczny*, r. 1937, zes. 18/19, str. 635/38. — I. F.-Czopiowski i A. Kaliński, *Przegląd Mechaniczny*, r. 1936, zes. 13/14, str. 427/42; r. 1937, zes. 18/19, str. 676 (patrz również zeszyt niniejszy). — I. F.-Czopiowski i T. Palmrich, *Hutnik*, r. 1937, zes. 6, str. 431/39. — I. F.-Czopiowski i A. Stanisławski, *Hutnik*, r. 1937, zes. 6, str. 440/51. — I. F.-Czopiowski i A. Szczepański, *Przegląd Mechaniczny*, r. 1937, zes. 18/19, str. 675 (patrz również zeszyt niniejszy).

²⁾ Z. Hayto, *Techniczne Nowości Lotnicze*, r. 1936, str. 93/98 i 115/124. — F. Rapatz i W. Wrażej, *Hutnik*, r. 1937, zes. 1, str. 5/12. — S. Łukomski, *Przegląd Mechaniczny*, r. 1937, str. 695/701.

³⁾ T. Kuczyński i J. Grzymek, *Przemysł Chemiczny*, r. 1935, zes. 9/10, str. 392/403; Z. Stanisławski, *Przemysł Chemiczny*, r. 1934, zes. 8, str. 25/28; *Przegląd Chemiczny*, r. 1937, zes. 3, str. 48/54. — J. Grzymek, *Przemysł Chemiczny*, r. 1937, zes. 10, str. 279/89; T. Piechowicz, *Przemysł Chemiczny*, r. 1935, str. 122. — T. Kuczyński, *Patent polski* 20678.

⁴⁾ H. Behmenburg: *Tracht und Habitus von Kristallen und deren Beeinflussung*, Bonn 1935.

ta L⁴“, określające wielkość kryształów liniowym wzrostem ich początkowych zarodników.

W metalurgii kierowanej wpływamy między innymi w czasie krzepnięcia na krystalizację stali dodatkiem pewnych ciał zwanych „zmiennicami“, jak glin, wanad, tytan, syntetyczne żużle, które już to w postaci tlenków lub krzemianów, już to węglików działają, jak przypuszcza H. Herty, E. Epstein, M. A. Grossmann ⁵⁾, jako zarodniki dla kryształów austenitu. Widzimy w tej operacji czynnik z krystalizacji opanowanej — zaszczepianie. Wysuwa się zatem kwestia, czy w analogii powyższej można pójść dalej i uchwycić zależność wielkości czy może nawet kształtu ziarna w stali od przechłodzenia, szybkości krystalizacji (krzepnięcia) i ilości dodawanego zmiennicza do płynnej stali.

Pytania te są tematem niniejszej pracy.

II.

Celem jednoznacznego rozumienia poruszanego zagadnienia należy podać na wstępie zarys tego tematu, jak go przedstawia dotychczasowa literatura, oraz definicję pojęć, którymi posługiwano się w pracy.

Klasyczną teorię krystalizacji, którą się dziś posługujemy, zawdzięczamy głównie prof. G. Tammannowi. Warunki, kiedy krystalizacja może nastąpić, określa nam znana reguła faz Gibbsa. Nie wdaje się ona jednak w sam mechanizm zjawiska, który przedstawił właśnie G. Tammann. Według jego teorii, proces krystalizacji trzeba podzielić na dwa stadia: 1) powstawanie centrów krystalizacji tzw. zarodków i 2) wzrost tych ostatnich na właściwy kryształ. W krzepnących metalach oba te stadia przebiegają, zdaje się, nierównocześnie. Tworzenie się zarodników następuje z chwilą przekroczenia określonej prężności pary, temperatury. Koniecznym jest więc choćby najniższe przechłodzenie płynnego metalu. Przez przechłodzenie rozumie się stan nietrwałej równowagi płynnego metalu, w którym chwilowa temperatura T jest niższa od temperatury T₀, tj. temperatury, przy której obie fazy, więc płynna i gazowa, są w trwałej równowadze niezmiennej (temperatura zestalania).

Krystalizacja w czasie krzepnięcia stali nie jest do dziś dnia zjawiskiem dokładnie znanym, ani tym bardziej opanowanym. Teoria Tammanna, jak potwierdzają przede wszystkim prace J. Czochralskiego, jest też słuszną dla metali, lecz z powodów trudności eksperymentowania mniej znaną. Doty-

czy to szczególnie stali, przy której oprócz powyższych dołączają się jeszcze trudności spowodowane niekompletną znajomością układów wieloskładnikowych, jakimi są stale i z tym związanymi ubocznymi procesami równocześnie zachodzącymi, np. dyfuzja, przemiany alotropowe w stanie stałym, które mogą częściowo zmieniać pierwotny obraz krystalizacji. Wpływ tych ubocznych i wtórnych czynników zakłócających i zamazujących obraz pierwotnej krystalizacji w stopach żelaza, podkreśla także A. J. Krynitsky ⁶⁾ przy omawianiu zagadnienia wielkości ziarna austenitu w szarym żeliwie.

Krystalizacja, tzn. tak tworzenie się zarodków, jak i ich następny wzrost, zależy od prędkości reakcji jonów lub molekuł, potrzebnej do ich pewnego zorganizowania w elementarną, przestrzenną siatkę krystalograficzną. Dla każdego ciała następuje to przy pewnej określonej temperaturze, a właściwie gdy dane ciało czy rozpatrywany układ przekroczy tę temperaturę, przy której prężność sublimacji zrówna się z prężnością pary nasyconej. Koniecznym jest choćby minimalne przechłodzenie stopu. Z chwilą jego zaistnienia cząstki ciała mają możliwość pogrupować się w elementarne kryształki — zarodki, które dalej już rosną z pewną określoną liniową szybkością. Ilość tych zarodków, powstałych w jednostce czasu i objętości, czyli tzw. liczba zarodnikowa — L. Z. — oraz szybkość liniowa ich wzrostu, czyli tzw. szybkość krystalizacji — S. K. — stanowią o wielkości ziarna w skrzepniętym stopie metalicznym.

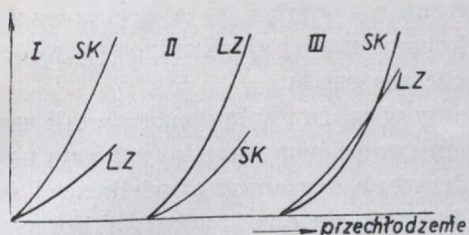
Zjawiska te zachodzą w każdym krzepnącym cieple samorzutnie, spontanicznie. Mamy wtedy do czynienia z tzw. „dziką krystalizacją“, na którą wpływu nie wywieramy. Dziś mamy możliwość, a w niektórych dziedzinach dążymy usilnie, aby ją opanować, tj. tak kierować decydującym parametrem, więc przechłodzeniem, aby dobrać najlepszy stosunek L. Z. przez S. K., tj. liczby zarodników do szybkości krystalizacji. Powinien on przybrać najkorzystniejszą wartość ze względu na żadaną przez nas wielkość kryształów, która w dużej mierze obok innych własności, jak skład chemiczny, temperatura, ścisłość materiału itp., decydować będzie o własnościach wytworzonego materiału.

Rys. 1, zapożyczony z książki P. Goerensa, przedstawia schematycznie trzy przypadki, jakie mogą zajść w stosunku L. Z./S. K.: 1) — duża S. K., mała L. Z. da w efekcie kryształ wielki; 2) — przypadek przeciwny, którego wynikiem będzie kryształ

⁵⁾ Transactions of the American Society for Metals, r. 1934, zeszyt 10.

⁶⁾ D. W. Murphy i W. P. Wood, Transactions of the American Society for Metals, r. 1936, str. 89 (dyskusja).

drobny; 3) — w przypadku tym otrzymany kryształ mieszany.



Rys. 1.

W praktyce są wymagane tworzywa bądź drobno, bądź grubokrystaliczne, zależnie od ich przeznaczenia. Aby więc móc choćby w pewnej mierze decydować o ostatecznej wielkości kryształu, trzeba zamienić dziką krystalizację na opanowaną przez nas, przynajmniej w pewnym stopniu dowolnie kierowaną w myśl wymagań. Zwrócono się zatem do decydującego przy tym parametru, przechłodzenia, gdyż, aby wyeliminować dziką krystalizację, musimy właśnie w zakresie istnienia przechłodzenia nadawać sami kierunek i wielkość, następnie w grę wchodzącym czynnikiem, więc L. Z. i S. K. W przeciwnym razie chybiamy zasadniczo celu, bo, nieodpowiednio nimi pokierawszy, nie unikniemy też równocześnie zachodzącej krystalizacji spontanicznej, a wynik będzie dla nas znowu przypadkowy. G. Tammann wyraża liczbową wartość przesylenia tzw. współczynnikiem przesylenia, będącym stosunkiem koncentracji fałszywej do normalnej w tej samej temperaturze. Zwiększa się on z lepkością i gęstością roztworu. Tammann nazywa ją małą zdolnością do samorzutnej krystalizacji. W niektórych przypadkach jest ona tak małą, że — mimo zakażeń — przesylenie jest trwałe, jak to ma miejsce przy krzepnięciu szkła, przy krystalizacji roztworów wodnych pewnych związków, np. octanu magnezu. W stopach rolę przesylenia przejmuje przechłodzenie. Wszystko to winno się też odnosić i do przechłodzenia.

Co to jest przechłodzenie — ΔT ?

Z punktu widzenia fizyko-chemii, jak wyżej wspomniano, jest to stan nietrwałej równowagi rozpatrywanego układu, w którym chwilowa temperatura — T jest niższą od temperatury krzepnięcia — T_0 , przy zachowaniu stanu energetycznego całego układu, przynależnego tej wyższej temperaturze T_0 .

$$\Delta T = T_0 - T$$

Jeżeli uda nam się uchwycić to ΔT , jeżeli będziemy w możności w łatwy praktycznie sposób uzyskiwać go i poznamy jego wpływ bliżej, to tym samym przez znajomość stanu energetycznego w postaci

np. napięcia powierzchniowego dowiemy się wiele o zewnętrznej postaci utworzonego kryształu, na który ma ono przecież decydujący wpływ. Opanowawszy przechłodzenie, dalszymi czynnikami, więc zarodnikowaniem i szybkością krystalizacji umiemy już przeważnie operować i one nie stanowią większych trudności. Nie należy jednak, zwłaszcza mając do czynienia ze stałą, więc stopem żelaza z innymi pierwiastkami, zapominać o wpływie tych ostatnich. Mamy tu w szczególności na myśli obecność nieraz bardzo drobnych ilości ciał, nie w znaczeniu dodatków stopowych, a które niewątpliwie mają silny wpływ na krystalizację. Działanie tych ciał, jako zarodników, czy to w rozdrobnieniu makro czy mikro, lub submikroskopowym — koloidalnym, omówione będzie później. Teraz chcemy tylko podkreślić ich niewątpliwą a silny wpływ na zmianę napięcia powierzchniowego metalu.

III.

Napięcie powierzchniowe metali ogólnie jest bardzo wysokie i, jak podaje F. Sauerwald ⁷⁾, sięga kilkuset do tysiąca dyn/cm, gdy wody jest 73, a rtęci 436 dyn/cm. Z napięciem powierzchniowym wiąże się wielkość i postać ciał, z czym musimy się liczyć nawet przy ciałach stałych, zwłaszcza o budowie ziarnistej. Wiadomo bowiem, że energia swobodna powierzchni, tj. iloczyn napięcia powierzchniowego i powierzchni, ma stałe dążność — w myśl zasad termodynamiki — do przyjęcia najmniejszej wartości. Przy olbrzymich zaś powierzchniach, jakie mamy w metalach o strukturze ziarnistej, energia będzie tym samym ogromna. Dąży zaś do minimum wartości. Napięcie powierzchniowe w danym układzie metali jest stałe. W konsekwencji zatem układ dąży do zmniejszenia powierzchni, czyli zbijania się, więc rozrostu wielu małych ziarenek w mniejszą ilość większych. Za przykład tego może służyć rozrost ziarn przy rekrytalizacji metali, rozrost przy żarzeniu w wyższych temperaturach, jak np. ziarn stali w zakresie austenitu. W wielu przypadkach dążność do zmiany postaci lamelarnej, słupkowej ziarn na poliedryczną tym też należy tłumaczyć.

Kwestią działania napięcia powierzchniowego na granicach ziarn, pojętych jako granice faz, zajmuje się prof. K. Benedicks ⁸⁾. Wykazuje on nieprzeciętny wpływ sił powierzchniowych w konsty-

⁷⁾ Kolloidchemische Technologie — ustęp „Kolloidchemische Gesichtspunkte in der Metallurgie“ — Drezno, r. 1932, str. 957/82.

⁸⁾ Hutnik, r. 1937, str. 235.43.

tuowaniu się budowy metalu. Między innymi wyróżnia tzw. ziarna kapilarne, tj. ziarna o granicach będących w kapilarnej równowadze i mających charakter minimalnych właśnie powierzchni. Wskazuje na zupełną analogię między światem metali, a dziedziną roztworów organicznych i nawet ustrojów żywej przyrody przy procesie ustalania się ich zewnętrznych form.

Na uwagę zasługuje, szczególnie odnośnie stali, praca C. H. Descha ⁹⁾, który, opierając się na badaniach Quinckego odnośnie komórek piany mydlanej, udowadnia w roku 1924, że te same prawa są ważnymi w kształtowaniu się postaci ziarn krystalicznych w metalach, co i tych komórek. Przeprowadził on porównanie przedstawione na rys. 4, z którego wynika, że najczęściej występującą formą ziarn są ziarna o ściankach pięciobocznych i to tak dla związków organicznych, jak i metali. Wynika stąd, że napięcie powierzchniowe, określające kształt baniek piany mydlanej, żywicznej i żelatynowej, jest też odpowiedzialnym za kształtowanie się granic ziarn w stali. Wywodzi dalej, że w czasie krzepnięcia metali siły kohezji starają się ułożyć atomy w kryształy równymi bokami, napięcie zaś powierzchniowe dąży do utworzenia form kulistych. Postać kryształu metalu zatem zależeć będzie od względnej wielkości tych dwu sił. Jeżeli napięcie powierzchniowe jest małe, jak to ma miejsce przy antymonie, powstają kryształy z ostrymi narożami, natomiast przy wysokim napięciu powierzchniowym, np. w przypadku miedzi, tworzą się kryształy w przybliżeniu o zaokrąglonej zewnętrznej powierzchni.

Przy rozpatrywaniu napięcia powierzchniowego trzeba też uwzględnić prace F. Sauerwalda ⁷⁾ oraz L. L. Bircumshawa ¹⁰⁾, którzy rozpatrują napięcie powierzchniowe metali zależnie od temperatury, jak również od obecności małych dodatków innych metali. Dochodzą do wniosku, że podobnie jak przy roztworach soli trzeba rozróżnić roztwory metali kapilarno aktywne i kapilarno nieaktywne, czyli powierzchniowo aktywne i nieaktywne. K. Benedicks w wyżej wspomnianej pracy ⁸⁾ rozpatruje te zjawiska z punktu widzenia metaloznawczego. Nazywa on te małe dodatki, które w metalurgii kierowanej zwykliśmy nazywać zmieniającami, stabilizatorami granic ziarn. Za takie uważa w przypadku stali: azot, glin, wanad, molibden, wolfram. Wprowadza pojęcie tzw. „quantum satis“, tj. tej koniecznej i wystarczającej czyli „krytycznej“ ilo-

ści dodatku ciała trzeciego do stali, by uczynić ją niewrażliwą na przegrzanie, tzn. ustabilizować ją, a równocześnie nie obniżyć jej jakości przez zmniejszenie sił kohezji między ziarnami, co spowodowałoby kruchość materiału.

Widzimy więc, że i w krzepnącej stali w stanie fizyko-chemicznej równowagi jej napięcie powierzchniowe decyduje o granicznej wielkości i postaci ziarn, w których się one zamkną, a którym inne parametry, jak L. Z. i S. K. podporządkowywać się będą. Wiadomo też, że przy roztworach powierzchniowo aktywnych już przez rozpuszczenie bardzo drobnej nieraz, jak to ma miejsce np. w procesach flotacji, ilości ciał trzecich roztwory wodne bardzo silnie zmniejszają swe napięcie powierzchniowe, oraz że dużą tu także rolę odgrywa adsorbcja na granicy faz, działająca w tym samym kierunku; znaczy to, że przez obecność zaadsorbowanej substancji na powierzchni adsorbensa zmniejsza się jego napięcie powierzchniowe. Zupełnie analogiczne przejawy zachodzić też niewątpliwie muszą w roztworach metali. I czy rola zmieniaaczy, więc takich drobnych ilości ciał dodawanych do kąpeli metalowej, lub obecność gazów w metalach nie znalazłaby tu zadowalającego wytłumaczenia?

Napięcia powierzchniowe stałych metali nie daje się zauważyć, dopóki ich wytrzymałość przeciw odkształceniom jest większa od sumy napięć działających na powierzchnię. Gdy zaś to pierwsze zostanie dostatecznie obniżone przez podwyższoną temperaturę lub zmianę przekroju, napięcie powierzchniowe bierze górę i w swym działaniu, jak to wykazał H. Schrottky ¹¹⁾, jest widoczne i może być obserwowane.

IV.

Jako efekt opanowania zjawiska krystalizacji stali mamy otrzymać wytwór o pewnej oznaczonej wielkości ziarn. Trzeba więc określić, co będziemy pojmować przez słowo ziarno stali, jak rozumie się wyrażenie „pewna wielkość ziarna“ tworzywa oraz z jakimi ziarnami w przypadku stali mamy do czynienia i które z nich ze względu na omawiany temat będziemy brali pod uwagę.

Przez nazwę ziarno stali rozumie się nie tylko kryształ pojedynczy (monokryształ), więc jednorodną część składnika strukturalnego jednofazowego, jak ferryt, cementyt, austenit lub tp. zamkniętą granicznymi powierzchniami (będącymi granicami faz), lecz również kompleks danych jednostek

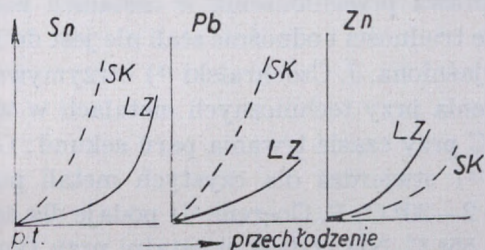
⁹⁾ Stahl und Eisen, r. 1925, str. 123.

¹⁰⁾ Zeitschrift für Metallkunde, r. 1937, str. 69.

¹¹⁾ Nachrichten der Königlichen Gesellschaft der Wissenschaften, Göttingen, r. 1912, str. 480.

strukturalnych niejednofazowych, np. perlit, ledeburyt, które swym wzajemnym ułożeniem, wyglądem, robią wrażenie pewnej zamkniętej jednostki — ziarna. W tym szerszym pojęciu więc ugrupowanie perlitu otoczonego obwódką ferrytyczną (rys. 6) będziemy uważali także za ziarno.

Dendryt, indywiduum dające się obserwować w stali gołym okiem, nie jest w warunkach normalnych obserwacji monokryształem w ścisłym znaczeniu, chociaż tak się go traktuje, jak to wykazała ankieta na temat pojęcia dendrytów, rozpisana w roku 1935 wśród czołowych metalurgów świata przez rosyjskie czasopismo „Metallurg”¹²⁾. Dendryt w stali w chwili powstawania i w zakresie roztworu stałego jest prawdopodobnie także kompleksem pewnej ilości kryształków austenitu, kryształograficznie jednak zorientowanych, nie uwiadaczających się jednak z powodu wysokiej czy-



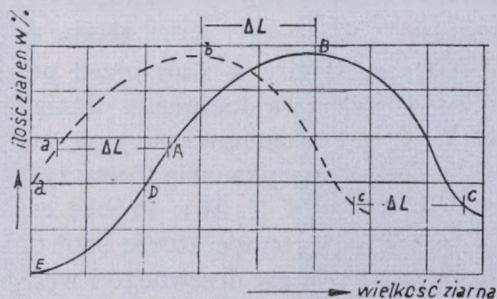
Rys. 2. Zależność LZ i SK od przechłodzenia dla Sn, Pb, Zn.

stości przestrzeni międzykrystalicznych, a zaznaczonych dopiero jako pewna całość w charakterystycznej formie drzewiastej przez otoczkę krzepnących na końcu obcych faz, niemetalicznych zanieczyszczeń.

W praktyce nie spotykamy się prawie nigdy z materiałami o krystalicznej strukturze, które by posiadały wszystkie ziarna tej samej wielkości, lecz zawierają się one w pewnych granicach wymiarów, czyli tworzą tzw. rozrzut wielkości ziarn (rys. 3). Dla materiałów sypkich określamy go analizą sitową, dla spójnych zaś — mikroskopem i z tego robimy wykresy rozrzutu ziarn, odcinając na odciętej procent zawartości ziarna danej wielkości, na rzędnej wielkości ziarna. Określając więc dany wytwór pod względem wielkości jego ziarn czy kryształów, mamy na myśli, że taki a taki procent ogółu ziarn jest wymaganego rzędu.

W stali mamy do czynienia z dużą różnorodnością ziarn, bo istnieje i można rozpatrywać tyle rodzajów ziarn w stali, ile mamy struktur, a niektóre, jak ziarna austenitu, zyskały jeszcze dalszy po-

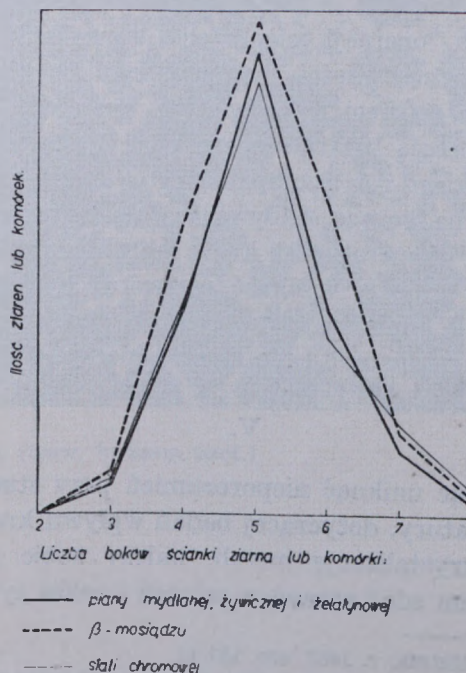
dział. Nas w niniejszej pracy interesować będą ziarna austenitu, jako tej fazy stałej, która wydziela się w obszarze krzepnięcia w stalach węglowych podeutektoidalnych, a z takimi właśnie stalami przeprowadzaliśmy nasze doświadczenia.



Rys. 3. Wykres rozrzutu ziarn.
zarodników — — —
kryształów —————

Ziarna austenitu podzielimy zasadniczo na dwa rodzaje, w zależności od stanu badanej próbki oraz metody uwiadaczającej i określającej je. Więc:

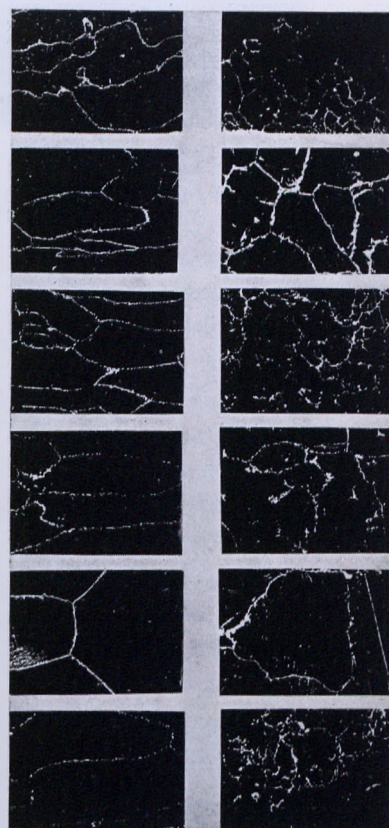
1) „ziarna krzepnięcia” — są to te ziarna austenitu, które się rzeczywiście w czasie krzepnięcia (krystalizacji) na przestrzeni liquidus-solidus w odlewie tworzą. Obserwujemy je makroskopowo po wytrawieniu zglądu odczynnikami np. Oberhoffera lub innym przeznaczonym do wykazania pierwotnej struktury stali (rys. 5). To samo ziarno w podeutektoidalnych stalach wykazać też można metodą stosowaną dla mikrofotografii, trawiąc zgląd alkoholowym roztworem kwasu azotowego lub pikrynowego, które także daje się obserwować makroskopowo.



Rys. 4.

¹²⁾ Revue de Métallurgie, r. 1935, str. 23/31 i 85/99.

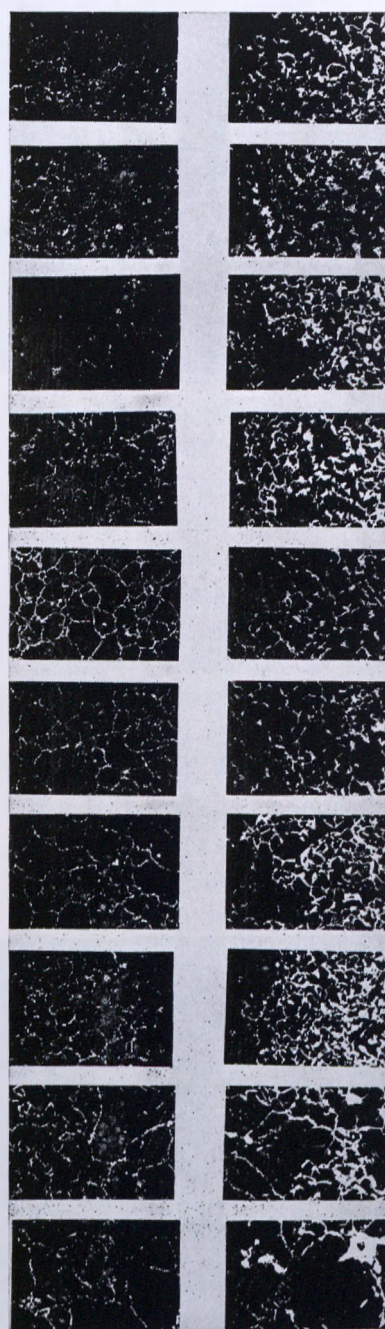
Siatki ferrytyczne mikrostruktur wlewków stali o składzie
C — 0,41 Mn — 0,73 Si — 0,31 P — 0,03 S — 0,027%
odlanych do wlewniczki:



strefa transkrystal.
traw. kw. pikr.
rdzeniowa
× 100

Rys. 8. Ziarna krzepnięcia (trawione kwasem pikrynowym)
× 100.

Pierwotne ziarno austenitu wlewków stali o składzie
C — 0,41 Mn — 0,73 Si — 0,31 P — 0,03 S — 0,027%
odlanych do wlewniczek



warstwa nadeut. podeutektoid.

Rys. 9. Pierwotne ziarno austenitu (trawione kwasem pikrynowym) × 100.

7 kg miedzianej
chłodzonej wodą

3 kg żeliwnej
o temp. otoczenia

7 kg żeliwnej
o temp. otoczenia

7 kg żeliwnej
o temp. 500° C

7 kg żeliwnej
o temp. 1000° C

7 kg szamotowej
o temp. otoczenia

7 kg szamotowej
o temp. 1000° C

180 kg żeliwnej
o temp. otoczenia

650 kg okrągł. żel.
o temp. otoczenia

650 kg kwadrat.
żel. o temp. otocz.

sam fakt. W wyniku naszych prób jesteśmy również zgodni z powyższym poglądem. Z prac nad krzepnięciem wlewków należy przede wszystkim wymienić obszerne badania B. Matuschki, W. i H. Brearlyów, J. Mehovara i W. Eichholza.

Według Tammanna zależy liczba zarodników nie tylko od przechłodzenia, lecz także od przegrzania topu i to w ten sposób, że wraz ze wzrostem przegrzania i jego trwania liczba zarodników przy tym samym przechłodzeniu spada ²¹⁾. Podczas gdy wszyscy niemal autorowie pracują nad krzepnięciem stali z przeświadczeniem istnienia przechłodzenia, F. R. Hensel ²²⁾ wyklucza jego istnienie. Występowanie zaś drobnych kryształów tłumaczy on, jak i E. Houdremont ²³⁾, w ten sposób, że cała masa metalu równocześnie osiąga punkt krzepnięcia i krystalizacja w całej masie postępuje równocześnie, z czym zgadza się też C. Schwarz ²⁴⁾, według którego przy małej szybkości krzepnięcia liczba zarodników będzie bardzo wielka, skutkiem np. złego odprowadzenia ciepła — tworzeniu się więc zarodników stoi do dyspozycji dłuższy czas, w następstwie kryształy będą drobne. B. Matuschka ²⁵⁾ stoi przy założeniu istnienia przechłodzenia i temu czynnikowi wraz z przegrzaniem topu przypisuje pierwszorzędą wagę. Do takiego wyniku sprowadzają się też prace O. v. Keila ²⁶⁾ i P. Bardenheue-
ra ²⁷⁾, którzy, badając wpływ warunków wytopu żeliwa na krystalizację, wskazują, że obecne w płynnym żeliwie cząsteczki krzemianów żelaza submikroskopowej wielkości, w formie zawiesiny, rozstrzygająco wpływają na krzepnięcie, a mianowicie: dobrze odtleniona gliną i magnezem lub wapniem kąpiel, bez FeO i pozbawiona krzemianów przez odpowiednie prowadzenie kwaśnego żużla albo przez przegrzanie topu ma zdolność do metastabilnego krzepnięcia, natomiast traktowana żużlem bogatym w FeO — do stabilnego. Co prawda autorzy ci nie operują zasadniczo pojęciem przechłodzenia, ale stabilnością procesu krzepnięcia, lecz sprowadza się to do skutku jednakowego.

²¹⁾ Zeitschrift für Metallkunde, r. 1929, str. 277/82.

²²⁾ Beiträge zur Frage der Primärkristallisation, Düsseldorf, r. 1931.

²³⁾ Zeitschrift für Metallkunde, r. 1929, str. 89/93.

²⁴⁾ Archiv für das Eisenhüttenwesen, r. 1931/32, str. 139/48.

²⁵⁾ Archiv für das Eisenhüttenwesen, r. 1931/32, str. 335/54; 1932/33, str. 1/12.

²⁶⁾ Archiv für das Eisenhüttenwesen, r. 1933/34, str. 579/84.

²⁷⁾ Mitteilungen aus dem Kaiser-Wilhelm-Institut für Eisenforschung zu Düsseldorf, r. 1934, str. 65/75.

VI.

Cała dziś już bardzo bogata literatura, odnosząca się do krzepnięcia i krystalizacji stali, nosi to piętno, iż w teorii, którą w głównej linii się posługuje, brak jest ilościowego ujęcia pojęć podstawowych, tj. przechłodzenia właśnie, a wraz z nim liczby zarodników i szybkości krystalizacji. Ma ona przed sobą ten drugi cel, o którym poprzednio wspomniano, tzn. budowę wlewka lub odlewu pojętego jako pewna całość. Znajdujemy w niej badania wpływu prowadzenia topu, składu chemicznego tworzywa, temperatury i szybkości odlewania, kształtu, wielkości i rodzaju wlewnic, obecności ciał trzecich (obcych faz) i wielu innych na budowę wlewka, więc jego warstwowość, wzajemny stosunek tych warstw, likwacje, spoistość, pęcherze gazowe, jamę usadową itp. Oczywiście celem końcowym jest poznanie procesu krzepnięcia, by móc wpływać odpowiednio na polepszenie jakości wlewków stali, czy odlewów w ogóle przez zmianę tych czynników.

W tym kierunku idą też liczne patenty, dotyczące samych wlewnic, jak i procesu zastygania wlewków. Usiłują one zmieniać odpływ ciepła, jego szybkość i kierunek przez zastosowanie czy to sztucznego chłodzenia wlewnic, czy ich izolacji w postaci ogrzewania za pomocą gazów, prądu elektrycznego itp. Zwiększenie i równomierniejsze rozłożenie odpływu ciepła z wlewka ma za cel np. wstawianie do wlewków jeszcze płynnych stalowych prętów, które — z drugiej strony — mają działać zarodnikująco ²⁸⁾. W tym ostatnim sensie, jak podaje B. Sheymin ²⁹⁾, działa też dodawanie do stali Al_2O_3 . Wpływ tytanu na krystalizację stali, prawdopodobnie, w ten sam sposób należy tłumaczyć ³⁰⁾.

Na uwagę zasługują jeszcze próby poddawania wlewków w czasie zastygania drganiom i wstrząsom. Wspominają o nich E. Piwowarsky ³¹⁾ i P. Oberhoffer ³²⁾. Wlewki tak zastygłe wykazują bardziej równomierną strukturę, szczególnie zmniejsza się grubość strefy transkrystalicznej, której słupowe kryształy specjalnie niekorzystnie działają przy kuciu i walcowaniu. Prof. T. Kuczyński w roku 1925 z okazji badań koagulacji przez drgania i wstrząsy daje też teoretyczne wyjaśnienie tych wpływów na krystalizację ³³⁾. Tłumaczy on je dzia-

²⁸⁾ E. Scheil, Zeitschrift für Metallkunde, r. 1936, str. 228, 9.

²⁹⁾ Stahl und Eisen, r. 1935, str. 1580.

³⁰⁾ Hutnik, r. 1936, str. 155/57.

³¹⁾ Allgemeine Metallkunde, r. 1934, str. 16.

³²⁾ Das Technische Eisen, r. 1936.

³³⁾ Przemysł Chemiczny, r. 1925, str. 85/98.

łaniem fal stojących oraz tworzeniem się „nowych“ powierzchni, bardzo aktywnych. Czeski patent Škody³⁴⁾ oraz niemiecki Heraeus-Rohna³⁵⁾ mają ten sam cel. Ciekawe badania przeprowadzono w Ural-skim Instytucie Fizyczno-Technicznym³⁶⁾ w roku 1933 z krzepnięciem wlewków metali m. i. i stali, w zmiennym polu magnetycznym, wywołującym w płynnym metalu prądy Foucaulta. Wskutek tego cząstki metalu są wprawiane w ruch i cała masa ulega przemieszaniu, przez co zmniejszają się likwacje. Jeśli pole magnetyczne jest dość silne, to od narośniętych dendrytów strefy transkrystalicznej odrywają się małe cząsteczki i wciągane są w głąb wlewka. Zwiększa się zatem ilość ognisk kryształizacji, zmniejsza jednokierunkowość kryształów, wyrównuje szybciej temperaturę wewnątrz wlewka, ułatwiona jest dyfuzja, jak również odgazowanie i odciążenie. W efekcie powstaje wlewek o budowie bardziej równomiernej i bardziej drobnoziarnistej. Ujemnym wynikiem było powstanie jamy usadowej w środku wlewka. W przypuszczeniach o odlamkach dendrytów, działających zarodnikująco w strefie rdzeniowej wlewka, zgodna ona jest z teorią R. Gendersa³⁷⁾ i Papapetru³⁸⁾. W nowszych czasach S. Sokołow³⁹⁾ przeprowadził badania nad wpływem fal ultragłosowych na krzepnięcie metali. Krzywe krzepnięcia wykazały, że metale poddane działaniu takich fal krzepły w krótszym czasie. Struktura cynku tak krzepnącego wykazuje budowę silniej iglastą i bardziej drobnoziarnistą. Wpływ tych fal tłumaczy autor za hipotezą G. Mahouxa⁴⁰⁾, odnoszącą się co prawda do przemian w stanie stałym, a traktującą o wpływie drgań wysokiej częstotliwości na własności stali, właśnie takimi drganiami, tworzącymi się pod działaniem fal ultragłosowych w płynnym metalu. L. Guillet⁴¹⁾ potwierdził badania Mahouxa. Również niemieckie badania H. E. Hollmanna i W. Baucha⁴²⁾ i G. Wassermanna⁴³⁾ doprowadzają do podobnych wniosków. Wynikiem badań Mahouxa jest

patent „Postępowanie dla traktowania metali i stopów“⁴⁴⁾, w myśl którego stal poddaje się w temperaturze ok. 500° C drganiom wysokiej częstotliwości (32000 okresów/sek) pochodzenia elektromagnetycznego lub mechanicznego, skutkiem czego następuje rozdrobnienie ziarna i znaczne polepszenie własności mechanicznych stali.

W procesie krzepnięcia operacje te odgrywają niewątpliwie rolę mieszania płynnego metalu. Widzi się to przede wszystkim w bardziej równomiernej budowie tak skrzepłych wlewków. Przez mieszanie krzepnącego metalu przyspieszamy wyrównywanie się temperatur w płynie, a dla ciał, jak stal krzepnących w pewnym zakresie temperatur, wyrównywanie się też składu chemicznego, przez ułatwioną dyfuzję. Przy dużej lepkości płynu dyfuzja z reguły nie jest w stanie nadążyć z tym wyrównaniem za zmianą stanu równowagi układu, na skutek czego pojawiają się w skrzepniętej stali lub w stopach metali niejednorodności chemiczne, które P. Chevenard i A. Portevin⁴⁵⁾ określają jako tzw. niejednorodność chemiczną pierwotną większą i mniejszą. Mieszanie więc stali ma za zadanie ułatwić dyfuzję, a sprzyja również tworzeniu się większej ilości zarodników, zatem większemu rozdrobnieniu ziarna, jak i ujednorodnieniu struktury w odlanym tworzywie stalowym.

VII.

Celem badań własnych było ustalenie, jak wpływa szybkość chłodzenia przy krzepnięciu stali na wielkość ziarn austenitu. Przy czym pod uwagę wzięto tak ziarna krzepnięcia, jak pierwotne ziarna austenitu (porów. rozdz. IV). Dalszym celem było określenie stosunku wzajemnego obu tych rodzajów ziarn do siebie, wreszcie zbadanie możliwości poznania metodą techniczną ewentualnego przechłodzenia stali przy krzepnięciu dla jego wykorzystania w metalurgii kierowanej, w myśl reguł opanowanej krystalizacji, dla której zaistnienie przechłodzenia jest warunkiem niezbędnym.

Badania te przeprowadzono w Zakładzie Badawczo-Doświadczalnym huty Baildon.

By zapoznać się, jak wpływa szybkość stygnięcia wlewków na wielkość ziarn austenitu, przeprowadzono próby z krzepnięciem wlewków stali z różną szybkością ich stygnięcia przy zachowaniu innych parametrów niezmiennych. Zakładano przy tym, że i ewentualne pojawienie się przechłodzenia będzie też w dużym stopniu zależne właśnie od szyb-

³⁴⁾ DRP 546018.

³⁵⁾ DRP 539358.

³⁶⁾ Stahl und Eisen, r. 1934, str. 1111.

³⁷⁾ Journal of the Institute of Metals, London, r. 1926, str. 259.

³⁸⁾ Zeitschrift für Kristallographie, r. 1935, str. 89/130.

³⁹⁾ Acta Physicochimica Z. S. S. R., r. 1935, str. 930; Stahl und Eisen, r. 1936, str. 600/3.

⁴⁰⁾ Comptes rendus hebdomadaires des séances de l'Académie des Sciences, r. 1930, str. 1328/30.

⁴¹⁾ Comptes rendus hebdomadaires des séances de l'Académie des Sciences, r. 1930, str. 1931/32.

⁴²⁾ Die Naturwissenschaften, r. 1935, str. 35.

⁴³⁾ Mitteilungen aus dem Kaiser-Wilhelm-Institut für Eisenforschung zu Düsseldorf, r. 1935, str. 203/6.

⁴⁴⁾ D. R. P. 621200; Stahl und Eisen, r. 1936, str. 311.

⁴⁵⁾ Rocznik Akademii Nauk Technicznych w Warszawie, r. 1936, str. 1/16.

kości studzenia. W tym celu ze stali o składzie chemicznym:

% C	% Mn	% Si	% P	% S
0,41	0,65	0,28	0,028	0,024

wytopionej zwykłą metodą w 20-tonowym zasadowym piecu martinowskim, odlano „z góry” 10 wlewków do rozmaitych wlewnic i wlewniczek, jak podaje zestawienie tab. 1.

30 mm z całego przekroju dla badania w stanie odlanym. Pozostałą część z wlewka nr 8 przekuto na kęsy o wymiarach 60 kwadrat, wlewki zaś nr 9 i 10 przewalcowano na takie same kęsy.

We wlewkach tych obserwowano ziarna austenitu w postaci: a) ziarn krzepnięcia, b) pierwotnych ziarn austenitu.

Ziarna krzepnięcia, charakteryzujące pierwotną strukturę odlewu, uwidaczniano, trawiąc zgłady odczynnikami Oberhoffera, jak również na zgła-

Tabela 1.

Nr wlewka	Rodzaj wlewnicy	Temp. wlewnicy przed odl. °C	Wymiary wlewka w mm	Waga wlewka w kg	Kształt wlewka	Temp. odlew. °C	Czas odlew. w sek
1	Cu chłodz. w H ₂ O	15	Ø 65 × 280	7,6	okrągły	1430	5
2	żeliwna	18	□ 60 × 160	2,9	kwadrat	1430	2,4
3	żeliwna	18	Ø 65 × 280	7,1	okrągły	1440	4,2
4	żeliwna	ca 540	Ø 65 × 280	7,3	okrągły	1430	4,4
5	żeliwna	ca 960	Ø 65 × 280	7,25	okrągły	1430	4,4
6	szamotowa	ca 18	Ø 80 × 280	9,1	okrągły	1440	5,0
7	szamotowa					1430	4,8
	umieszczona w piasku	ca 950	Ø 80 × 280	8,8	okrągły		
8	żeliwna	ca 18	Ø 180 × 700	180	okrągły	1430	31,5
9	żeliwna	ca 18	Ø 280 × 1200	650	okrągły	1430	73,0
10	żeliwna	ca 18	□ 260 × 1200	670	kwadrat	1440	81,0

W przybliżeniu wlewki te miały, wyjąwszy szybkości stygnięcia, jednakowe warunki odlewu i różnice w ujawnionej wielkości przy kształcie ziarn musi się tłumaczyć różną szybkością krzepnięcia. Oczywiście, szybkość ostygnięcia dla jednego i tego samego wlewka nie jest też jednakową wzdłuż całego jego przekroju. Przy normalnym sposobie ostygnięcia, tj. od spodu (stopy) wlewka, jest największą w stopie wlewka i w częściach bezpośrednio przylegających do ścian wlewnicy (co np. przy wlewkach nr 7 szamotowym, ogrzanym do blisko 1000° C, nie miało miejsca), w miarę zaś zbliżania się do rdzenia szybkość spada. Dla wlewków nr 6, zwłaszcza 7, stygnięcie następowało przeciwnie — od góry (jama usadowa wytworzyła się też w środku wlewków), lecz w miarę zbliżania się do rdzenia szybkość stygnięcia także malała. Jeśli więc weźmiemy pod uwagę dla powyższych wlewków środkową część rdzenia, to szybkość stygnięcia, można przypuszczać w przybliżeniu, malała w kierunku od pierwszego do dziesiątego. Szybkość krystalizacji, jak wskazują wyniki, szła mniej więcej równolegle.

Z odlanych w ten sposób wlewków nr 1 do nr 7 odcięto 1/3 górną część dla badania w stanie surowym (odlewu), pozostałą zaś przekuto w temperaturze 950—800° C na pręty kwadratowe o boku 33 mm. Z wlewków nr 8 do 10 wycięto ze stopy i głowy w odległościach 30 mm od końców tarcze grubości

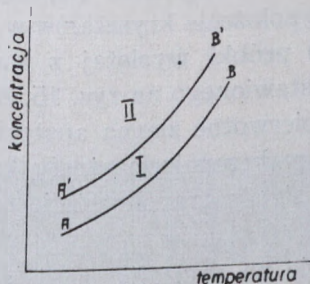
dla mikrografii przez trawienie alkoholowym roztworem kwasu pikrynowego i obserwację makroskopową. Obydwie te metody dają w zasadzie ten sam obraz, oczywiście, dla przypadku, jak w niniejszej pracy, węglowej stali podeutektoidalnej. Prawdą jest, że dendryt czy globularne ziarno ujawnione odczynnikami Oberhoffera nie pokrywa się dokładnie z ziarnem perlitu otoczonym obwódką ferrytyczną, ujawnionym tym drugim trawieniem, ale odchyłki nie są zbyt wielkie. Nie daje się np. zauważyć, by siatka ferrytyczna przecinała dendryt w jego połowie, zazwyczaj tylko końce dendrytów przekraczają te obwódki, tak że właściwie widzi się zawsze dendryt, leżący niemal w całości wewnątrz jednej otoczki ferrytycznej i tylko jego końce poza nią wychodzą, wchodząc w obręb sąsiednich ziarn perlitu. Tłumaczyć to należy działaniem sił powierzchniowych w czasie tworzenia się ferrytycznej siatki w okresie przemiany alotropowej. Występowanie ostrych obrzeży na granicach ziarn w tworzywie żelaznym jest stanem nietrwałym, powodującym istnienie naprężeń; tworzywo samo więc stara się od nich uwolnić, gdy tylko nadarzy się po temu sposobność, a to bywa zwłaszcza w czasie przemian alotropowych, gdy zachodzą zaburzenia w budowie metalu.

Ziarna tymi metodami uwidocznione są ziarnami austenitu rzeczywiście pierwotnymi, tzn. ta-

dzanej wodą, strefa transkrystaliczna sięgała procentowo najgłębiej (do $\frac{1}{3}$ promienia wlewka), a rdzeń tego wlewka obfitował również w dendryty (patrz rys. 13a). Przeciętna wielkość ziarn krzepnięcia z tych 10 wlewków mierzona w miejscach, odpowiadających połowie promienia wlewków, jest przedstawiona w tab. 2. Na rys. 8 mamy zebrane fotografie ziarn krzepnięcia z 6 wlewków.

Z tych dwu zestawień widać, że wielkość ziarn krzepnięcia maleje ze wzrostem szybkości stygnięcia i różnice są dość znaczne. Przy tej samej prawie wielkości wlewków wlewki nr 7 z wlewniczki szamotowej uprzednio nagrzananej ma 5 razy większe ziarno krzepnięcia, niż wlewki pierwszy z wlewniczki miedzianej.

Różny kształt ziarn krzepnięcia w obrębie występujących stref we wlewku tłumaczymy sobie, jak wiadomo, również różną szybkością odprowadzania ciepła. Odgrywa ona tu jednak rolę nie bezpośrednią, ale pośrednią, przez zaistnienie zależnego od niej, różnego stopnia przechłodzenia stali i czasu jego trwania. W analogii do zjawisk, poznanych w opanowanej krystalizacji odnośnie krystalizacji z przechłodzonych roztworów, przyjmujemy dwie strefy przechłodzenia: zarodnikującą i narastającą.

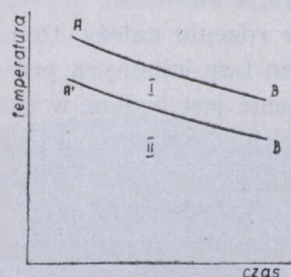


Rys. 11. Strefy przesylenia roztworów wodnych. AB krzywa rozpuszczalności, A'B' — krzywa nadrozpuszczalności.

I — Strefa przesylenia narastająca.
II — Strefa przesylenia zarodnikująca.

H. Griffiths ¹⁶⁾, stawiając teorię przemysłowej krystalizacji, dochodzi do wniosku, że w roztworach należy rozróżnić dwie krzywe rozpuszczalności (rys. 11), jedną normalną — nasycenia (krzywa AB) i drugą biegnącą do tamtej równolegle, nazwaną przez niego krzywą nadrozpuszczalności (A'B'). W przesyconym roztworze samorzutne zarodnikowanie może więc nastąpić dopiero, gdy koncentracja roztworu osiągnie krzywą nadrozpuszczalności. W strefie I (leżącej między tymi krzywymi) zarodnikowanie nie zachodzi, natomiast ich wzrost. Jest

to strefa przechłodzenia narastająca. Pole II zaś — to strefa przechłodzenia zarodnikująca.



Rys. 12. Strefy przechłodzenia stopów metali niekongruentnych.

AB — Krzywa krzepnięcia.
A'B' — Krzywa podkrzepnięcia.
I — Strefa przechłodz. narastająca.
II — Strefa przechłodz. zarodnikująca.

Analogicznie mamy prawo przyjąć istnienie takich dwu stref w procesie krystalizacji metali. Na rys. 12 linia AB przedstawia zwyczajną krzywą krzepnięcia metalu zastygającego niekongruentnie, jak np. stal. By wystąpiło tworzenie się zarodników, metal musi się przechłodzić przynajmniej do linii A'B'. W polu I, między liniami AB i A'B', zarodnikowanie metalu nie następuje, lecz ich narastanie. Pole II poniżej A'B' będzie zatem strefą przechłodzenia zarodnikującą; pole I — strefą narastającą. Krzywa AB, to krzywa stygnięcia metalu z okresu krzepnięcia. Krzywą A'B' nazwiemy w analogii do krzywej nadrozpuszczalności krzywą pod- lub meta-krzepnięcia.

W metalach, więc i w stali, kształt i wielkość ziarn krzepnięcia, czyli tzw. „habitus“, zależy od tych stref przechłodzenia. Wektorialny wzrost ścianek kryształu w różnych kierunkach krystalograficznych jest różny w zależności od stopnia przechłodzenia. Na samym brzegu wlewka, gdzie gorąca płynna stal styka się bezpośrednio z zimnymi ścianami wlewnicy, spadek temperatury jest bardzo nagły, przechłodzenie musi być bardzo duże, jesteśmy więc w strefie szybkiego zarodnikowania i w efekcie mamy wielką ilość drobnych kryształków, mniej więcej równoosiowych. W miarę oddalania się od ścian wlewka ku jego rdzeniowi, spadek temperatury coraz wolniejszy — należy więc przypuszczać, że wyszliśmy ze strefy samozarodnikowania, a weszli w strefę takiego przechłodzenia, które odpowiada narastaniu. Doprowadza ona do form wydłużonych, słupowych, iglastych — w myśl reguł podanych przez J. Grzymka. Wreszcie w środku wlewka przechłodzenie jest już bardzo małe, bo odbiór ciepła jest wolny i krystalizacja przebiega tuż pod linią równowagi. Stanowi takiemu odpowia-

¹⁶⁾ Chemiker Zeitung, r. 1926, str. 689.

da tworzenie się normalnych kryształów, znowuż równoosiowych, lecz naturalnie o wymiarach większych, niż w strefie pierwszej. Występowanie dendrytów także w rdzeniu należy tłumaczyć wobec tego zaistnieniem tam lokalnych przechłodeń. Powyższe tłumaczenie jest podane w analogii do faktów stwierdzonych dla roztworów soli, gdzie przy średnim stopniu przechłodeń krystalizują związki w formach krystalicznych wydłużonych, przy bardzo zaś wielkich, jak i bardzo małych przechłodeń powstają kryształy formą do siebie zbliżone w kształcie ziarn. Na poparcie tej hipotezy może służyć także fakt stwierdzony dla krystalizacji żeliwa. Żeliwo czy surówka biała, krystalizująca metastabilnie, z przechłodeń tworzy formy słupowe — krzepnie dendrytycznie. Szara zaś, gdzie występowanie listków grafitu uniemożliwia powstanie przechłodeń, krzepnie globulitycznie i dendryty rzadko tylko występują.

Po zbadaniu makroskopowym ziarn krzepnięcia oznaczono we wlewkach wielkość pierwotnych ziarn austenitu metodą A. S. T. M., opisaną we wstępie. Próbkę dla tego celu pobrano z analogicznych miejsc, jak przy oznaczaniu ziarn poprzednich, tj. z miejsca odpowiadającego połowie promienia wlewka. Fotografie na rys. 9 przedstawiają w ten sposób uwidocznione ziarna, a rząd drugi w tab. 2 — przeciętną wielkość ich średnic.

Jak widać z tych dwu zestawień, wszystkie wlewki tej stali będą się zaliczały do gruboziarnistych, o ziarnie przeważnie mieszanym. Widać dalej całkiem wyraźnie, iż szybkość chłodzenia w czasie krzepnięcia i tu nie jest bez wpływu. Wlewek z wlewniczki miedzianej niewątpliwie zakrzepły najszybciej, w którym szybkość krystalizacji była największa, wykazuje też ziarno najdrobniejsze. Wlewek z wlewniczki szamotowej ogrzanej, oraz 9 i 10, tj. 650 kg, w których krystalizacja zachodziła skutkiem małej szybkości stygnięcia najpowolniej — ziarno największe. Odczytany z tab. 2 stosunek wielkości średnic ich ziarn wynosi przeciętnie 1—3 do 1—4. Widzimy tu duże podobieństwo tego stosunku do stosunku dla ziarn krzepnięcia. Konkluzją więc będzie, że ze wzrostem szybkości krzepnięcia pierwotne ziarna austenitu maleją. Wykres wielkości tych dwu rodzajów ziarn w zależności od wlewka przedstawia rys. 10. Krzywe wskazują, że wielkości te zmieniają się w pewnym zakresie dość równolegle ze sobą, a są względem siebie tylko o pewną wartość przesunięte. Tak jest dla stosunkowo dużej szybkości krzepnięcia; natomiast dla małych (więc dla wlewków dużych) krzywe te roz-

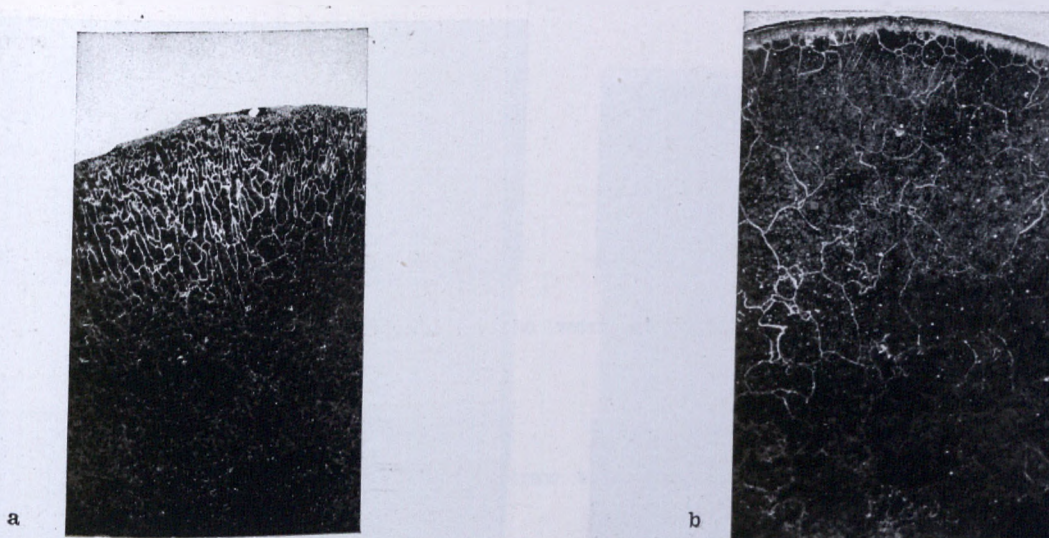
biegają się gwałtownie. W zakresie równoległości tych dwu linii stosunek średnicy ziarn krzepnięcia do średnicy pierwotnych ziarn austenitu jest prawie stały i wynosi około $\frac{3}{2}$. Linia trzecia na wykresie, przedstawiająca go, idzie na tej przestrzeni prawie poziomo. Natomiast dla wlewków nr 7, zwłaszcza 9 i 10 — gwałtownie rośnie i wynosi dla wlewka nr 7 — 3, dla 9. — 12, dla 10. — 13. (Dla dwu ostatnich wlewków krzywe nie mieszczą się już na wykresie i dalszy ich bieg wskazano strzałkami). Oznacza to, że jednemu ziarnu krzepnięcia odpowiada nie jedno ziarno austenitu, lecz między tymi dwiema wielkościami istnieje jakiś współczynnik zmienny, zależny od warunków krzepnięcia.

Obserwując pierwotne ziarna austenitu, nie dostrzegamy nigdy innego ich kształtu, jak tylko charakterystyczną formę pięcioboków. Ziarna krzepnięcia, jak dobrze wiadomo, różnią się w zależności od warunków krzepnięcia nie tylko wielkością, lecz właśnie kształtem. Tej ostatniej różnicy przy pierwotnych ziarnach austenitu nie ma. Ziarna austenitu oznaczone próbą Mc Quaida-Ehna mają zawsze kształt pięcioboków, nawet w miejscach odpowiadających strefie transkrystalicznej, bogatej w dendryty i charakteryzującej się słupowymi kryształami. Na rys. 14 mamy przedstawione pierwotne ziarna austenitu w zglądzie poprzecznym (więc równolegle do położenia kryształów w strefie transkrystalicznej) próbki wyciętej z samego brzegu zglądu, przedstawionego na rys. 15. Rys. 14 przedstawia więc pierwotne ziarna austenitu, odpowiadające ziarnom krzepnięcia strefy kryształów zamrożonych i strefy transkrystalicznej, widocznej na rys. 15.

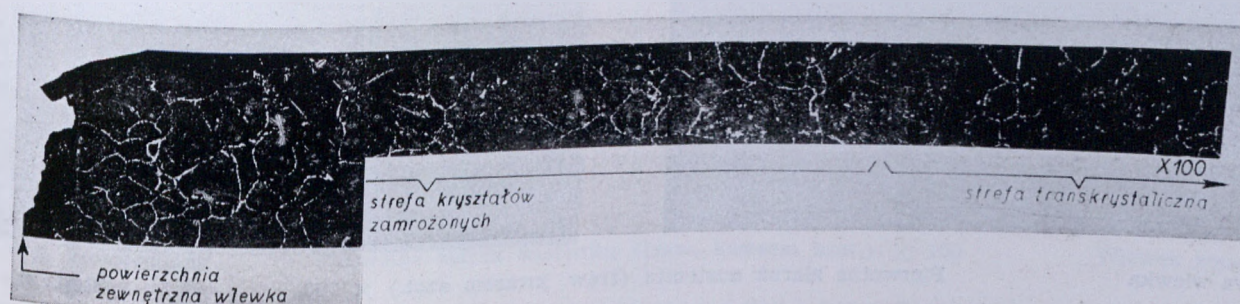
Fotografie na rys. 15 przedstawiają ziarna krzepnięcia z głowy i stopy wlewka 650 kg. Pierwszy i drugi szereg poziomy przedstawiają to samo miejsce zglądu, lecz w pierwszym szeregu trawiono odczynnikiem Oberhoffera, w drugim — kwasem azotowym. Jeden i drugi sposób dają, jak jasno widać, w zasadzie ten sam obraz pierwotnej struktury. Fotografie pod nimi umieszczone przedstawiają pierwotne ziarna austenitu, różniące się znowuż tylko wielkością.

Pierwotne ziarna austenitu nie dają więc pełnego obrazu przebiegu krzepnięcia stali. Z próby Mc Quaida-Ehna nie można wyciągnąć wniosków co do właściwego mechanizmu zjawiska krystalizacji stali, zwłaszcza odnośnie stabilności układu w chwili krzepnięcia.

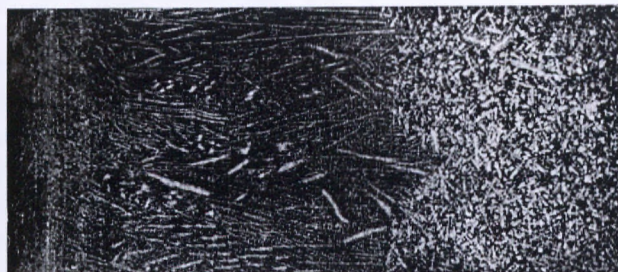
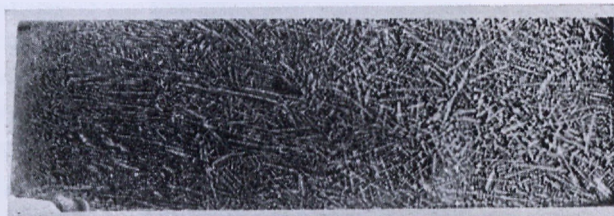
Te dwa rodzaje ziarn wykazują jedną wybitną różnicę, a mianowicie — ziarna krzepnięcia są nie-



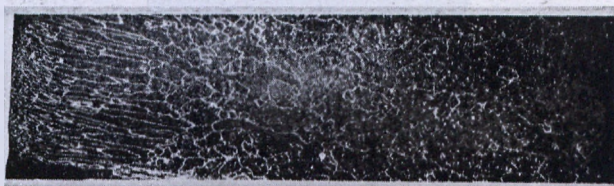
Rys. 13. Ziarna krzepnięcia: a — we wlewkę z wlewniczki miedzianej, b — szamotowej (traw. kwasem azot.) $\times 1$.



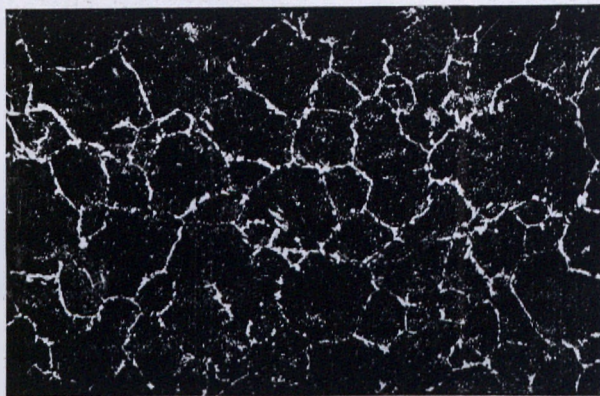
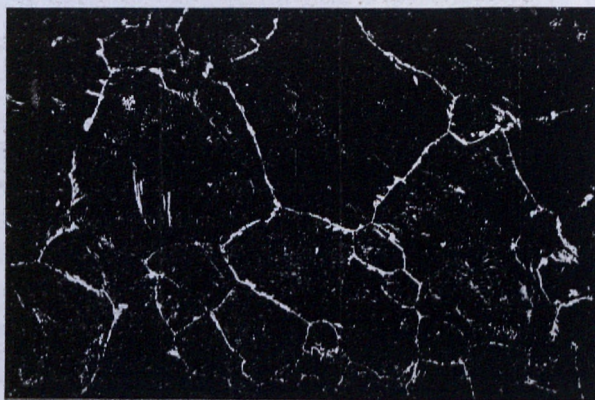
Rys. 14. Pierwotne ziarna austenitu w różnych strefach wlewka stali (traw. kwasem pikr.) $\times 100$.



Ziarna krzepnięcia (traw. odczyn. Oberhoff.) $\times 1$.



Ziarna krzepnięcia (traw. kwasem azot.) $\times 1$.



Głowa wlewka

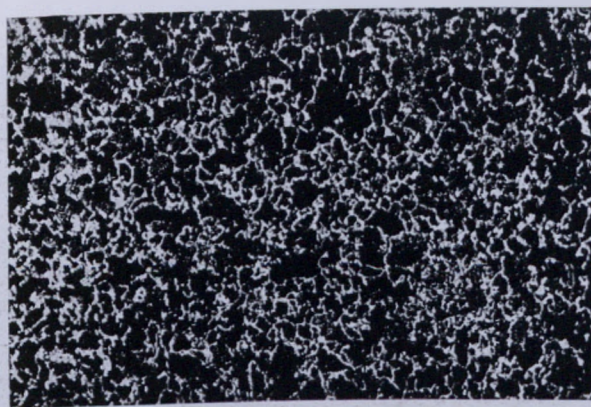
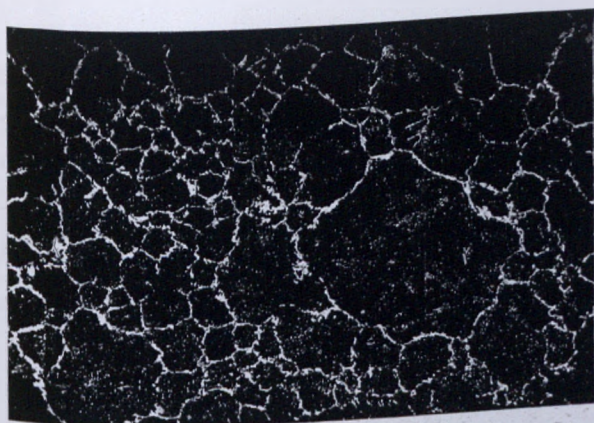
Pierwotne ziarna austenitu (traw. kwasem azot.) $\times 100$.

Stopa wlewka

Rys. 15. Ziarna krzepnięcia i pierwotne ziarna austenitu próbek wyciętych z głowy i stopy wlewka stali.



Ziarna krzepnięcia (traw. odczyn. Oberhoff.) $\times 1$.



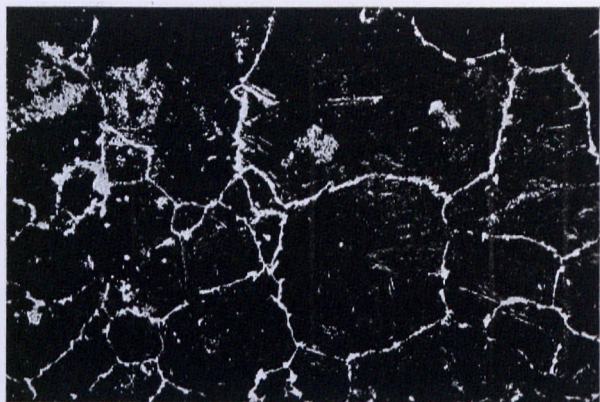
Wlewek niezmienny

Pierwotne ziarna austenitu (traw. kwasem azot.) $\times 100$

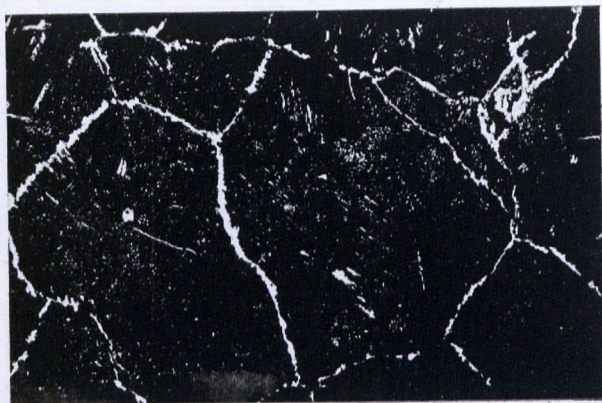
Wlewek zmieniony

Rys. 16. Pierwotne ziarna austenitu i ziarna krzepnięcia z wlewka stali o 0,36% C niezmiennego i takiegoż zmienionego dodatkiem 0,045% Al.





a



b

c



Rys. 17. Pierwotne ziarna austenitu z wlewków stali chłodzonych w czasie krzepnięcia z szybkością: a — 16° C/min., b — $6,7^{\circ}$ C/min., c — $4,4^{\circ}$ C/min. (traw. kwasem pikr.) $\times 100$.

trwale, pierwotne ziarna austenitu stosunkowo znacznie trwalsze. Ziarna krzepnięcia (odlewu) można niemal całkowicie zniszczyć przez obróbkę plastyczną, szczególnie na gorąco. Przypadki, gdzie dendryty ujawniają się nawet w razie zastosowania dużego stopnia zgniotu, należą raczej do wyjątków. Normalnie przez znaczniejszy stopień przewalcowania, a zwłaszcza przekucia, niszczy się pierwotną strukturę. W odkutym pręcie, czy przewalcowanym kęsie nie znajdujemy już ziarn krzepnięcia w sensie pojmowanym w tej pracy. Natomiast pierwotne ziarna austenitu przedstawiają się w nich tak, jak i w stanie odlewu. Oznaczenie pierwotnych ziarn austenitu dokonane w prętach kutyh i przewalcowanych z powyższych 10 wlewków wykazało w zasadzie ten sam obraz i rząd wielkości, co i przedstawione na rys. 9 z próbek surowych. Zachowują one nie tylko właściwą im wielkość, ale też nie doznają zmiany kształtu, jak to wykazał I. Feszczenko-Czopiowski i A. Szczepański¹⁴⁾ w swej pracy nad wpływem obróbki plastycznej na gorąco na pierwotne ziarna austenitu.

Występowanie różnych stref w budowie wlewka stali świadczy, jak wyżej zaznaczyliśmy, nie tylko o szybkości i kierunku odpływu ciepła, lecz także o tym, czy stal znajdowała się w stanie trwałej, czy nietrwałej równowagi, czy krzepła bez, czy z przechłodzeniem. Natomiast sposób przeprowadzenia cementacji przy próbie Mc Quaida-Ehna niewątpliwie w próbkach stali stany metastabilne, normalizuje ją, przyspiesza i ułatwia działanie sił kapilarnych na granicach ziarn — stąd też i jednorodny wygląd pierwotnych ziarn austenitu. Dlatego słusznym wydaje się pogląd niemiecki na temat pierwotnych ziarn austenitu, reprezentowany przez E. Houdremonta, mianowicie, że wynik próby Mc Quaida-Ehna jest przede wszystkim obrazem pewnych zdolności i skłonności stali do takiego lub innego zachowania się przy obróbce, zwłaszcza cieplnej. W warunkach więc zachodzenia krzepnięcia po linii trwałej równowagi układu każdemu składowi chemicznemu przynależy pewna wielkość pierwotnych ziarn austenitu, uwarunkowana stanem energetycznym układu, wyrażonym np. napięciem powierzchniowym.

Interesującym jednak jest, że nawet w skrajnym przypadku, zastygania wlewka we wlewnicze miedzianej chłodzonej wodą, otrzymane rozdrobnienie ziarn jest przecież niewielkie i to zarówno ziarn krzepnięcia, jak i pierwotnych ziarn austenitu. Wielkości tych dwu rodzajów ziarn zmieniają się ze sobą, jak pokazano na wykresie (rys. 10).

Inaczej jednak układają się stosunki, gdy zmieniamy ziarno dodatkiem zmieniaaczy, więc np. przez mały dodatek glinu do krzepnącej stali. Fotografie na rys. 16 przedstawiają strukturę pierwotną oraz pierwotne ziarna austenitu z wlewków stali węglowej o 0,36% C, odlanych w identycznych warunkach, tylko że do jednego dodano w chwili odlewania 0,04% Al. Pierwotne ziarna austenitu tych dwu wlewków, jak pokazują powyższe zdjęcia, wykazują poważną różnicę. Według tabeli A. S. T. M. ziarno z wlewka niezmienionego trzeba oznaczyć nrem 4, wielkość zaś zmienionego nrem 7. Przeciętną średnicę tych ziarn mamy podaną w tabeli 2 pod rubryką „wlewek zmieniony i niezmieniony“. Ta wybitna różnica wielkości ziarn nie uwidacznia się w ziarnach krzepnięcia, jak to pokazują zdjęcia górne na rys. 16, oraz dane z tab. 2. Stosunek średnicy ziarna krzepnięcia do średnicy pierwotnego ziarna, jak pokazuje krzywa na rys. 10, wzrósł tu bardzo nagle — podobnie jak dla przypadku powolnego ostygania. Prace nad zmienianiem stali przedstawione w dotychczasowej literaturze wskazują raczej, że autorzy ich nie zajęli dotychczas skonkretyzowanego stanowiska w tej kwestii. Wszyscy jednak autorzy są zgodni co do tego, że tak znacznych różnic, jakie zachodzą w wielkości pierwotnych ziarn austenitu, nie znajdujemy w ziarnach krzepnięcia.

Skąd to pochodzi? — W przypadku, gdy zmieniał się tylko czynnik szybkości krzepnięcia, zmiany te szły dość równolegle, a w każdym razie zmiana jednych pociągała za sobą zmianę drugich. Decydującą więc w tym przypadku była szybkość krystalizacji. Przez powolne odprowadzanie ciepła można było, jak to miało miejsce przy wlewku krzepającym w nagrzanej uprzednio szamotowej wlewnicze, zupełnie uniknąć dendrytów i osiągnąć daleką równomierność ziarn w całym wlewku, lecz za to otrzymano ziarna bardzo wielkie, czego chcielibyśmy czasami właśnie uniknąć. W przypadku dwu wlewków tej samej stali, zmienionej i niezmienionej, na skutek poczynionych spostrzeżeń należy odrzucić rolę glinu jako czynnika zarodnikującego, a przyjąć jakąś inną, może jako czynnika wprowadzającego aktywne, „nowe“ powierzchnie, lub też zmieniającego napięcie powierzchniowe stali. Niezgodności zaś ujawnione między pierwotnymi ziarnami austenitu a ziarnami krzepnięcia, należy tłumaczyć podobnie do teorii Schwarza, o której mowa była w rozdziale V. Mianowicie, w przypadku krzepnięcia stali w obecności zmieniaacza tworzą się skutkiem, można przyjąć, zmiany napięcia powierz-

chmowego bardzo wielkie ilości małych kryształków. Na skutek powolnej szybkości chłodzenia mają one dostateczny czas do narastania. Ono odbywa się od centrów aktywnych, tj. naroży kryształków, tworząc w ten sposób wielkie kompleksy w rodzaju dendrytów.

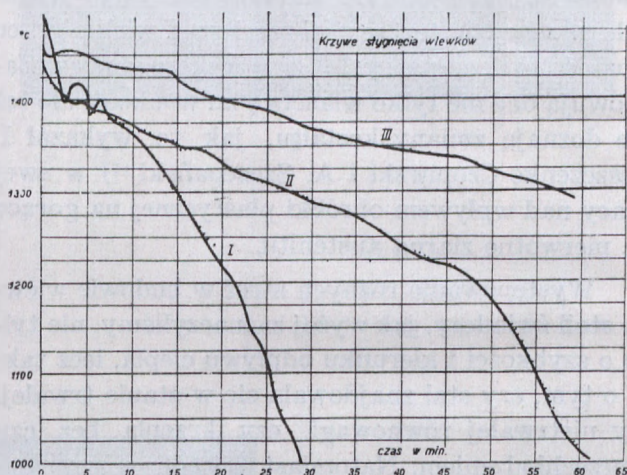
W końcu dochodzimy do wniosku, że słusznym jest dotychczasowy pogląd, iż pierwotne ziarna austenitu dokładnie nie obrazują przebiegu krystalizacji, nie są więc odzwierciedleniem wiernym ziarn austenitu z okresu zastygania stali. Niemniej jednak dają duże pojęcie i wskazówki o kierunku krystalizacji, o dążnościach ziarn stali do zamknięcia się w granicach wielkości im przyrodzonych. Obraz ziarnistości, jaki próba ta daje, charakteryzuje stal co do jej własności, zachowania się i skłonności. Stosunkowo wielka ich trwałość i niezmienność w czasie różnych przeróbek, jakim stal może być poddawana, jest wybitnie ich wartościową cechą, jako niezależnego w dużej mierze od czynników obróbki plastycznej i cieplnej, znamienia charakteryzującego stal.

VIII.

Przy poprzednich próbach, rzecz jasna, pomiaru ewentualnego przechłodzenia nie dokonywano. Brano je pod uwagę tylko przy rozważaniach teoretycznych. Same zaś doświadczenia miały charakter jakościowy. W następnej serii prób usiłowano przez pomiar krzywych ostygnięcia stali podejść bliżej do tego zagadnienia na drodze technicznych pomiarów.

Próby miały następujący przebieg: 50 kg stali o składzie, jak w doświadczeniach pierwszych, stopiono w tyglu grafitowo-szametowym w piecu tyglowym, opalanym koksem. Po roztopieniu poddawano stal, nie wylewając jej z tygla, ostygnięciu. Przeprowadzano przy tym pomiar temperatury przez umieszczenie termoelementu w roztopionej stali. Używano termopary Pt/Pt-Rh, umieszczonej w podwójnych rurkach ochronnych porcelanowych, między którymi dano wypełnienie z masy złożonej z grafitu i szkła wodnego. Końce termopary na zewnątrz pieca wystające chłodzono wodą. Odczytów na galwanometrze dokonywano z początku pomiaru co 10 sekund, a pod koniec co 15 i 30, wreszcie co 1 minutę. Odczyty rozpoczynano z chwili wskazania przez miliwoltomierz najwyższej temperatury, co bywało po $\frac{1}{2}$ do 1 minuty od chwili zanurzenia termopary do stali. Tak wykonano 3 doświadczenia, różniące się od siebie szybkością ostygnięcia, co uzyskano w ten sposób, że za pierwszym razem tygiel po roztopieniu stali wyjęto z pieca i stygnięcie odbywało się w powietrzu, było więc

stosunkowo szybkie; drugim razem tygiel pozostawał w piecu bez przerwy, a tylko po roztopieniu doprowadzono wypalenie się koksu do końca, ostygnięcie odbywało się więc wraz z piecem; trzecim razem doświadczenie miało przebieg, jak w poprzednim, z tą różnicą, że po roztopieniu stali dopływ powietrza zamykano powoli. Odczytów temperatury dokonywano do chwili osiągnięcia przez stal temperatury 1000°C , po osiągnięciu której wlewkę stygły dalej w powietrzu przy każdym doświadczeniu. Przy trzeciej próbie termopara przed ukończeniem pomiaru uległa zepsuciu, przeto odczytów temperatury dokonano tylko do 1279°C . Rurki ochronne pozostawały w tak skrzepniętych wlewkach.



Rys. 18. Krzywe stygnięcia wlewków stali z szybkością: I — 16°C/min. , II — $6,7^{\circ}\text{C/min.}$, III — $4,4^{\circ}\text{C/min.}$

Krzywe ostygnięcia uzyskane z tych pomiarów przedstawione są na wykresie 18. Średnia szybkość ostygnięcia wyekstrapolowana z tych krzywych wynosi: w pierwszej próbie 16°C/min. , w drugiej $6,7^{\circ}\text{C/min.}$ i w trzeciej $4,4^{\circ}\text{C/min.}$ Obserwacji w tych wlewkach dokonywano analogicznie, jak poprzednio. Ich struktura pierwotna jest, jak było do przewidzenia, bardzo jednorodna i gruboziarnista. Ziarna krzepnięcia występowały w nich wyłącznie w postaci globulitycznej; kompletny zaś był brak dendrytów. Pierwotne ziarna austenitu im przynależące, pokazano na rys. 17. Należą one do rzędu bardzo gruboziarnistych, według tabeli A. S. T. M. wielkość nr 1. Dostrzegamy tu również wzrost wielkości ziarn ze spadkiem szybkości ostygnięcia, lecz tylko do pewnej granicznej wielkości. Ziarna austenitu z próby II (rys. 17 b) i III (rys. 17 c) nie wykazują różnicy ich wielkości mimo dość znacznej różnicy w szybkościach ostygnięcia. Należy zatem przypuszczać, że wielkość pierwotnych ziarn austenitu ma także swój górny kres, poza który się nie

rozrasta, czyli poniżej pewnej szybkości krzepnięcia wielkość pierwotnych ziarn austenitu jest już wielkością stałą.

Na wykresie krzywych ostygania (rys. 18) z tak przeprowadzonych pomiarów, szczególnie na krzywej I, widać nie tylko pewne nieregularności, które można tłumaczyć nierównomiernością warunków odpływu ciepła, ale także wyraźne załamania się i wznoszenia ich. Wystąpienie takich załamań w początkowym okresie krzepnięcia świadczy o zaistnieniu fałszywego stanu równowagi w krzepnącej stali; szczególnie zaś fakt przechłodzenia czyni bardzo prawdopodobnym. Wielkość tego przechłodzenia, jak wskazuje krzywa I, wynosiła 20—25° C, a czas jego trwania parędziesiąt sekund.

Przechłodzenie w stali, prawdopodobnie, więc zachodzi, lecz lokalnie. Z powodu dużej wiskozy, gęstopłynności stali, wyrównywanie się temperatury wewnątrz płynnego wlewka jest bardzo powolne na skutek utrudnionej dyfuzji. Pojawienie się przechłodzenia na brzegach wlewka skutkiem lokalnego nagłego tam spadku temperatury nie przenosi się na cały wlewek. Czas trwania jego musi być krótszy, niż potrzeba, by temperatura w partiach głębszych wlewka spadła do jego poziomu jeszcze w czasie jego istnienia, więc zanim się pojawią pierwsze ośrodki krystalizacji. Zanim to nastąpi, w partiach przechłodzonych ukazują się już pierwsze kryształki fazy stałej i z tym działanie przechłodzenia jest ukończone, a i dalsze jego istnienie wykluczone — poza jakimś bardzo lokalnym. Należy przy tym pamiętać, że stal, wyjąwszy stal eutektyczną, krzepnie nie jak układ jednoskładnikowy przy pewnym przystanku temperatury (izotermicznie) — wzdłuż linii prostej poziomej wykresu ostygania, lecz wzdłuż krzywej pochyłej, w bardzo znacznym nieraz interwale temperatur, mogącym sięgać i kilkuset stopni. Stal krzepnie niekongruentnie. W czasie jej krzepnięcia zmienia się nie tylko skład chemiczny, ale i temperatura ustawnie spada, przechłodzenie więc w płynnej stali, zwłaszcza jeśli ono jest niewielkie w danym momencie, dla następnego momentu przestaje już być przechłodzeniem, lecz jest już normalną temperaturą krystalizacji.

WNIOSKI

Streszczając wyniki wyżej opisanych doświadczeń, mających za cel próbę zastosowania sposobów krystalizacji opanowanej do metalurgii kierowanej, trzeba powiedzieć, że próba osiągnięcia przechłodzenia w stali, jako podstawowego czynnika dla opanowanej krystalizacji, w taki praktyczny sposób, iżby się dały zastosować następne czynniki tej krystalizacji, dała wyniki raczej ujemne. Wynikiem tym bynajmniej nie przekreślamy istnienia przechłodzenia w stali. Doświadczenia nasze czynią właśnie fakt jego istnienia bardzo prawdopodobnym. Zgodnie z innymi autorami przyjmujemy lokalne jego istnienie, które się wyraża występowaniem znanych od dawna stref dendrytycznych w budowie wlewków.

Wraz z innymi badaczami uważamy, że stref tych nie można usunąć przez dotychczas stosowane czynniki metalurgii kierowanej, a wpływające na tzw. pierwotne ziarna austenitu, ponieważ między nimi a ziarnami krzepnięcia zachodzi zależność, lecz nie prostolinijna, a według krzywej, będącej jakąś funkcją wyższego rzędu, dotychczas nie określonego. Współczynnik proporcjonalności tej funkcji jest zależny m. i. od szybkości stygnięcia, jak i obecności zmieniaczy.

W każdym jednak przypadku zmiana ziarn krzepnięcia pociąga za sobą zmianę pierwotnych ziarn austenitu w takim samym kierunku, ale przeważnie nie w takim samym stopniu. Wzrost pierwotnych ziarn austenitu jest ograniczony pewną maksymalną wielkością, poza którą wraz ze spadkiem szybkości krzepnięcia ziarna już dalej nie rosną.

Uzyskanie takiego stopnia rozdrobnienia ziarn krzepnięcia, jak to bywa w wyniku działania zmieniaczy dla pierwotnych ziarn austenitu, wydaje się nam być nieosiągalnym przez zastosowanie tylko zmiany szybkości stygnięcia wlewków.

Dla krystalizacji opanowanej widzimy zastosowanie przede wszystkim w odlewnictwie, nie zaś w tworzywach zlewnych, gdzie struktura odlewów (więc ziarn krzepnięcia) doznaje znacznych zmian skutkiem następnych operacji plastycznych i cieplnych.

WPLYW PRZERÓBKII PLASTYCZNEJ NA GORĄCO NA ZIARNISTOŚĆ PIERWOTNĄ STALI WĘGLOWEJ

Napisali

IWAN FESZCZENKO-CZOPIWSKI

inż. technolog, doktor nauk technicznych, profesor Akademii Górniczej w Krakowie

i

ADAM SZCZEPAŃSKI

inż. metalurg

I.

Znanym jest fakt, że stale o identycznym składzie chemicznym wykazują często różnice we własnościach mechanicznych oraz różnie się zachowują, będąc poddane identycznej obróbce cieplnej. W poszukiwaniu przyczyn, które powodują te różnice, stwierdzono, że wielkość ziarna jest jednym z decydujących czynników, wywierających wpływ na własności mechaniczne stali oraz na jej zachowanie się podczas obróbki cieplnej. Stąd powstało dążenie metalurgów do opanowania przebiegu topu.

Do drobnoziarnistego krzepnięcia można doprowadzić top bezpośrednią akcją w piecu stalownianym czy to przez przegrzanie kąpieli o 200 — 250° C ponad temperaturę topnienia, stosując następnie normalną temperaturę lania, czy też przez specjalny sposób odtleniania, który we współczesnej praktyce stalownianej nosi nazwę sposobu Herby'ego. W pierwszym przypadku w czasie stygnięcia kąpieli od temperatury przegrzania do temperatury lania, na skutek obniżającej się rozpuszczalności, wytwarzamy w niej zawiesinę niemetalicznych wtrąceń, która odgrywa w czasie krzepnięcia rolę zmieniacza, w drugim zaś przypadku, na skutek odtleniania złożonymi odtleniaczami lub na skutek stosowania pewnej kolejności postępowań odtlenia-

nia, kąpiel stalowa zostaje tak przygotowana, że wszystkie zdolne do wypływania wtrącenia niemetaliczne (produkty odtleniania) zostaną usunięte, a w kąpieli — przed krzepnięciem — pozostanie tylko dyspersyjne rozproszenie niemetalicznych wtrąceń o takim składzie mineralogicznym i o takim stopniu rozproszenia, że o dalszym ich wypływie lub koagulacji nie może być mowy. A więc każdy płynny top metaliczny „przygotowuje się” do krzepnięcia, a skutkiem takiego „przygotowania” będzie obecność zawiesiny obcej fazy, która działa w czasie krzepnięcia, jako zmieniacz, i decyduje o wyniku krzepnięcia. Wychodząc z dotychczasowych wiadomości, należało by przypuszczać, że rodzaj środków odtleniających odgrywa tu poważną rolę. Idzie tu głównie o to, czy do odtleniania używamy pojedynczego pierwiastka, czy też stopu złożonego z dwu lub więcej pierwiastków, chociaż w wielu przypadkach stwierdzono, że do podobnych wyników doprowadza odtlenianie zarówno stopami (Mn-Si, Ca-Si), jak i metalicznym glinem ¹⁾.

Topy wykończane pod karbidycznym lub białym żużlem (topy z pieców elektrycznych) odznaczają się największą czystością, tzn. zawierają minimalną ilość wtrąceń żużlowych. Jest to najczęściej racjonalna metoda regulowania charakteru i stanu

¹⁾ Według Clausa pierwiastki odtleniacze układają się w następujący rząd według obniżających się ilości tlenu, który łączą ze sobą (tlen w gramach na 1 g odtleniacza); obok podane są ilości ciepła, które wydzieli 1 gr-atom tlenu przyłączeniu się z odpowiednim odtleniaczem:

1 g Be	—	1,758 g O ₂	1 gr-atom tlenu łącząc się z Be	wydzieli	144 cal
„ Li	—	1,153 „	„ „ „ „ „	Li	141 „
„ Si	—	1,130 „	„ „ „ „ „	Si	94 „
„ Al	—	0,886 „	„ „ „ „ „	Al	127 „
„ P	—	0,773 „	„ „ „ „ „	P	80 „
„ Na	—	0,696 „	„ „ „ „ „	Na	101 „
„ Mg	—	0,658 „	„ „ „ „ „	Mg	143 „
„ Ca	—	0,399 „	„ „ „ „ „	Ca	145 „
„ As	—	0,320 „	„ „ „ „ „	As	52 „
„ Mn	—	0,291 „	„ „ „ „ „	Mn	91 „
„ Fe	—	0,273 „	„ „ „ „ „	Fe	66 „
„ Cu	—	0,252 „	„ „ „ „ „	Cu	44 „
„ Zn	—	0,245 „	„ „ „ „ „	Zn	85 „
„ K	—	0,205 „	„ „ „ „ „	K	98 „
„ Sb	—	0,199 „	„ „ „ „ „	Sb	55 „
„ Cd	—	0,142 „	„ „ „ „ „	Cd	66 „
„ Sn	—	0,135 „	„ „ „ „ „	Sn	68 „
„ Pb	—	0,077 „	„ „ „ „ „	Pb	51 „

rozproszenia dyspersyjnej fazy, a jednocześnie — regulacji wielkości pierwotnych ziarn austenitu i stopnia przechartowalności tworzywa stalowego.

O ile biały (lub karbidyczny) żużel wytworzony zostanie w piecu stalownianym później, niż należało, wtedy czas aktywnego działania tego żużla będzie niewystarczający dla wytworzenia dyspersyjnego rozproszenia (zawiesiny) niemetalicznej fazy i „zmienianie” nie nastąpi. Również może zdarzyć się, że okres czasu działania białego lub karbidycznego żużla będzie zbyt długi, a wtedy niemetaliczne wtrącenia zostaną wytrącone, skoagulowane i usunięte z kąpeli metalowej prawie w całości, stopień dyspersji obcych faz w kąpeli metalowej okaże się tak niski i ogólna ilość niemetalicznych wtrąceń tak nikła, że top będzie niezmienny, a stal wyprodukowana w ten sposób będzie głęboko hartująca się.

Znacznie prostszy i pewniejszy jest sposób zmieniania tworzywa stalowego bezpośrednio w kadzi. W tym wypadku zmieniaczem może być którykolwiek ze znanych energicznych odtleniaczy, a więc glin, wanad, tytan lub żużel syntetyczny o wielkiej zdolności chłonnej dla tlenku żelaza (sposoby Perrina i Toczyńskiego²⁾).

Działanie białego (karbidycznego) żużla i działanie bezpośrednio wprowadzonego do płynnej stali zmieniacza sumują się, przy czym działanie tego ostatniego może uzupełniać niewystarczające działanie pierwszego.

Obce wtrącenia o wielkościach mniejszych od krytycznego rozproszenia posiadają większą aktywność chemiczną, a przede wszystkim zwiększoną zdolność przejścia do roztworu. Reakcyjna zdolność lub szybkość reakcji substancji reagujących zależy od stopnia dyspersji i przy zwiększonych stopniach dyspersji jest znacznie większa. Obecność takiej dyspersyjnej zawiesiny obcej fazy ułatwia i przyspiesza przebieg reakcji fizyko-chemicznych, a to na skutek zwiększenia się powierzchni faz reagujących ze sobą oraz wzmożenia się intensywności reakcji, które bez zewnętrznych bodźców wykazują skłonność do wcześniejszego zanikania. Znajomość rozpuszczalności rozważanych wtrąceń niemetalicznych oraz jej zmienność z temperaturą umożliwia ujęcie roli dyspersyjnych substancji w okresie krzepnięcia wlewka³⁾.

Warunki tworzenia się dyspersyjnej fazy i jej działanie na metaliczną kąpiel są obecnie jeszcze niezbyt dobrze znane. Dotychczas znane metody badań wtrąceń niemetalicznych pozwalają określić tylko najwięcej trwale i stosunkowo duże wtrącenia niemetaliczne. Zanieczyszczenia o wielkościach zbliżonych do „krytycznej wielkości” wyslizgują się z rąk analityka; a jednak hipoteza objaśniająca istotę zmieniania na skutek powstania zawiesiny obcej fazy o krytycznym stopniu rozproszenia wydaje się obecnie najbardziej wiarygodną i uniwersalną.

Wpływ „zmieniania” na strukturę wtórną nie jest dotychczas dobrze zbadany, lecz jest znany i szeroko wykorzystywany. Tworzywa dobrze zmienione z reguły posiadają drobniejsze ziarno tak pierwotne, jak i wtórne, wyższe własności wytrzymałościowe — zwłaszcza przy tej samej wytrzymałości — wyższą odporność na udary i wyższą ciągliwość, są bardziej odporne na ścieranie i na obciążenia długotrwałe zmienne. Własności wytrzymałościowe na próbach poprzecznych w tworzywach zmienionych są zbliżone do wyniku prób wytrzymałościowych podłużnych.

Należy odróżniać własności, jakich nabiera tworzywo na skutek pierwotnej krystalizacji (wielkość dendrytów i charakter ich ułożenia), od własności tworzyw wywołanych zmienianiem (gruba lub drobna ziarnistość austenityczna).

II.

Tworzywa zmienione (drobnoziarniste) posiadają wyższą odporność na uderzenia, hartują się płycej, niż stale gruboziarniste, przy hartowaniu wykazują mniej pęknięć, mniej się wypaczają, mają jednak tendencję do tworzenia miękkich plam. Stale drobnoziarniste mają wyższą odporność na uderzenia w niższych temperaturach, wykazują wyższą granicę plastyczności przy tej samej wytrzymałości. Jest stwierdzonym, że stale drobnoziarniste płyną chętniej przy kuciu, niż stale gruboziarniste, i w ogóle wykazują mniej błędów kucia⁴⁾. Stale drobnoziarniste, chociaż trudniej się obrabiają niż stale gruboziarniste, wykazują jednak gładszą powierzchnię po obróbce⁴⁾. Stal gruboziarnista daje przy cementacji grubszą warstwę nawęgloną o 10 do 20%, niż stal drobnoziarnista.

²⁾ 1. A. Markozjanz — *Metallurg*, r. 1937, zes. 1, str. 91/7.

2. I. Feszczenko-Czopiński i A. Kaliński — *Hutnik*, r. 1937, zes. 2, str. 41/54.

3. Dyskusja E. Houdremont — A. Eilender, *Stahl und Eisen*, r. 1937, zes. 11, str. 300.

³⁾ H. Wentrup — *Die Bildung von Einschlüssen im Stahl* — *Technische Mitteilungen Krupp*, r. 1937, zes. 5, str. 131/52.

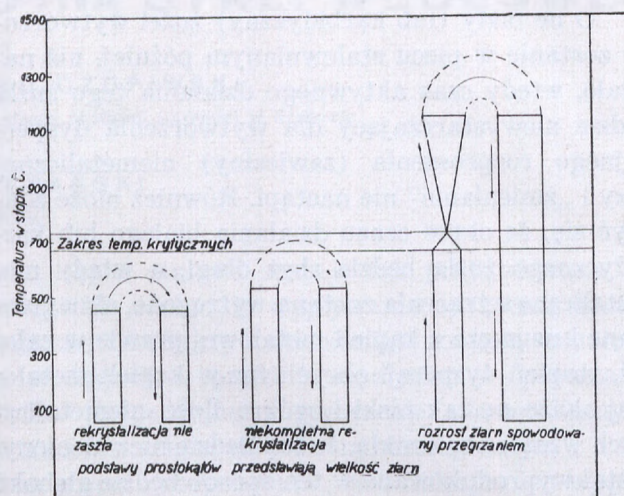
⁴⁾ S. Epstein, *The Alloys of Iron and Carbon*, r. 1936, str. 370.

Stale drobnoziarniste są mniej czułe na zakres temperatur obróbki termicznej. Płytką ich hartowność można pogłębić przez dodatek manganu, przy czym zachowują nadal ciągłe jądło, wyższą udarność i szeroki zakres temperatur obróbki cieplnej. Stal taka zbliża się własnościami do stali stopowej.

Mc Quaid, w jednej ze swych prac⁵⁾ porównując zastosowanie do pewnych celów stali w Europie i w Ameryce, stwierdza, że w Europie istnieje skłonność do stosowania stali o większej zawartości dodatków stopowych, niż w Ameryce, gdzie używanie stali płytko hartującej się (drobnoziarnistej) pozwoliło na obniżenie procentowej zawartości dodatków stopowych.

W jednej z ostatnich prac⁶⁾ Mc Quaid sformułował swój pogląd na przyczynę hartowności stali. Twierdzi, że maksimum hartowności dla stali o danym składzie chemicznym jest nie tak funkcją wielkości ziarna, ile stanu austenitu w momencie hartowania i hartowność jest największa, gdy cały węgiel znajduje się w roztworze. Fakt, że stal gruboziarnista hartuje się głębiej, niż drobnoziarnista, spowodowany jest nie tak wielkością ziarna, lecz raczej kształtem i ułożeniem węglików oraz stopniem ich rozpuszczenia się w austenicie w czasie hartowania. W gruboziarnistej stali mamy w momencie hartowania jednolity, kompletny roztwór węgla, ujednorodniony za pomocą dyfuzji. W stali drobnoziarnistej nie następuje natomiast kompletne rozpuszczenie węglików, bądź to na skutek niewystarczająco wysokiej temperatury, bądź też na skutek niedostatecznie długiego czasu ogrzewania stali przed hartowaniem. Stal taka wykazuje więc w momencie hartowania mniej węgla w roztworze, zwłaszcza na granicy ziarn, niż stal gruboziarnista. Drobne ziarno jest wskaźnikiem tego niekompletnego rozpuszczenia węgla. Stal taka hartuje się mniej energicznie, niż stal o identycznym składzie chemicznym, lecz posiadająca kompletnie rozpuszczony węgiel w momencie hartowania. Mc Quaid⁶⁾ przypisuje wielkie znaczenie glinowi, którego obecność w stali ma wpływ na tworzenie się skupień węglików trudno przechodzących do roztworu. Mc Quaid uważa, że próba cementacji użyta jako środek do określenia zdolności do hartowania jest nadal zadowalająca. Wielkość ziarna w warstwie nadeutektoidalnej cementowanej próby jest czułym wskaźnikiem zdolności przejścia węglików

w roztwór, oraz dyfuzji węgla poprzez granice ziarn.



Rys. 1. Wykres przedstawiający rozrost ziarn stali nagrzanej do różnych temperatur.

Rzeczywista wielkość ziarn austenitu stali niezmienionej (gruboziarnistej) zależy od temperatury, do której stal została nagrzana, oraz od czasu przebywania w tej temperaturze. Mechanizm rozrostu ziarn według Epsteina⁴⁾ przedstawiony jest na rys. 1. Jak widać z wykresu, stal nagrzana do temperatury poniżej przemiany alotropowej nie zmienia wielkości ziarn, po przekroczeniu tej temperatury następuje rozrost ziarn austenitu i tym większy, im wyższą jest temperatura, do której stal nagrzano. Rozrost pierwotnych ziarn stali drobnoziarnistej następuje w temperaturach znacznie wyższych od zakresu temperatur krytycznych. Według Epsteina w temperaturze ok. 980° C — według Grossmanna temperatura ta waha się od 815 — 1150° C. Badania prof. I. F. Czopińskiego i inż. A. Kalińskiego⁷⁾ wykazały rozrost ziarna dla stali węglowej zmienionej glinem w temperaturze 1080° C.

Po przekroczeniu temperatury rozrostu ziarn — ziarno gwałtownie rośnie i, grzejąc stal drobnoziarnistą i gruboziarnistą do wysokich temperatur przez odpowiedni czas, możemy otrzymać ziarna prawie jednakowej wielkości, lub nawet grubsze ziarno w stali pierwotnie drobnoziarnistej.

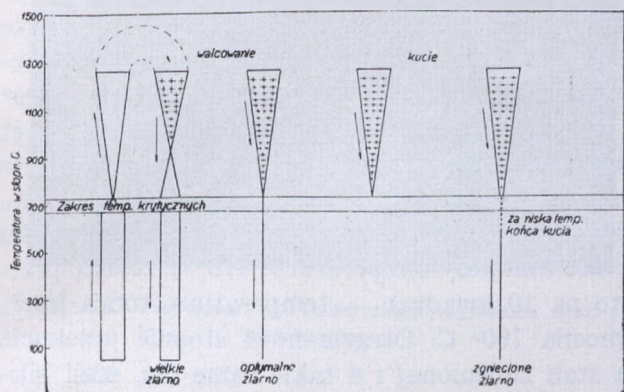
Przez plastyczną obróbkę na gorąco, a więc przez walcowanie i kucie ziarna austenitu zostają rozdrabniane. Rozdrobnienie ziarna przez walcowanie i kucie przedstawione jest według Epsteina⁴⁾ schematycznie na rys. 2. Stosunkowo drobne ziarno

⁵⁾ Stahl und Eisen, r. 1937, zes. 26, str. 729/32.

⁶⁾ Transactions of the American Society for Metals, r. 1937, zes. 2, str. 490/535.

⁷⁾ Przegląd Mechaniczny, rok 1936, zes. 13—14, str. 427/42.

można osiągnąć przez zakończenie procesu walcowania i kucia w niskiej temperaturze, nieco wyższej od A_3 .



Rys. 2. Wykres przedstawiający rozrost ziarn i rozdrobnienie ziarn przez obróbkę plastyczną na gorąco.

Przy procesie walcowania i kucia nagrzewamy stal często do temperatur przekraczających temperaturę rozrostu ziarn zarówno u stali grubo, jak i drobnoziarnistej. Jeżeli tak ogrzaną stal poddamy walcowaniu lub kuciu, stosując dla obu stali jednakowe zgnioty, to rzeczywista wielkość ziarn będzie zależała od temperatury, w której zakończono proces obróbki plastycznej na gorąco. O ile przy ogrzewaniu stali zmienionej przed walcowaniem lub kuciem nie zostanie osiągnięta temperatura rozrostu ziarn (co zaobserwowano w poniższych badaniach), to ziarno nie wzrasta, a poddane następującej po grzaniu obróbce plastycznej zostaje rozdrobnione. Rzeczywiste więc ziarno takiej stali (tzn. ziarno otrzymane po przewalcowaniu lub przekuciu) będzie drobniejsze, niż ziarno pierwotne.

Dla stali niezmiennych (gruboziarnistych) temperatury rozrostu ziarn są przy ogrzewaniu do temperatur walcowania lub kucia każdorazowo przekraczane, zatem ziarno rzeczywiste takiej stali zależy jedynie od stopnia przeróbki plastycznej i od temperatury, w której przeróbkę tę zakończono.

Jeżeli idzie o własności stali drobno i gruboziarnistej, to według Epsteina⁴⁾ gra decydującą rolę raczej rzeczywista ich wielkość, tzn. wielkość, jaką otrzymały przez obróbkę kucia lub walcowania. Wydaje się, że twierdzenie to nie jest słuszne. Ziarno stali pierwotnie gruboziarnistej można wprowadzić przez odpowiednią obróbkę plastyczną na gorąco rozdrobnić do pewnych granic; tak otrzymane stosunkowo małe ziarno nie posiada jednak wszystkich cech ziarna pierwotnie drobnego, o czym się w poniższych badaniach przekonamy. Należy więc przypuścić, że na własności stali decydujący wpływ

wywiera nie rzeczywista, ale pierwotna czyli „wrodzona” wielkość ziarn.

Jeżeli idzie o zachowanie się stali drobno i gruboziarnistej podczas obróbki kucia lub walcowania, to stwierdzono wyższość stali drobnoziarnistej nad gruboziarnistą⁸⁾. Ziarno pierwotne grube jest czynnikiem, mogącym niekorzystnie wpływać na zachowanie się stali podczas obróbki plastycznej. Uwidacznia się to w tworzeniu się włókien w walcowanej lub kutej stali, w tendencji do tworzenia płatków śnieżnych i w postaci utrudnionej obróbki kucia. Kryształ pierwotny wykazuje niejednorodność w składzie chemicznym, im większy jest on, tym większa różnica w składzie między środkiem a brzegiem kryształu, na skutek dłuższych dróg dyfuzji wyrównującej tę niejednorodność. Dochodzi do tego fakt osadzania się na granicy ziarn wtrąceń niemetalicznych (zażużeń), czyli grube ziarno pierwotne powiększa niejednorodność składu chemicznego kryształu, jak również powiększa stopień skupień niemetalicznych na granicy ziarn. Wiadomym jest, że własności mechaniczne w kierunku podłużnym kutego lub walcowanego pręta są inne niż w kierunku poprzecznym, pochodzi to stąd, że zanieczyszczenia wywalcowane są na włókna, które przerywają ciągłość materiału w przekroju poprzecznym, obniżając jego własności mechaniczne. Wlewki o ziarnie pierwotnym drobnym dają delikatne włókna, równomiernie rozmieszczone na całym przekroju poprzecznym. Natomiast ziarno pierwotne grube daje grube, dalej od siebie leżące włókna.

Jeżeli idzie o tworzenie się płatków śnieżnych, to stwierdzono, że grube ziarno pierwotne ma lepsze warunki do tworzenia się tych ostatnich niż ziarno drobne.

Poleca się kuć wlewki w pierwszym stadium po odlaniu bardzo ostrożnie, a to w celu rozbicia grubych ziarn, podczas gdy stal już raz przekuta nie wykazuje przy ponownym kuciu żadnych trudności. Stal o grubym ziarnie pierwotnym wykazuje częściej rysy międzykrystaliczne. Stale te trudniej kuć ze względu na grube ziarno, które trzeba ostrożnie rozdrabniać (przy zbyt silnych uderzeniach stal się rwie) i ze względu na wyżej opisane wady, występujące w stalach gruboziarnistych. Gdy jednak wlewki poddany kuciu lub walcowaniu przetrzyma szczęśliwie pierwsze odkształcenia (zgnioty), to na dalsze jego zachowanie się podczas kucia i walcowania pierwotna ziarnistość nie ma wpływu.

⁸⁾ Stahl und Eisen, r. 1934, zeszyt 47, str. 1201/5.

III.

Badania nad wpływem przeróbki plastycznej na gorąco (walcowania i kucia) na ziarnistość pierwotną przeprowadzono na stali węglowej zmienionej (drobnoziarnistej) i niezmienionej (gruboziarnistej) o identycznym składzie chemicznym: C = 0,39%, Mn = 0,56%, Si = 0,31%, P = 0,023%, S = 0,027%, Cr = 0,05%, Ni = 0,14%, wytopionej w piecu martinowskim stalowni huty Baildon.

Do badań użyto osiem wlewków „C“, w czym cztery zmienione i cztery niezmienione. Wlewek „C“ o wadze ok. 160 kg ma średnicę u podstawy 160 mm, u góry 200 mm, wysokość 700 mm. Zabieg zmieniania przeprowadzono następująco: na płycie odlewniczej ustawiono cztery wlewnice, w czasie odlewania wrzucono do syfonu glin w ilości odpowiadającej 0,45 kg/t stali. Wlewki niezmienione odlano analogicznie, tylko bez dodatku glinu.

Wlewki stali zmienionej oznaczono A1, B1, C1 i D1, wlewki stali niezmienionej oznaczono A2, B2, C2 i D2.

Z wlewków A1 (stali zmienionej) i A2 (stali niezmienionej) ucięto płytki od strony głowy wlewków. Z ćwiartek tych płyt zrobiono odbitki Baumanna, które nie ujawniły różnic w rozłożeniu siarki, następnie wytrawiono je w odczynniku Jacewicza i wykonano zdjęcia fotograficzne. Struktura stali zmienionej jest drobniejsza od struktury stali niezmienionej. Z drugich ćwiartek stali zmienionej i niezmienionej wycięto próbki, które poddano cementacji w temperaturze 930° C przez 8 h celem oznaczenia wielkości ziarna pierwotnego (próba Mc Quaida-Ehna). Rys. 3 przedstawia ziarno pierwotne stali niezmienionej. Według klasyfikacji przyjętej przez A. S. T. M. ziarna mają wielkość 2 i 4 — przeważają ziarna wielkości 4. Rys. 4 przedstawia ziarno pierwotne stali zmienionej, które wykazują wielkość 6 i 7 — przeważają ziarna wielkości 7.

IV.

Kucie wlewków A1 i A2

Wlewek A1 ogrzano do temperatury 1040° C, po czym kuto go. Przy wymiarze 100 kwadrat ucięto próbkę długości ok. 300 mm. Temperatura przy ucinaniu próby wynosiła 980° C i była równocześnie temperaturą końca kucia dla próby o tym wymiarze. Resztę kuto dalej na wymiar 60 kwadrat. Temperatura końca kucia wynosiła 910° C. Pręt o wymiarze 60 kwadrat ponownie podgrzano do temperatury 1010° C i poddano dalszemu kuciu, przy wymiarze 30 kwadrat ucięto próbkę długości ok. 400

mm przy temperaturze 940° C. Resztę kuto na 10 kwadrat, temperatura końca kucia — 810° C.

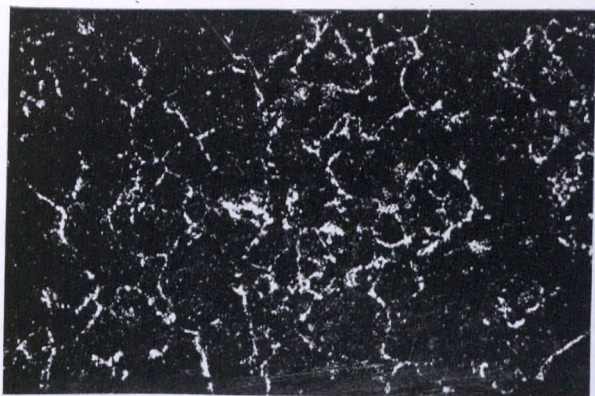
Podobne zabiegi przeprowadzono na wlewkach A2. Wlewek podgrzano do temperatury 1030° C. Przy wymiarze 100 kwadrat ucięto próbkę długości ok. 300 mm — temperatura przy ucinaniu próbki wynosiła 1000° C. Resztę przekuto na 60 kwadrat — temperatura końca kucia wynosiła 950° C. Pręt o wymiarze 60 kwadrat podgrzano ponownie do temperatury 1060° C i poddano dalszemu kuciu. Przy wymiarze 30 kwadrat ucięto próbkę długości ok. 400 mm przy temperaturze 970° C. Resztę przekuto na 10 kwadrat — temperatura końca kucia wynosiła 790° C. Otrzymano 4 stopnie przekucia dla stali zmienionej i 4 takie same dla stali niezmienionej. Z próbek o wymiarach 100 kwadrat, 60 kwadrat, 30 kwadrat i 10 kwadrat wycięto próbki udarnościowe i próbki do cementacji. Udarność badano w stanie normalizowanym i w stanie hartowanym i odpuszczanym w temperaturach 300, 400, 500 i 600° C. Hartowano od temperatury 830° C w wodzie. Próbkę odpuszczano w piecu przez 30 minut. Normalizowano od temperatury 820° C. Próbkę udarnościową sporządzono według Mesnagera o wymiarach 10 × 10 × 55 mm z rowkiem 2 mm — łamany przekrój miał 0,8 cm². Jako wynik brano średnią z trzech odczytów. Próbkę udarnościową były wycięte w kierunku podłużnym kątów prętów.

Wyniki prób udarnościowych zestawiono w poniższe tabele:

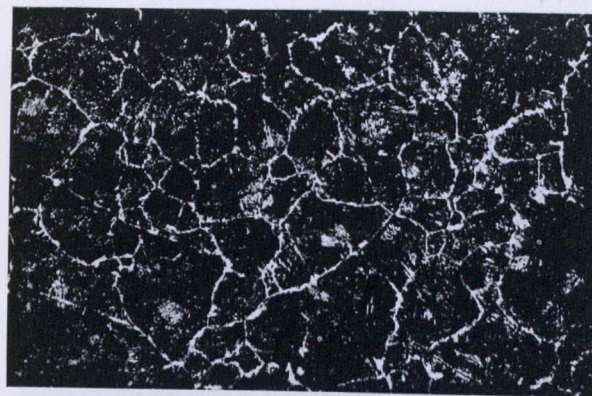
Tabela wyników udarnościowych. — Udarność wyrażona w kgm/cm².

Materiał przekuty na wymiary	Próbki normali- zowane	Próbki hartowane i odpuszcz. w temperaturze			
		300°C	400°C	500°C	600°C
dla stali niezmienionej					
100 kwadrat	6	2	5,4	7,9	11,3
60 kwadrat	7,7	2,25	7,2	10,6	15,1
30 kwadrat	8	2,4	6,8	9,8	13,6
10 kwadrat	8,8	3,25	7,44	11,0	14,0
dla stali zmienionej					
100 kwadrat	9,15	2,3	5,9	8,0	10,5
60 kwadrat	9,6	2,9	9,5	10,6	14,4
30 kwadrat	9,7	2,55	8,1	11,2	17,0
10 kwadrat	11,2	3,5	8,4	13,0	17,0

Oznaczona wielkość ziarn próbą Mc Quaida-Ehna przedstawiona jest na załączonych fotografiach. Rys. 5 przedstawia wielkość ziarna stali niezmienionej, przekutej na 100 kwadrat. Wlewek



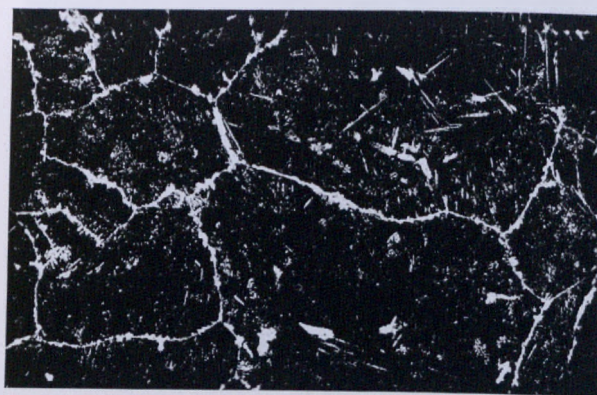
Rys. 3. Pierwotna wielkość ziarn austenitu stali niezmienionej.



Rys. 6. Wielkość ziarn stali niezmienionej, przekutej na 60 kwadrat.



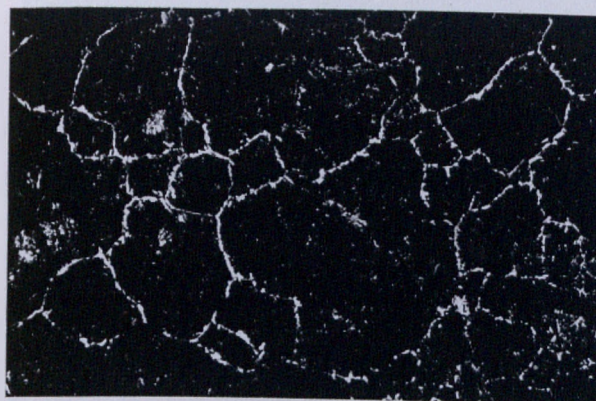
Rys. 4. Pierwotna wielkość ziarn austenitu w stali zmienionej.



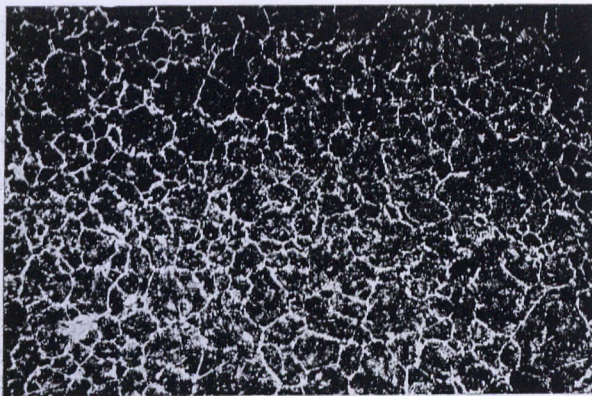
Rys. 7. Wielkość ziarn w kęsie 60 kwadrat ponownie nagrzanym do temperatury kucia.



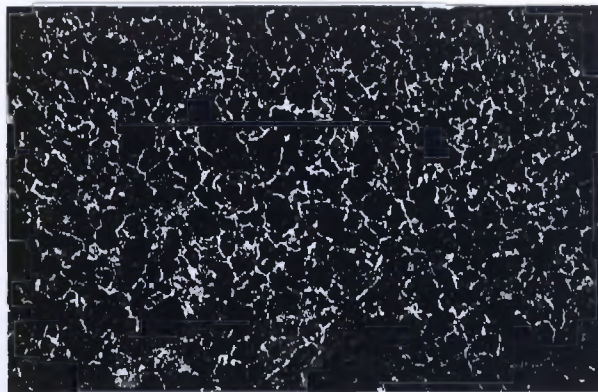
Rys. 5. Wielkość ziarn stali niezmienionej, przekutej na 100 kwadrat.



Rys. 8. Wielkość ziarn stali niezmienionej, przekutej na 30 kwadrat.



Rys. 9. Wielkość ziarn stali niezmienionej, przekutej na 10 kwadrat.



Rys. 12. Wielkość ziarn w kęsie 60 kwadrat ponownie nagrzanym do temperatury kucia.



Rys. 10. Wielkość ziarn stali zmienionej, przekutej na 100 kwadrat.



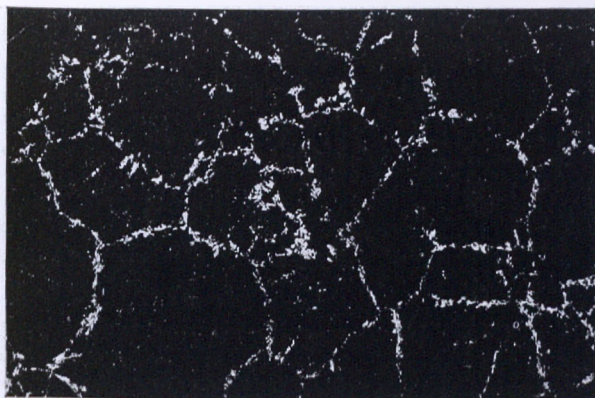
Rys. 13. Wielkość ziarn stali zmienionej, przekutej na 30 kwadrat.



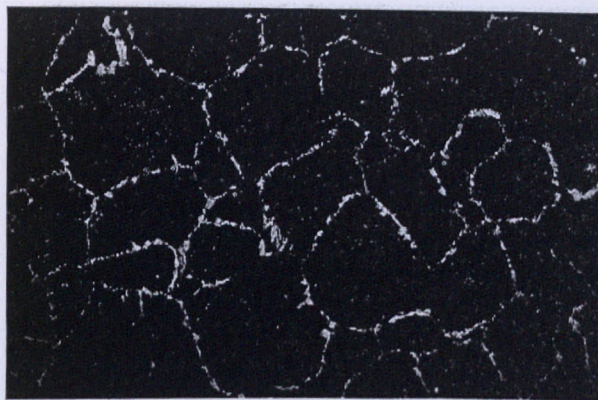
Rys. 11. Wielkość ziarn stali zmienionej, przekutej na 60 kwadrat.



Rys. 14. Wielkość ziarn stali zmienionej, przekutej na 10 kwadrat.



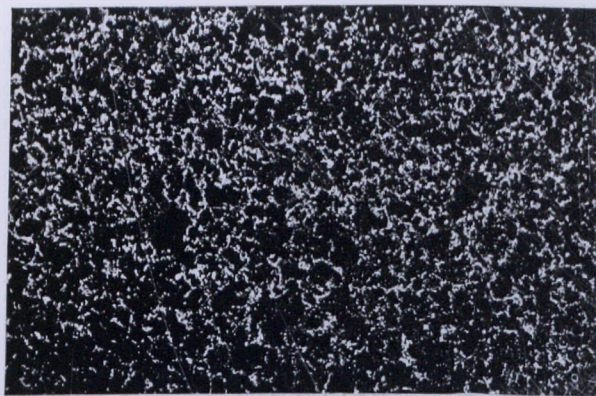
Rys. 15. Wielkość ziarn stali niezmięnionej, przekutej na 50 kwadrat (od norm. temperatury kucia).



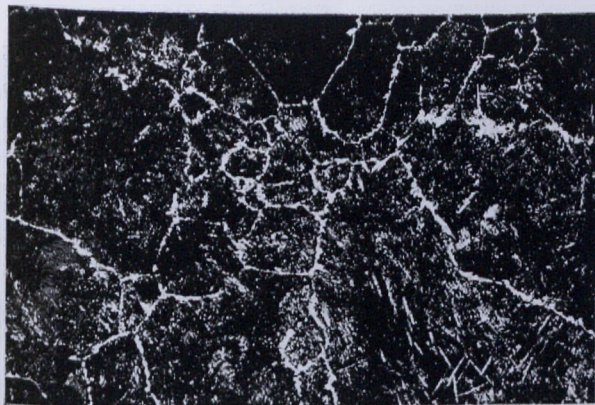
Rys. 18. Jak rys. 16, tylko stal przed kuciem nagrzano do wysokich temperatur.



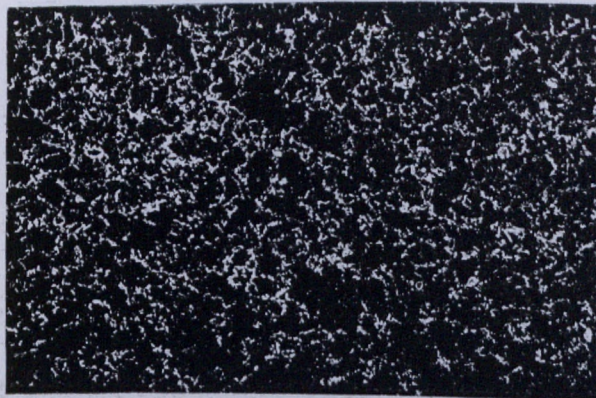
Rys. 16. Wielkość ziarn stali niezmięnionej, przekutej z kęsa 50 kwadrat, ponownie nagrzanego na 20 kwadrat.



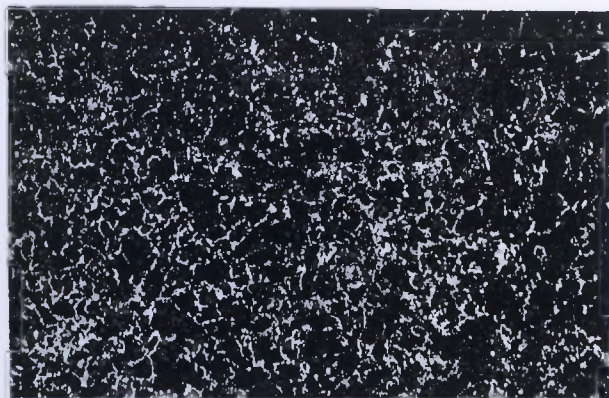
Rys. 19. Jak rys. 15, tylko dla stali zmienionej.



Rys. 17. Jak rys. 15, tylko stal przed kuciem nagrzano do wysokich temperatur.



Rys. 20. Jak rys. 16, tylko dla stali zmienionej.



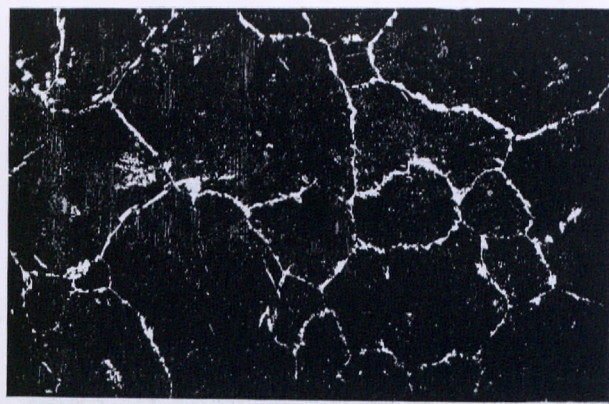
Rys. 21. Wielkość ziarn stali zmienionej, przekutej z kęsa 95 kwadrat na 50 kwadrat od wysokich temperatur.



Rys. 24. Wielkość ziarn stali niezmienionej, przewalcowanej na 65 kwadrat.



Rys. 22. Wielkość ziarn stali zmienionej, przekutej z kęsa 50 kwadrat na 20 kwadrat od wysokich temperatur.



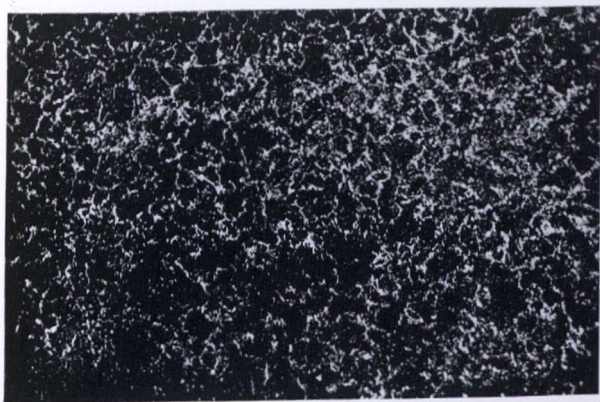
Rys. 25. Wielkość ziarn stali niezmienionej, przewalcowanej na 30 kwadrat.



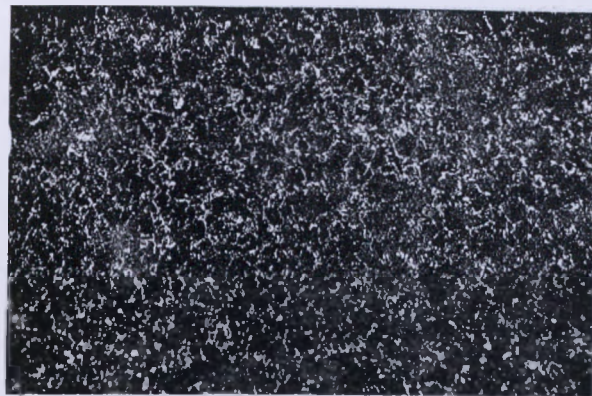
Rys. 23. Wielkość ziarn stali niezmienionej, przewalcowanej na 95 kwadrat (przed walcowaniem stal długo trzymano w piecu).



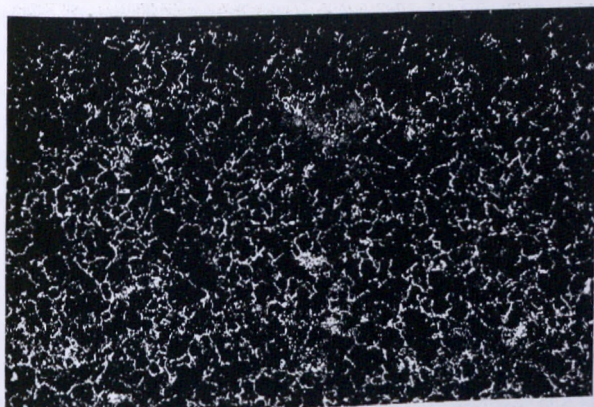
Rys. 26. Wielkość ziarn stali niezmienionej, przewalcowanej na 16 kwadrat.



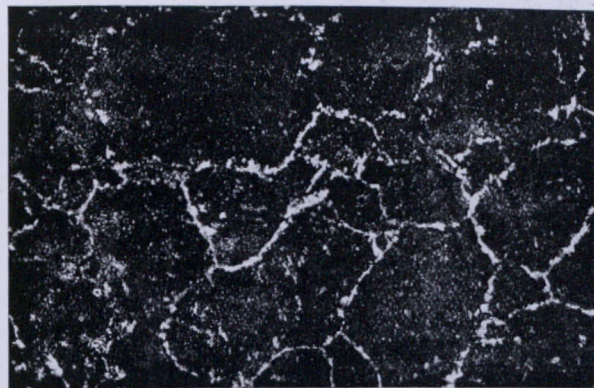
Rys. 27. Jak rys. 23, tylko dla stali zmienionej.



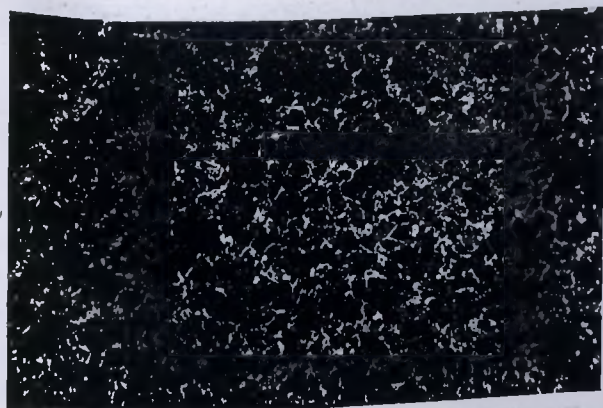
Rys. 30. Jak rys. 26, tylko dla stali zmienionej.



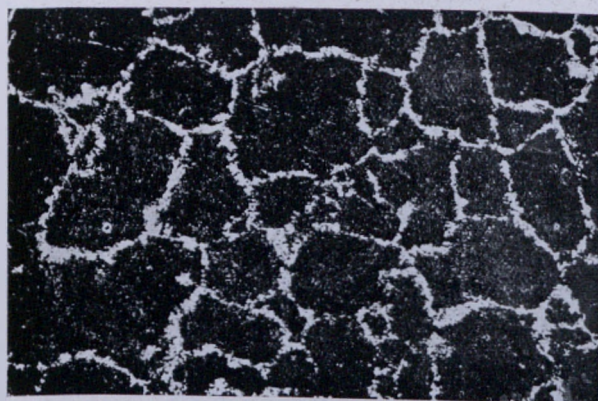
Rys. 28. Jak rys. 24, tylko dla stali zmienionej.



Rys. 31. Wielkość ziarn stali niezmienionej, przewalcowanej na 95 kwadrat.



Rys. 29. Jak rys. 25, tylko dla stali zmienionej.



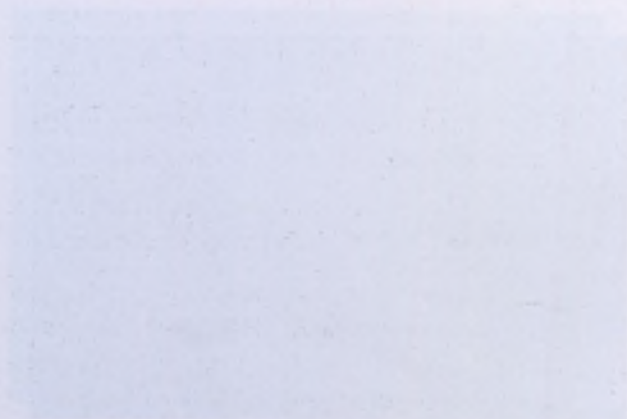
Rys. 32. Wielkość ziarn stali niezmienionej, przewalcowanej na 70 kwadrat.



Rys. 33. Wielkość ziarn stali niezmięionej, przewalcowa-
nej na pręt $\varnothing = 20$ mm.



Rys. 35. Jak rys. 32, tylko dla stali zmienionej.



Rys. 34. Jak rys. 31, tylko dla stali zmienionej.



Rys. 36. Jak rys. 33, tylko dla stali zmienionej.

przed kuciem był nagrany do normalnej temperatury kucia 1030°C . Według klasyfikacji przyjętej przez A. S. T. M. ziarna wykazują wielkość oznaczoną numerami 1, 2 i 3 — przeważają ziarna wielkości 2. Na rys. 6 przedstawione są ziarna tej samej stali przekutej na 60 kwadrat. Są one mieszaniną ziarn wielkości 3 i 4 — przeważają ziarna wielkości 3. Kęs o wymiarze 60 kwadrat ponownie podgrzano do temperatury kucia (1060°C), skutkiem czego nastąpił rozrost ziarn do wielkości nr 1 (rys. 7). Przez kucie na wymiar 30 kwadrat ziarno zostało nieznacznie rozdrobnione i wykazuje wielkość 2 i 4 (rys. 8). Silnemu rozdrobnieniu natomiast uległo ziarno w przecie przekutym na 10 kwadrat, wykazuje ono wielkości 4 i 5 — przeważa wielkość 5 (rys. 9).

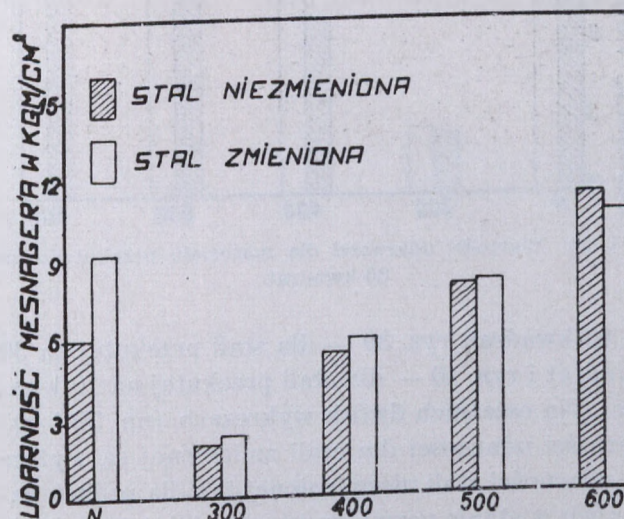
Temperatury końca kucia stali przekutej na 100 kwadrat (1000°C), 60 kwadrat (950°C), 30 kwadrat (970°C) były za wysokie. Teoretycznie temperatury te powinny wynosić ok. 800°C i gdyby stal kończono kuć w tych temperaturach, to wykazywałaby, prawdopodobnie, ziarno cokolwiek drobniejsze. Temperatura końca kucia pręta o wymiarze 10 kwadrat (790°C) odpowiadała teoretycznej temperaturze.

Rys. 10, 11, 12, 13 i 14 przedstawiają ziarno stali zmienionej, poddanej analogicznej obróbce kucia. Jak widać z fotografii, ziarna nie ulegają większym zmianom i są mieszaniną ziarn wielkości 6 i 7 — z przewagą ziarn 7. W przecie przekutym na 10 kwadrat ziarno zostało rozdrobnione do wielkości 8 (rys. 14).

Ogólnie można powiedzieć, że ziarna austenitu w stali niezmienionej (gruboziarnistej) rozrastają się na skutek nagrzania stali do temperatury kucia. Sama obróbka kucia natomiast powoduje rozdrobnienie tych ziarn. Końcową wielkość ziarn (rzeczywistą wielkość) można więc do pewnego stopnia regulować przekuciem i temperaturą końca kucia. Zasadniczo jednak stal pierwotnie gruboziarnista zachowuje grube lub średnie ziarno, mimo wielkiego stopnia przekucia (z wlewka o $\varnothing$ równej 180 mm na pręt 10 kwadrat) i niskiej temperatury końca kucia (790°C). Stal drobnoziarnista nagrzana do temperatury kucia (1040°C) nie wykazała rozrostu ziarn; obróbka kucia, której stal ta została następnie poddana, nie powodowała przy przekuciu na 100 kwadrat, 60 kwadrat i 30 kwadrat większych zmian w wielkości ziarna — dopiero przekucie na 10 kwadrat spowodowało rozbić ziarna z pierwotnej wielkości 6 i 7 do wielkości 8.

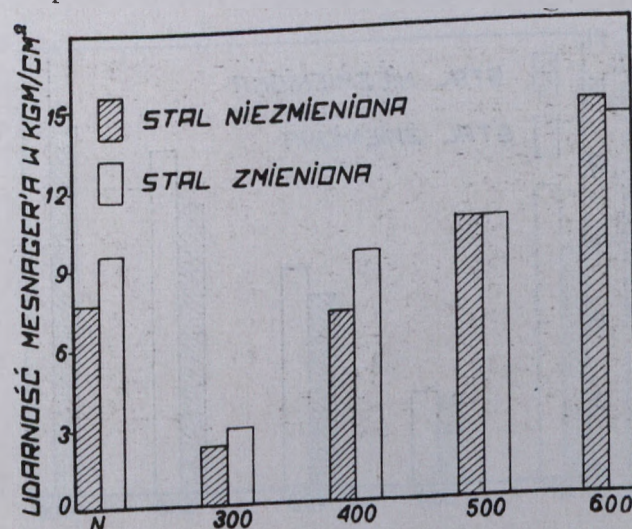
Wyniki pomiarów udarności wykazują przewagę stali zmienionej (drobnoziarnistej) nad stalą

niezmienioną (gruboziarnistą) dla wszystkich stopni przekucia, zwłaszcza dla próbek badanych w stanie normalizowanym. Udarność stali zmienionej jest wyższa od udarności stali niezmienionej o 2 do 3 kgm/cm^2 . Różnica ta maleje dla próbek badanych w stanie cieplnie ulepszonym, zwłaszcza wraz ze wzrostem temperatur odpuszczania.

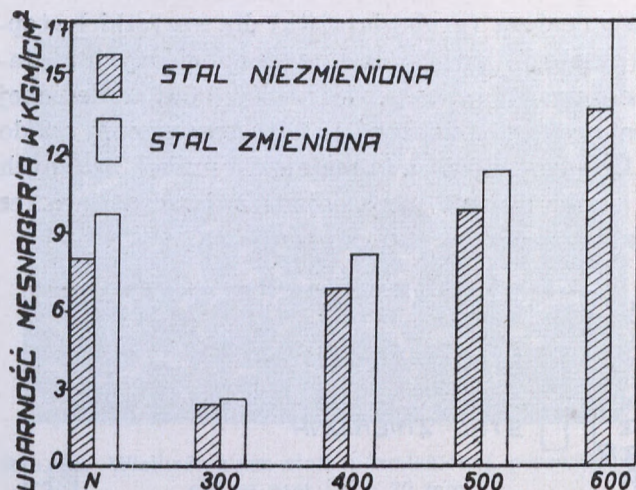


Rys. 37. Wartości udarności stali niezmienionej i zmienionej, przekutej na 100 kwadrat („N” — próbki w stanie normalizowanym, 300, 400, 500 i 600°C — temperatury, w których próbki odpuszczano po uprzednim hartowaniu).

Wyniki prób udarnościowych przedstawiono na załączonych wykresach. Rys. 37 przedstawia wartości udarności dla stali zmienionej i niezmienionej materiału przekutego na 100 kwadrat. Udarność mierzona w stanie normalizowanym oznaczono literą „N”, resztę próbek, których udarność badano w stanie cieplnie ulepszonym, oznaczono temperaturami 300, 400, 500 i 600°C , w których próbki te były odpuszczane po uprzednim hartowaniu. Rys. 38 przedstawia wartości udarności stali przekutej

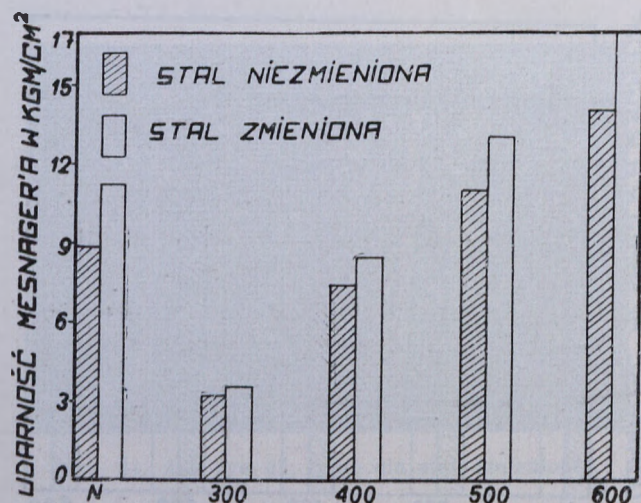


Rys. 38. Wartości udarności dla materiału przekutego na 60 kwadrat,



Rys. 39. Wartości udarności dla materiału przekutego na 30 kwadrat.

na 60 kwadrat, rys. 39 — dla stali przekutej na 30 kwadrat i rys. 40 — dla stali przekutej na 10 kwadrat. Na ostatnich dwóch wykresach (np. 39 i 40) wartości udarności dla stali zmienionej są wyższe od udarności stali niezmienionej tak dla próbek badanych w stanie normalizowanym, jak i dla próbek badanych w stanie cieplnie ulepszonym. Wraz ze wzrostem stopnia przekucia wzrasta udarność stali zarówno niezmienionej, jak i zmienionej; przedstawiono to na załączonych wykresach. Rys. 41 przedstawia wzrost udarności (dla próbek w stanie normalizowanym) w zależności od procentowego ubytku powierzchni (w zależności od stopnia przekucia). Ubytek powierzchni 64% (liczony w stosunku do powierzchni kęsa o wymiarach 100 kwadrat) odpowiada przekuciu na 60 kwadrat, ubytek powierzchni 91% odpowiada przekuciu na 30 kwadrat i ubytek powierzchni 99% odpowiada przekuciu na 10 kwadrat. Rys. 42 przedstawia wzrost udarności w

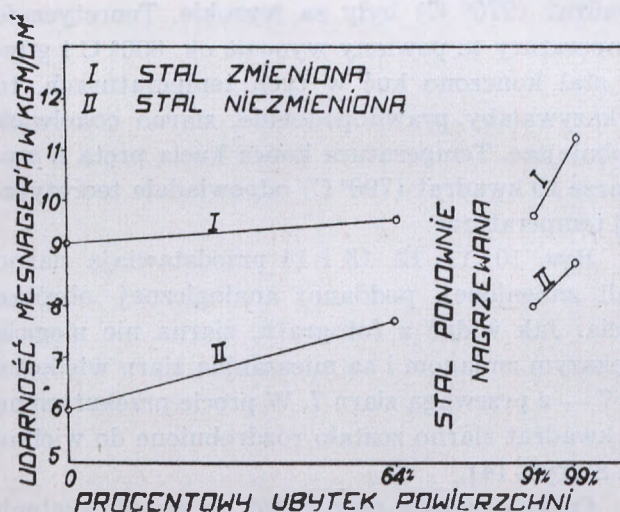


Rys. 40. Wartości udarności dla materiału przekutego na 10 kwadrat.

zależności od stopnia przekucia dla próbek, których udarność badana była w stanie hartowanym i odpuszczonym w 300° C, rys. 43 dla próbek hartowanych i odpuszczanych w 400° C, rys. 44 dla próbek hartowanych i odpuszczanych w 500° C i rys. 45 dla próbek hartowanych i odpuszczanych w 600° C. Jak widać z wykresów, wartości udarności stali zmienionej są dla wszystkich stopni przekucia wyższe od wartości udarności stali niezmienionej.

Oprócz pomiarów udarności dla próbek, wyciętych w kierunku podłużnym kutej prętów, robiono pomiary udarności dla próbek wyciętych w kierunku poprzecznym.

Próbki te normalizowano. Pomiary dały wyniki: dla stali niezmienionej i przekucia na 100 kwadrat $U = 5,5 \text{ kgm/cm}^2$, dla przekucia na 60 kwadrat $U = 5,0 \text{ kgm/cm}^2$, dla stali zmienionej i prze-



Rys. 41. Wzrost udarności w zależności od procentowego ubytku powierzchni (próbki w stanie normalizowanym).

kucia na 100 kwadrat $U = 6,4 \text{ kgm/cm}^2$, dla przekucia na 60 kwadrat $U = 5,3 \text{ kgm/cm}^2$. Jak widać, wartość udarności dla próbek wyciętych w kierunku poprzecznym kutej prętów jest wyższa dla stali zmienionej.

Następną serię pomiarów przeprowadzono na przewalcowanych i przekutych od różnych temperatur wlewkach D1 (stal zmieniona) i D2 stal niezmieniona.

Wlewki D1 i D2 przewalcowano na kęsy o wymiarze 95 kwadrat i przecięto je na pół. Jedna połówka kęsa D1 i jedna połówka kęsa D2 była kuta na 50 kwadrat i 20 kwadrat od normalnych temperatur kucia, pozostałe zaś połówki były kute od temperatur grubo przewyższających normalne temperatury kucia badanej stali węglowej.

V.

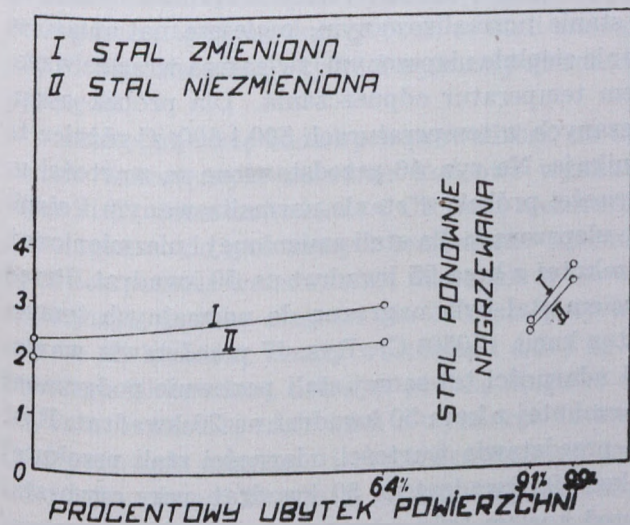
Kucie kęsów od temperatur normalnych

Półówkę kęsa D1 nagrzano do temperatury 1050° C i kuto go na 50 kwadrat, temperatura końca kucia wynosiła 940° C. Z pręta o wymiarze 50 kwadrat ucięto próbę długości ok. 400 mm do wykonania prób udarnościowych i do oznaczenia wielkości ziarna. Resztę pręta podgrzano ponownie do temperatury 1060° C i przekuto go na 20 kwadrat, temperatura końca kucia wynosiła 920° C. Podobne czynności wykonano dla połówki kęsa D2, nagrzano go do temperatury 1040° i przekuto na 50 kwadrat; temperatura końca kucia wynosiła 930° C. Ucięto próbę długości ok. 400 mm, resztę ponownie nagrzano do temperatury 1020° C i przekuto na 20 kwadrat, kończąc kucie w temperaturze 880° C.

VI.

Kucie kęsów nagrzaných do temperatur przewyższających normalne temperatury kucia

Pozostałą półówkę kęsa D1 podgrzano do temperatury 1180° C i przekuto go na 50 kwadrat. Temperatura końca kucia wynosiła 990° C. Po ucięciu próbki długości ok. 400 mm kęs o wymiarze 50 kwadrat ponownie podgrzano do temperatury 1190° C i kuto na 20 kwadrat. Temperatura końca kucia wynosiła 960° C. Analogiczne czynności przeprowadzono dla pozostałej połówki kęsa D2; nagrzano do temperatury 1190° C i przekuto na 50 kwadrat, — temperatura końca kucia wynosiła 1010° C. Po ucięciu próbki długości ok. 400 mm kęs podgrzano ponownie do temperatury 1170° C i przekuto go na 20 kwadrat; temperatura końca kucia wynosiła 940° C.



Rys. 42. Wzrost udarności w zależności od procentowego ubytku powierzchni (próbki hartowane i odpuszczone w 300° C).

Z otrzymanych prób o wymiarach 50 i 20 kwadrat sporządzono próbki udarnościowe i próbki do cementacji. Udarność badano w stanie normalizowanym i w stanie cieplnie ulepszonym (hartowanym i odpuszczanym w temperaturach: 300, 400, 500 i 600° C). Wyniki prób udarnościowych przedstawione są w poniższej tabeli.

Tabela wyników prób udarnościowych dla stali, kutej od normalnej temperatury kucia — udarność wyrażona w kgm/cm².

Materiał przekuty na wymiary	Próbki normali- zowane	Próbki hartowane i odpuszcz. w temperaturze			
		300°C	400°C	500°C	600°C
dla stali niezmiennionej					
50 kwadrat	7,3	2,7	7,1	11,0	14,0
20 kwadrat	8,6	3,4	7,6	10,5	15,7
dla stali zmienionej					
50 kwadrat	9,2	3,4	8,0	10,8	15,1
20 kwadrat	10,4	3,4	8,0	10,2	15,3

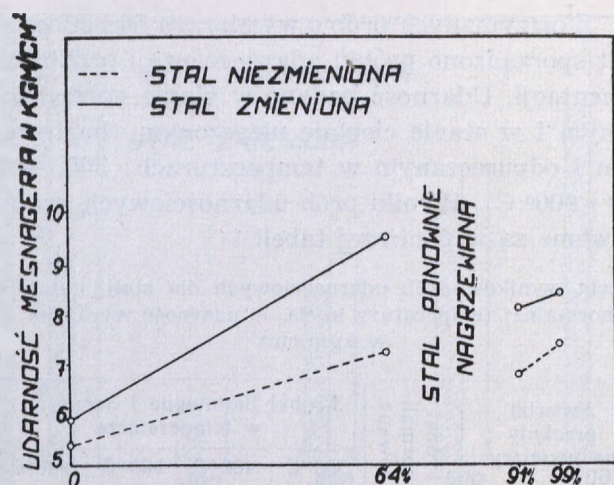
Pomiar udarności dla próbek wyciętych w kierunku poprzecznym kutej prętów dał wyniki: dla stali niezmiennionej i przekucia na 50 kwadrat $U = 4,7 \text{ kgm/cm}^2$, dla stali zmienionej i przekucia na 50 kwadrat $U = 5,1 \text{ kgm/cm}^2$ (próbki w stanie normalizowanym).

Tabela wyników prób udarnościowych dla stali, kutej od wysokich temperatur — udarność wyrażona w kgm/cm².

Materiał przekuty na wymiary	Próbki normali- zowane	Próbki hartowane i odpuszcz. w temperaturze			
		300°C	400°C	500°C	600°C
dla stali niezmiennionej					
50 kwadrat	7,2	2,1	7,3	9,4	13,2
20 kwadrat	8,2	2,6	7,2	9,6	15,0
dla stali zmienionej					
50 kwadrat	9,6	3,4	8,0	10,5	13,7
20 kwadrat	10,6	3,6	7,7	11,2	14,2

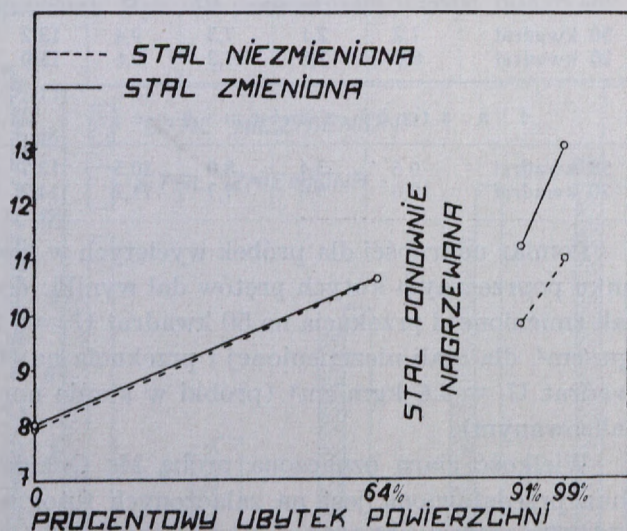
Pomiar udarności dla próbek wyciętych w kierunku poprzecznym kutej prętów dał wyniki: dla stali zmienionej i przekucia na 50 kwadrat $U = 5,1 \text{ kgm/cm}^2$, dla stali niezmiennionej i przekucia na 50 kwadrat $U = 4,6 \text{ kgm/cm}^2$ (próbki w stanie normalizowanym).

Wielkość ziarna oznaczona próbą Mc Quaida-Ehna przedstawiona jest na załączonych fotografiach. Rys. 15 przedstawia ziarna austenitu stali niezmiennionej, przekutej od normalnej temperatury kucia na 50 kwadrat. Według klasyfikacji przyjętej



Rys. 43. Wzrost udarności w zależności od procentowego ubytku powierzchni (próbki hartowane i odpuszczone w 400°C).

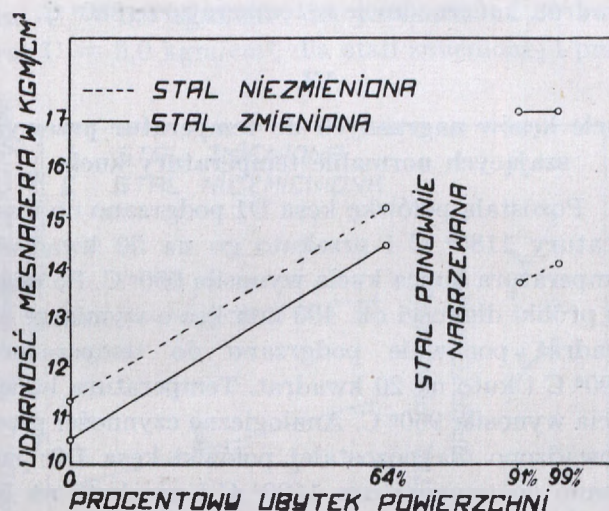
przez A. S. T. M. ziarna te są mieszaniną ziarn o wielkości 2 i 3 — przeważają ziarna wielkości 2. Wielkość ziarn stali zmienionej poddanej analogicznej obróbce kucia przedstawia rys. 19, ziarna te wykazują wielkość 7. Rys. 16 przedstawia wielkość ziarn materiału przekutego na 20 kwadrat — ziarna są mieszaniną wielkości 2, 3 i 4, z przewagą ziarn wielkości 3. Stal zmieniona przekuta na 20 kwadrat wykazuje wielkość ziarn 7 (rys. 20). Materiał przekuty na 50 kwadrat od wysokich temperatur (1180°C) ma ziarna wielkości 1 (rys. 17). Ten sam materiał ponownie podgrzany i przekuty na 20 kwadrat wykazuje ziarno wielkości 3 (rys. 18). Stal zmieniona kuta od wysokich temperatur nie zmieniała wielkości ziarna. Rys. 21 — materiał kuty na 50 kwadrat, rys. 22 materiał kuty na 20 kwadrat. W obu przypadkach ziarna wykazują wielkość 7.



Rys. 44. Wzrost udarności w zależności od procentowego ubytku powierzchni (próbki hartowane i odpuszczone w 500°C).

Jak widać z załączonych fotografii, ziarno pierwotne austenitu stali niezmięnionej rośnie przez nagrzanie do temperatury kucia, zwłaszcza w przypadku, gdy temperatura ta jest wyższa od normalnej temperatury obróbki plastycznej — przez kucie zaś zostaje ono rozdrobnione. Ziarno pierwotne stali zmienionej nie wzrosło nawet w przypadku, gdy stal została nagrzana do temperatur grubo przewyższających normalne temperatury kucia. Prawdopodobnie czas ogrzewania stali był za krótki, aby spowodować rozrost ziarn. Przez kucie ziarno zostało nieznacznie rozdrobnione.

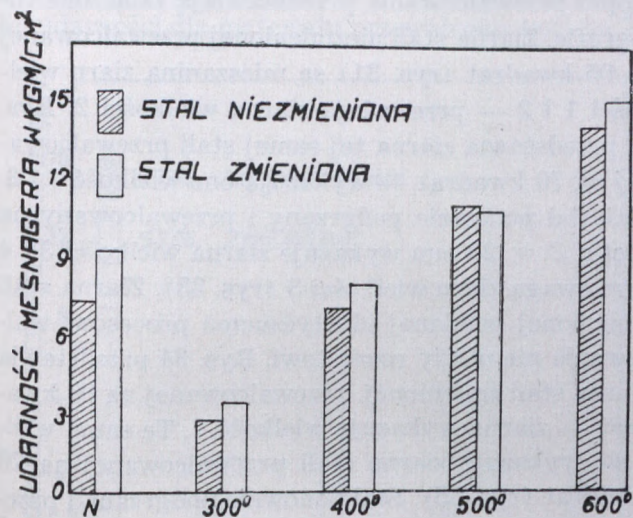
Wyniki pomiarów udarności wykazują — podobnie jak w poprzedniej serii badań na wlewkach A1 i A2 — przewagę stali zmienionej nad stalą nie-



Rys. 45. Wzrost udarności w zależności od procentowego ubytku powierzchni (próbki hartowane i odpuszczone w 600°C).

zmienioną. Różnice te wybitne dla próbek badanych w stanie normalizowanym, mniejsze natomiast w stanie cieplnie ulepszonym, zwłaszcza wraz ze wzrostem temperatur odpuszczania. Dla próbek odpuszczanych w temperaturach 500 i 600°C różnice te zanikają. Na rys. 46 przedstawione są wartości udarności próbek w stanie normalizowanym i cieplnie ulepszonym dla stali zmienionej i niezmięnionej, przekutej z kęsa 95 kwadrat na 50 kwadrat. Przed kuciem stal była nagrzana do normalnych temperatur kucia (1050°C). Rys. 47 przedstawia wartości udarności tej samej stali ponownie podgrzanej i przekutej z kęsa 50 kwadrat na 20 kwadrat. Rys. 48 przedstawia wartości udarności stali przekutej z kęsa 95 kwadrat na 50 kwadrat, przy czym stal przed kuciem była nagrzana do wysokiej temperatury (1180°C). Rys. 49 — dla stali przekutej od wysokich temperatur na 20 kwadrat.

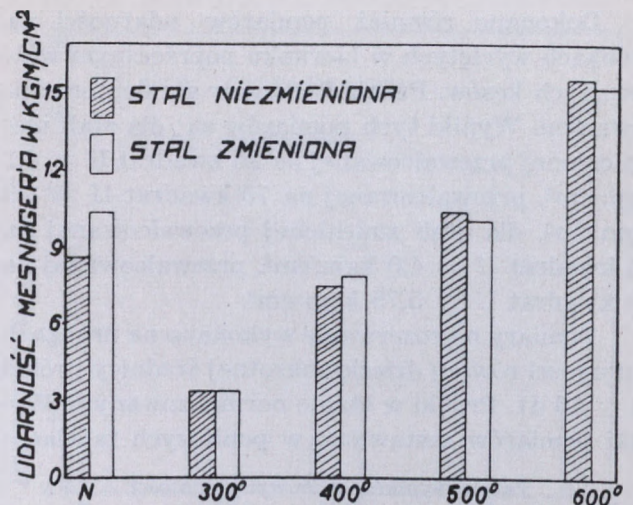
Wartości udarności dla stali niezmienionej (gruboziarnistej) kutej od normalnych temperatur są zarówno dla materiału przekutego na 50 kwadrat, jak i na 20 kwadrat cokolwiek wyższe od udarności stali przekutej na te same wymiary, jednak od wyższych temperatur. Różnice te występują dla próbek w stanie normalizowanym i w stanie cieplnie ulepszonym; nie występują jednak te różnice dla stali zmienionej. Próbkę sporządzoną z materiału kutej od normalnych temperatur kucia i próbki sporządzoną z materiału kutej od wysokich temperatur kucia wykazują prawie identyczne wartości udarności dla stali zmienionej. Warto nadmienić, że próbki ze stali niezmienionej wykazywały często po hartowaniu pęknięcia, zwłaszcza próbki sporządzane z materiału przekutego od wysokich



Rys. 46. Wartości udarności dla materiału przekutego z kęsa 95 kwadrat na 50 kwadrat od normalnych temperatur kucia.

temperatur. Na ogólną liczbę 48 hartowanych próbek stali niezmienionej 28 wykazało pęknięcia, podczas gdy na tę samą ilość próbek ze stali zmienionej (drobnoziarnistej) tylko 3 wykazały nieznaczne pęknięcia.

Następną serię badań przeprowadzono na materiale walcowanym na różne końcowe wymiary. Wlewki C1 (stal zmieniona) i C2 (stal niezmieniona) nagrzano do tych samych temperatur (normalnych temperatur walcowania), następnie walcowano ucinając próbkę długości ok. 300 mm przy wymiarze 95 kwadrat, resztę walcowano dalej aż do wymiaru 70 kwadrat, ucinając próbkę długości ok. 400 mm. Pozostałą część kęsa o wymiarze 70 kwadrat ponownie nagrzano i przewalcowano na pręt o średnicy równej 20 mm. Z otrzymanego materiału o różnym stopniu przewalcowania sporządzono próbki udarnościowe (według Mesnagera), próbki na rozerwanie i próbki do cementacji. Udarność ba-

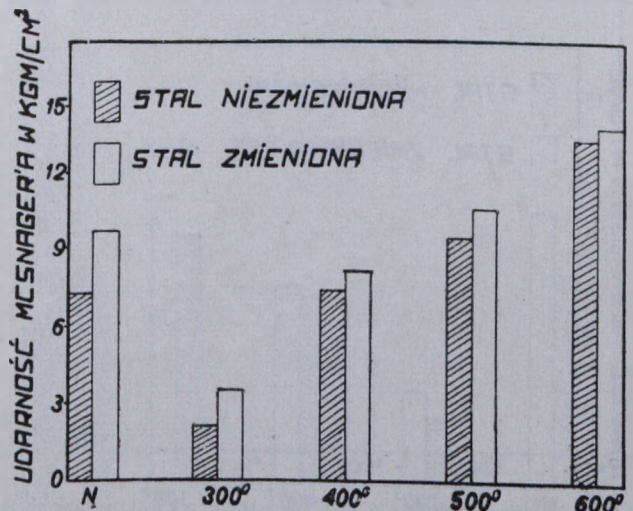


Rys. 47. Wartości udarności dla materiału przekutego z kęsa 50 kwadrat na 20 kwadrat od normalnych temperatur.

dano w stanie normalizowanym i w stanie cieplnie ulepszonym (hartowanym i odpuszczanym w temperaturach 300, 400, 500 i 600 °C). Wyniki pomiarów udarności zestawione są w poniższych tabelach.

Tabela wyników prób udarnościowych dla stali, walcowanej od normalnej temperatury walcowania — udarność wyrażona w kgm/cm².

Materiał przewalc. na wymiary	Próbki normali- zowane	Próbki hartowane i odpuszcz. w temperaturze			
		300°C	400°C	500°C	600°C
dla stali niezmienionej					
95 kwadrat	7,7	1,8	6,3	10,1	13,9
70 kwadrat	7,9	2,0	6,7	10,0	14,4
pręt o $\varnothing = 20$	10,75	2,45	7,5	11,6	15,5
dla stali zmienionej					
95 kwadrat	8,7	2,3	6,5	10,0	14,3
70 kwadrat	9,3	3,5	7,4	10,1	14,4
pręt o $\varnothing = 20$	11,8	3,9	9,8	12,8	17,9



Rys. 48. Wartości udarności dla materiału przekutego z kęsa 95 kwadrat na 50 kwadrat od wysokich temperatur.

Dokonano również pomiarów udarności na próbkach wyciętych w kierunku poprzecznym walcowanych kęsów. Próbkę badano w stanie normalizowanym. Wyniki tych pomiarów są: dla stali niezmięnionej przewalcowanej na 95 kwadrat $U = 4,1$ kgm/cm², przewalcowanej na 70 kwadrat $U = 4,3$ kgm/cm², dla stali zmienionej przewalcowanej na 95 kwadrat $U = 4,0$ kgm/cm², przewalcowanej na 70 kwadrat $U = 5,75$ kgm/cm².

Pomiary na rozerwanie wykonano na próbkach o długości równej dziesięciokrotnej średnicy próbki ($l = 10 d$). Próbkę w stanie normalizowanym. Wyniki pomiarów zestawiono w poniższych tabelach:

Tabela wyników prób wytrzymałości.

Materiał przewalc. na wymiary	Q	R	A % dla l = 10 d	C %	Stosu- nek Q : R
	kg/mm ²				
dla stali niezmięnionej					
95 kwadrat	40,3	63,7	20,1	51,0	0,633
70 kwadrat	41,2	63,7	20,2	52,8	0,646
pręt o $\varnothing = 20$	43,35	64,4	22,15	59,0	0,673
dla stali zmienionej					
95 kwadrat	43,4	63,9	19,8	55,2	0,680
70 kwadrat	43,5	64,1	19,7	54,4	0,678
pręt o $\varnothing = 20$	45,2	64,7	22,15	60,0	0,700

Jak widać z załączonej tabeli, stal drobnoziarnista (zmieniona) posiada przy tej samej wytrzymałości (ok. 64 kg/mm²) wyższą granicę płynności Q i większe przewężenie C. Wytrzymałość na rozerwanie R oraz granica płynności Q nieco wzrastają wraz ze stopniem przewalcowania badanego materiału.

Na naszą prośbę badane przez nas stale grubo i drobnoziarniste były badane na skrawalność przez

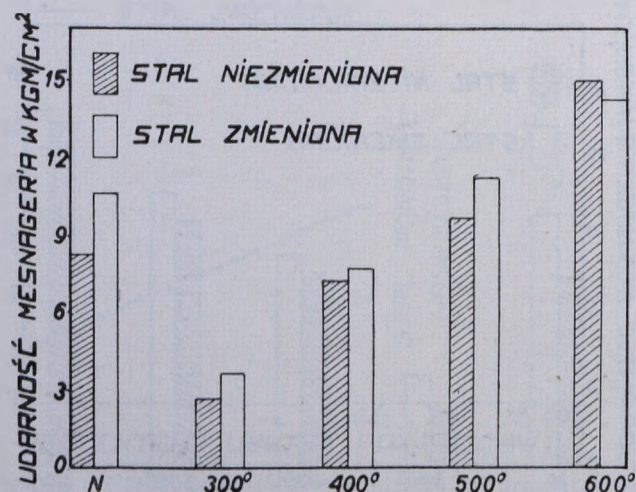
pp. inż. W. Biernawskiego i J. Teschlika w Laboratorium Centralnym P. W. U. i wykazały następujące wyniki:

Wielkość ziarn	Twardość Brinella	Opór własc. skrawania $K_s = \frac{P}{F}$ kg/mm ²
2 — 4	146	328
2 — 4	149	326
7	146	389
7	152	392

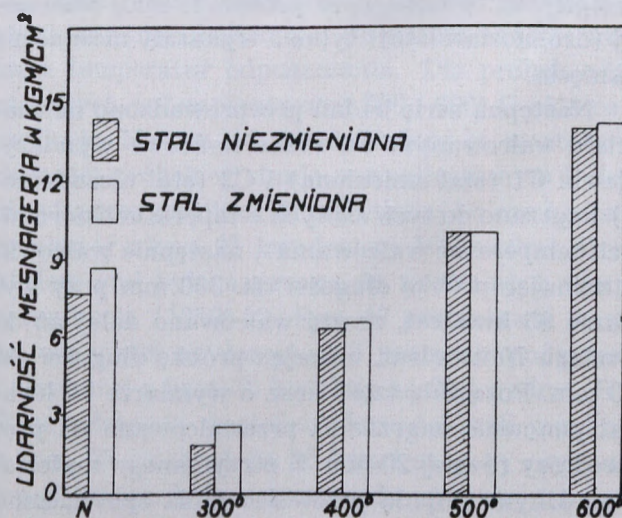
Opór skrawania stali drobnoziarnistej zmienionej glinem wzrasta o 19%.

Wielkość ziarn austenitu dla poszczególnych stopni przewalcowania przedstawiają załączone fotografie. Ziarna stali niezmięnionej przewalcowanej na 95 kwadrat (rys. 31) są mieszaniną ziarn wielkości 1 i 2 — przeważają ziarna wielkości 2. Rys. 32 przedstawia ziarna tej samej stali przewalcowanej na 70 kwadrat — wykazują one wielkość 2 i 3. Materiał ponownie podgrzany i przewalcowany na pręt $\varnothing = 20$ mm wykazuje ziarna wielkości 3 i 4 z przewagą ziarn wielkości 3 (rys. 33). Ziarna stali zmienionej poddanej identycznemu procesowi walcowania nie uległy rozrostowi. Rys. 34 przedstawia ziarna stali zmienionej, przewalcowanej na 95 kwadrat — ziarna wykazują wielkość 7. Tę samą wielkość wykazuje ziarno stali przewalcowanej na 70 kwadrat (rys. 35). Stal ponownie podgrzana i przewalcowana na pręt $\varnothing = 20$ mm wykazuje cokolwiek drobniejsze ziarno i jest mieszaniną wielkości 7 i 8 (rys. 36).

Jak widać z powyższego, nagrzewając stal gruboziarnistą do temperatury walcowania, powoduje-



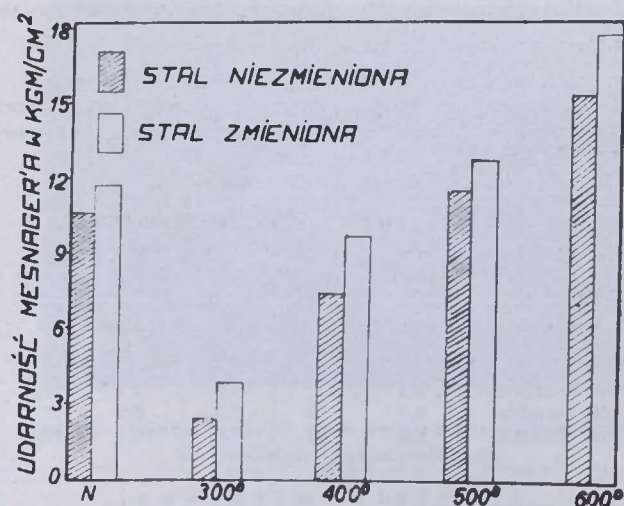
Rys. 49. Wartości udarności dla materiału przekutego z kęsa 50 kwadrat na 20 kwadrat od wysokich temperatur.



Rys. 50. Wartości udarności dla materiału przewalcowanego na 95 kwadrat.

my rozrost ziarn. Sama czynność walcowania rozdrabnia ziarno. W stali drobnoziarnistej temperatura rozrostu ziarn nie została osiągnięta. Ziarno nie wzrosło, przez walcowanie zaś zostało nieznacznie rozdrobnione.

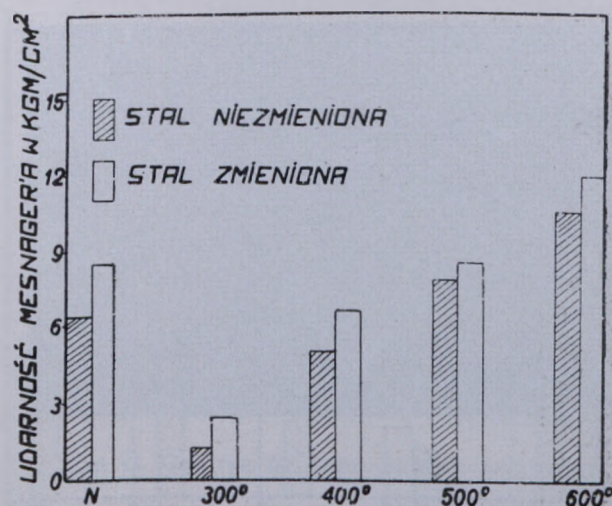
Wyniki pomiarów udarności przedstawiono na załączonych wykresach. Wartości udarności dla próbek w stanie normalizowanym wykazują dla wszystkich stopni przekucia wyższe wartości dla stali zmienionej. Rys. 50 przedstawia wartości udarności dla materiału przewalcowanego na 95 kwadrat. Widać różnicę w udarności w stanie normalizowanym i w stanie hartowanym i odpuszczanym w 300° C, przy wyższych temperaturach odpuszczania różnica ta prawie zupełnie zanika. Analogicznie jest na rys. 51, który przedstawia wartości udarności dla materiału przewalcowanego na 70



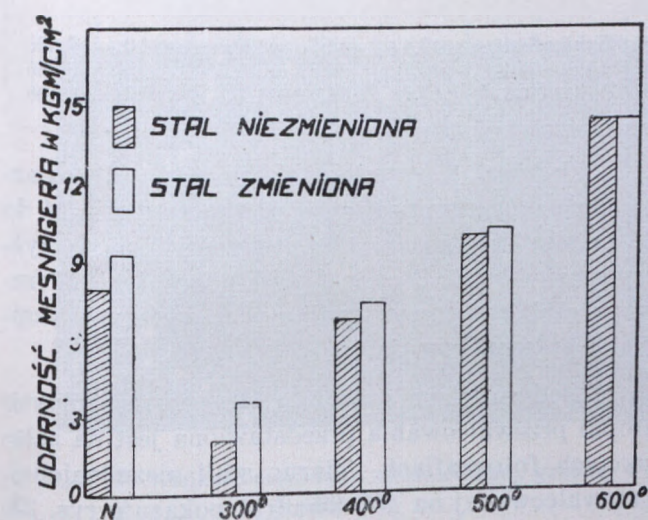
Rys. 52. Wartości udarności dla materiału przewalcowanego na pręt o $\varnothing = 20$ mm.

Wlewk B1 po ogrzaniu walcowano; przy wymiarze kęsa 95 kwadrat ucięto próbkę długości ok. 300 mm, resztę walcowano dalej do wymiaru 65 kwadrat. Z kęsa tego ucięto próbkę długości około 400 mm. Resztę kęsa o wymiarze 65 kwadrat podgrzano i przewalcowano na 16 kwadrat, ucinając próbkę długości ok. 100 mm przy wymiarze 30 kwadrat. Tak samo walcowany był wlewk B2.

Otrzymano cztery stopnie przewalcowania. Z kęsów o wymiarze 95 kwadrat, 65 kwadrat i z pręta 16 kwadrat sporządzono próbki udarnościowe (według Mesnagera), próbki na rozerwanie i próbki do cementacji. Z kawałków o wymiarze 30 kwadrat sporządzono próbki tylko do cementacji. Udarność badano w stanie normalizowanym i w stanie cieplnie ulepszonym (hartowanym i odpuszczanym w temperaturach 300, 400, 500 i 600° C).



Rys. 53. Wartości udarności dla materiału przewalcowanego na 95 kwadrat (przed walcowaniem wlewk znajdował się długi czas w piecu).



Rys. 51. Wartości udarności dla materiału przewalcowanego na 70 kwadrat.

kwadrat. Rys. 52 wykazuje różnice w wartościach udarności dla stali zmienionej i niezmienionej nie tylko dla próbek badanych w stanie normalizowanym, lecz również dla próbek w stanie cieplnie ulepszonym. Ze wzrostem stopnia przewalcowania wzrasta również udarność próbek normalizowanych i próbek cieplnie ulepszanych zarówno dla stali niezmienionej, jak i dla stali zmienionej.

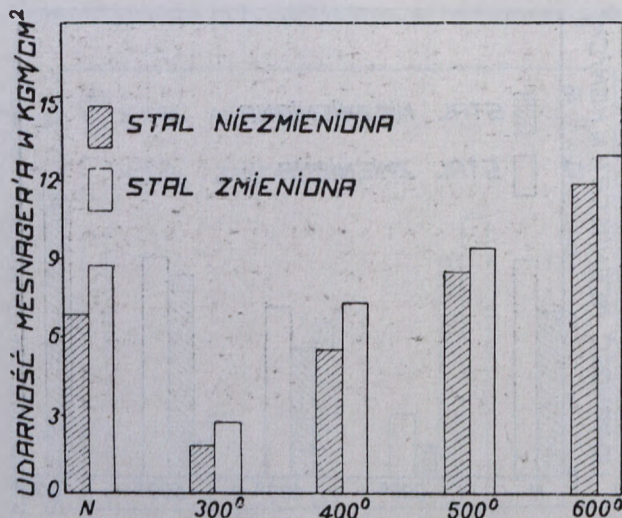
Ostatnią serię badań przeprowadzono na wlewkach B1 (stal zmieniona) i B2 (stal niezmieniona), przewalcowanych na różne końcowe wymiary. Wlewki te zostały przed walcowaniem długi czas nagrzewane (ok. 3 h). Przebywały zatem w piecu znacznie dłużej, niż wlewki C1 i C2. Wpływ tego przetrzymania wlewków w piecu uwidocznił się na własnościach udarnościowych stali niezmienionej, natomiast stal zmieniona (drobnoziarnista) nie ucierpiała.

Wyniki pomiarów udarności przedstawiono w poniższych tabelach:

Tabela wyników prób udarnościowych dla stali, ogrzewanej długi czas (ok. 3 h) przed walcowaniem, udarność wyrażono w kgm/cm^2

Materiał przewalc. na wymiary	Próbki normali- zowane	Próbki hartowane i odpuszcz. w temperaturze			
		300 °C	400 °C	500 °C	600 °C
d l a s t a l i n i e z m i e n i o n e j					
95 kwadrat	6,4	1,1	5,0	7,9	10,7
65 kwadrat	6,9	1,8	5,5	8,5	11,9
16 kwadrat	8,4	3,4	7,5	10,9	14,8
d l a s t a l i z m i e n i o n e j					
95 kwadrat	8,5	2,4	6,7	9,5	12,0
65 kwadrat	8,7	2,7	7,3	9,4	13,1
16 kwadrat	11,4	3,5	9,4	11,2	15,3

Pomierzono również udarności próbek wyciętych w kierunku poprzecznym walcowanych kęsów. Próbki badano w stanie normalizowanym. Pomiar dał wynik: dla stali niezmięnionej przewalcowanej na 95 kwadrat $U = 5,0 \text{ kgm/cm}^2$, przewalcowanej na 65 kwadrat $U = 4,6 \text{ kgm/cm}^2$, dla stali zmienionej przewalcowanej na 95 kwadrat $U = 4,5 \text{ kgm/cm}^2$, przewalcowanej na 65 kwadrat $U = 4,5 \text{ kgm/cm}^2$. Wyższą wartość udarności dla stali niezmięnionej można wytłumaczyć w części większym stopniem ujednorodnienia tej stali, przebywającej dłuższy czas w wyższych temperaturach (w temperaturach walcowania), a raczej — jest to skutek wtórnej krystalizacji materiału. Udarność dla próbek przewalcowanych na 65 kwadrat jest dla obu stali jednakowa.



Rys. 54. Wartości udarności dla materiału przewalcowanego na 65 kwadrat.

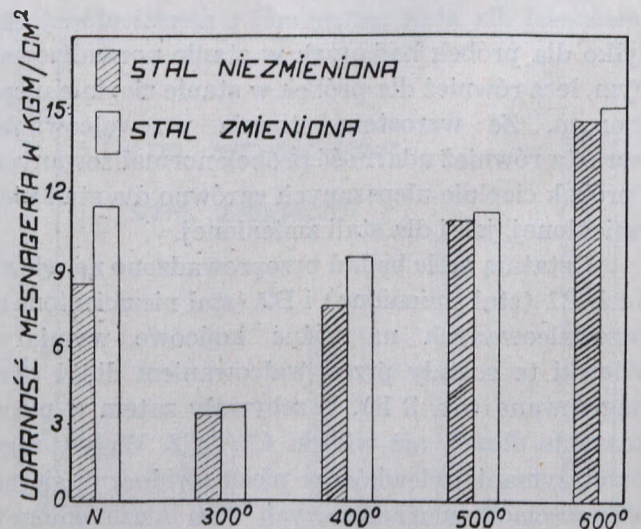
Pomiary wytrzymałościowe wykonano na próbkach o długości równej dziesięciokrotnej średnicy próbki ($l = 10 d$). Wyniki pomiarów prób w stanie normalizowanym przedstawiono w poniższych tabelach:

Tabela wyników prób wytrzymałościowych dla stali ogrzewanej długi czas (ok. 3 h) przed walcowaniem.

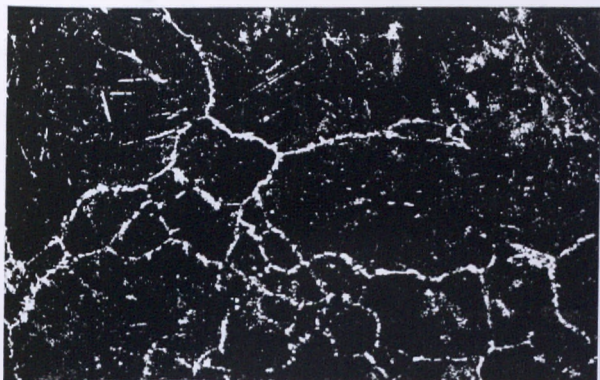
Materiał przewalc. na wymiary	Q	R	A% dla l = 10 d	C %	Stosu- nek Q : R
	kg/mm ²				
d ł a s t a l i n i e z m i e n i o n e j					
95 kwadrat	39,5	65,4	18,5	51,8	0,604
65 kwadrat	40,8	64,5	20,9	55,8	0,633
16 kwadrat	43,2	65,5	20,6	57,6	0,660
d ł a s t a l i z m i e n i o n e j					
95 kwadrat	43,4	64,7	20,6	54,0	0,686
65 kwadrat	42,7	62,9	19,3	56,5	0,980
16 kwadrat	42,7	64,0	21,2	60,3	0,668

Jak widać z powyższej tabeli, stal drobnoziarnista posiada przy tej samej wytrzymałości (64 do 65 kg/mm^2) wyższą granicę płynności Q, nieco wyższy stosunek Q : R oraz wyższe przewężenie. Przewaga stali zmienionej zanika przy wyższych stopniach przewalcowania.

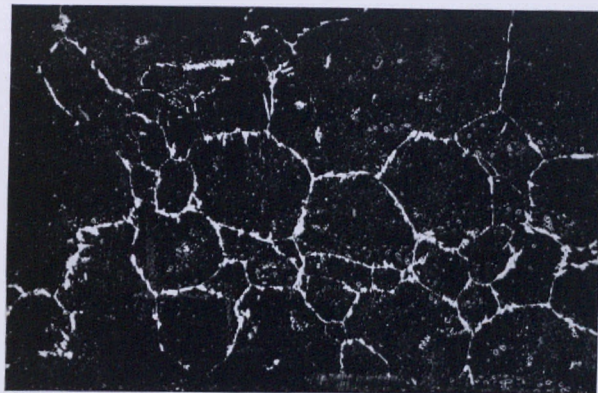
Wielkość ziarn austenitu dla poszczególnych stopni przewalcowania przedstawiona jest na załączonych fotografiach. Ziarno stali niezmięnionej, przewalcowanej na 100 kwadrat pokazuje rys. 23. Jak widać, na skutek przedłużonego czasu trzymywania wlewk w piecu nastąpił znaczny rozrost ziarn. Stal przewalcowana na 65 kwadrat wykazuje rów-



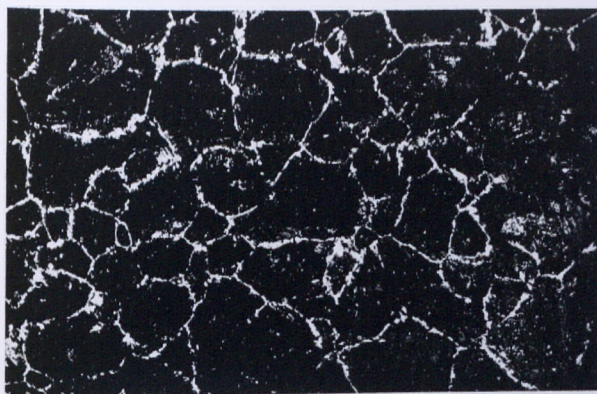
Rys. 55. Wartości udarności dla materiału przewalcowanego na 16 kwadrat.



Rys. 56. Wielkość ziarn stali niezmienionej, grzanej 4 h w 1000° C.



Rys. 59. Wielkość ziarn stali niezmienionej, przekutej na 100 kwadrat (zgląd podłużny).



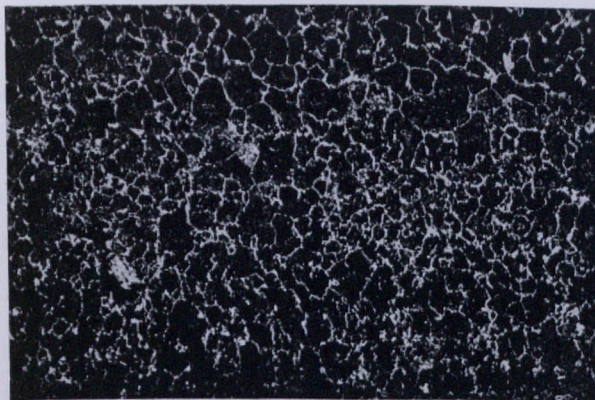
Rys. 57. Wielkość ziarn stali niezmienionej, grzanej 4 h w 1000° C.



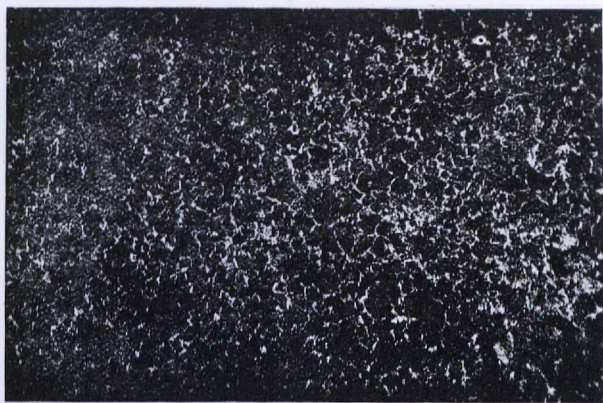
Rys. 60. Wielkość ziarn stali niezmienionej, przekutej na 10 kwadrat (zgląd podłużny).



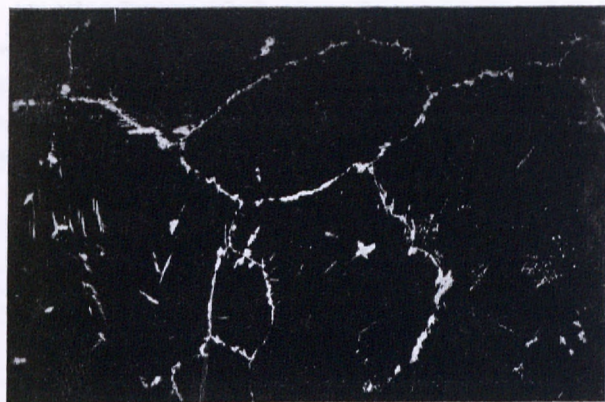
Rys. 58. Wielkość ziarn stali zmienionej, grzanej 4 h w 1000° C.



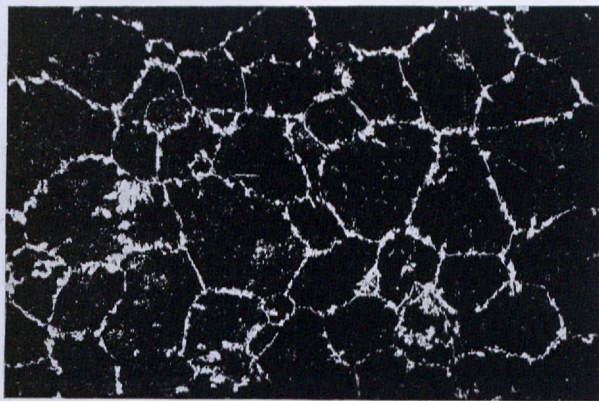
Rys. 61. Jak rys. 59, tylko dla stali zmienionej.



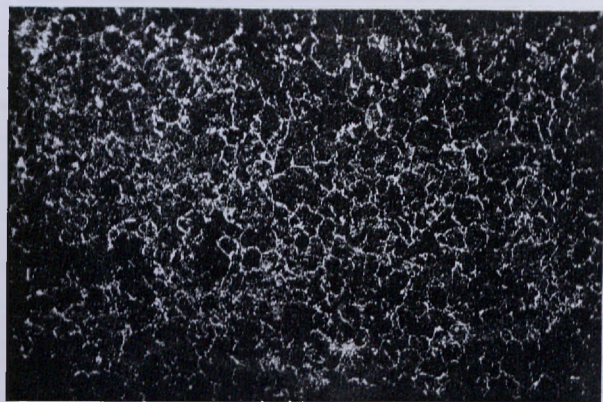
Rys. 62. Jak rys. 60, tylko dla stali zmienionej.



Rys. 63. Wielkość ziarn stali niezmienionej walcowanej na 95 kwadrat (zgląd podłużny).



Rys. 64. Wielkość ziarn stali niezmienionej walcowanej na 16 kwadrat (zgląd podłużny).



Rys. 65. Jak rys. 63, tylko dla stali zmienionej.



Rys. 66. Jak rys. 64, tylko dla stali zmienionej.

niez wielkie ziarna (rys. 24), które można zaliczyć do wielkości 1. Rys. 25 przedstawia wielkość ziarn tej samej stali ponownie podgrzanej i przewalcowanej na 30 kwadrat. Na skutek walcowania ziarna zostały cokolwiek rozdrobnione i są mieszaniną ziarn wielkości 2 i 3 z przewagą ziarn wielkości 2. Walcowanie do wymiaru 16 kwadrat spowodowało dalsze rozdrobnienie ziarn do wielkości 3. Stal zmieniona, która przebywała w piecu równie długo, jak stal niezmieniona, nie wykazała rozrostu ziarn. Prawdopodobnie, temperatura rozrostu ziarn stali zmienionej nie została osiągnięta. Ziarna stali zmienionej przewalcowanej na 95 kwadrat (rys. 27) wykazują wielkość 7. Ta sama stal przewalcowana na 65 kwadrat wykazuje również ziarna wielkości 7 (rys. 28). Ponowne podgrzanie i przewalcowanie na 30 kwadrat nie zmieniło widocznie wielkości ziarn, które nadal wykazują wielkość 7 (rys. 29). Dopiero przewalcowanie stali na 16 kwadrat spowodowało rozdrobnienie ziarn, które wykazują mieszaninę wielkości 7 i 8 — z przewagą ziarn o wielkości 8 (rys. 30).

Wyniki pomiarów udarności zostały przedstawione na załączonych wykresach. Udarność stali zmienionej jest wyższa od udarności stali niezmienionej o 2—3 kgm/cm². Różnice te są mniejsze dla próbek badanych w stanie cieplnie ulepszonym. Rys. 53 przedstawia wartości udarności próbek w stanie normalizowanym i próbek w stanie cieplnie ulepszonym dla stali zmienionej i niezmienionej przewalcowanej na 95 kwadrat, rys. 54 — dla stali przewalcowanych na 65 kwadrat i rys. 55 — dla stali przewalcowanych na 16 kwadrat. Wraz ze wzrostem stopnia przewalcowania wzrasta również udarność zarówno stali zmienionej, jak i stali niezmienionej.

Porównując udarność stali przewalcowanej na 95 kwadrat z wlewka B2 (stal niezmieniona) i udarność stali przewalcowanej na 95 kwadrat z wlewka C2 (stal niezmieniona), widać, że udarność dla materiału z wlewka B2 jest niższa i to dla próbek badanych w stanie normalizowanym, jak i dla próbek badanych w stanie cieplnie ulepszonym. Analogiczne dość znaczne różnice (niższą udarność dla próbek z materiału B2) można zauważyć również dla następnych stopni przewalcowania. Różnice te są mniejsze lub w ogóle ich nie ma dla próbek sporządzonych ze stali zmienionych (wlewki C1 i B1). Zjawisko tłumaczy się tym, że wlewek C2 był ogrzany do normalnych temperatur, przebywał w piecu niedługo i aczkolwiek nastąpił w nim rozrost ziarn austenitu, to jednak nie w tym stopniu, co w

materiale B2, który przebywał długi czas w piecu, co spowodowało znaczny rozrost ziarna (rys. 23).

Jeżeli idzie o stal zmienioną, to ona nie wykazała ani w przypadku normalnego czasu pobytu w piecu, ani też w przypadku przedłużonego czasu przebywania w piecu rozrostu ziarn, skutkiem czego nie wykazuje znaczniejszych różnic w własnościach udarnościowych.

Z powyższego widać, jak szkodliwym jest długi pobyt materiału w wyższych temperaturach. Przy kuciu kęsów D2 (od niskich i wysokich temperatur) nagrzano jeden z nich do wysokich temperatur (1180° C); czas pobytu w tej temperaturze był krótki, nie spowodował tak wielkiego rozrostu ziarn, jak w przypadku trzymania wlewka w normalnych temperaturach walcowania, jednak przez czas długi (ok. 3 h).

Warto nadmienić, że próbki sporządzone z poszczególnych stopni przewalcowanego materiału B2 wykazywały często pęknięcia po hartowaniu. Na ogólną liczbę 36 próbek hartowanych 15 wykazało pęknięcia, na tę samą ilość próbek sporządzonych z materiału B1 (stal zmieniona) tylko cztery wykazały nieznaczne pęknięcia.

Z przewalcowanego na 16 kwadrat materiału B1 i B2 sporządzono próbki i hartowano je od temperatur 820, 840, 880 i 930° C w wodzie. Na próbkach nacięto karb i łamano je. Próbki ze stali B2 (stal niezmieniona) dawały ciągliwe jądro, będąc hartowane od temperatury 820° C; hartowane od temperatury 840° C wykazywały już niewielkie jądro, natomiast hartowane od 880° C i 930° C nie wykazywały w ogóle jądra (hartowały się na wskroś). Analogiczne próbki sporządzono ze stali B1 (stal zmieniona). Próbki z tej stali dawały przy każdej temperaturze hartowania (od 820 do 930° C) ciągliwe jądro — stal nie hartowała się na wskroś.

Próbki cementowano impregnowanym proszkiem „Carbonit”. Jest to węgiel drzewny impregnowany solami (węglanami i cyjankami). Wszystkie zgłady trawiono 4%-owym procentowym roztworem alkoholowym kwasu azotowego. Fotografowano przy stokrotnym powiększeniu.

VII.

Dla stwierdzenia, jak zachowuje się rzeczywiście (rozdrobnione) ziarno austenitu, poddane działaniu wysokiej temperatury, zrobiono następującą próbę: 2 kawałki pręta przekutego na 10 kwadrat ze stali pierwotnie drobnoziarnistej i 2 kawałki pręta również przekutego na 10 kwadrat ze stali pierwotnie gruboziarnistej trzymano w piecu w tempe-

raturze 1000° C przez 4 h. Próbkę tę następnie oszlifowano w celu usunięcia wytworzonej zgorzeliny i poddano próbie Mc Quaida-Ehna. Wielkość ziarn, jaką te kawałki wykazały, widać na załączonych fotografiach.

W stali pierwotnie gruboziarnistej przekutej na 10 kwadrat otrzymano dość silne rozdrobnienie ziarna, które wykazują wielkość 5 (rys. 9); przez trzymanie tej stali w temperaturze 1000° C przez 4 h nastąpił silny rozrost ziarn do wielkości: 1, 2 i 3 (rys. 56 i 57). W stali drobnoziarnistej przekutej na 10 kwadrat i poddanej grzaniu 1000° C przez 4 h można również zauważyć pewien rozrost ziarn, jednak nieznaczny, ziarna przed grzaniem w 1000° C wykazywały wielkość 8 (rys. 14) — po grzaniu wielkość 6 i 7 (rys. 58).

Z wyżej przeprowadzonej próby należy wnioskować, że stal pierwotnie gruboziarnista, której ziarno przez kucie uległo nawet stosunkowo silnemu rozdrobnieniu, zachowuje nadal cechy stali gruboziarnistej. Wielkość ziarn austenitu, którą stal otrzymuje, krzepnąc we wlewnicy, wywiera dominujący wpływ na późniejsze zachowanie się stali.

VIII.

Zamieszczone w powyższej pracy zdjęcia przedstawiają wielkość ziarn na zglądach prostopadłych do kierunku walcowania i kucia. Celem stwierdzenia, jak wygląda ziarno na zglądzie podłużnym, przecięto cementowane próbki w kierunku równoległym do kierunku walcowania i kucia. Obraz ziarn ze zglądów podłużnych identycznie cementowanych próbek jest podobny do obrazu, jaki dają ziarna na zglądach poprzecznych. Rys. 59 przedstawia wielkość ziarn stali niezmięnionej, przekutej na 100 kwadrat (porównaj rys. 5). Rys. 60 — stal przekuta na 10 kwadrat (porównaj rys. 9). Rys. 61 i 62 dają obraz ziarn stali zmienionej, przekutej na 100 i 10 kwadrat (porównaj rys. 10 i 14). Rys. 63 przedstawia wielkość ziarn stali niezmięnionej, przewalcowanej na 95 kwadrat, a rys. 64 — wielkość ziarn tej samej stali przewalcowanej na 16 kwadrat (porównaj rys. 23 i 26). Rys. 65 i 66 przedstawiają stal zmienioną, przewalcowaną na 95 kwadrat i 16 kwadrat (porównaj rys. 27 i 30).

Stopień pierwotnej (austenitycznej) ziarnistości w tworzywach stalowych jest uzależniony od wielkości napięcia powierzchniowego na granicach ziarn.

Substancje kapilarnie aktywne (obce fazy) o minimalnej powierzchni (zmieniacze, stabilizato-

ry), istniejące na granicach ziarn, energicznie obniżają napięcie powierzchniowe w granicach ziarn, tym samym obniżają dążność ziarn do rozrostu, znieczulają tworzywo do przegrzania się, czyli stabilizują ziarnistość⁹⁾.

Ilość stabilizatorów jest liczbą bardzo małą, która nie powinna przekraczać pewnej optymalnej, również stosunkowo małej ilości. Zwiększenie ilości kapilarnie aktywnej substancji na granicach ziarn ponad pewne optimum, zmniejsza kohezję, wobec czego tworzywo staje się kruche; dlatego tworzywa stalowe powinny być przed zmienianiem odpowiednio wyrobione.

Jak wyjaśnić fakt częściowego rozdrabniania się pierwotnych ziarn austenitu w stalach gruboziarnistych pod wpływem przeróbki plastycznej na gorąco?

Mogą tu zaistnieć dwa przypadki, kiedy przeróbka plastyczna na gorąco została ukończona: 1) powyżej przemiany alotropowej, tzn. w zakresie nieprzemienionego stanu austenitycznego, 2) poniżej temperatury początku przemiany alotropowej, czyli w zakresie współistnienia dwu faz.

Na razie wyeliminujemy tę drugą możliwość, która, jak należy przypuszczać, będzie ze swej strony komplikować efekt końcowy, a powrócimy do wyjaśnienia pierwszej możliwości.

Znamy fakty rozdrabniania siatki ledeburytycznej lub siatki węglików nadeutektoidalnych, znajdujących się na granicach ziarn austenitu — pod wpływem przeróbki plastycznej na gorąco. Poza tym możemy z dużym prawdopodobieństwem przypuścić, że podział pierwotnych ziarn austenitu pod wpływem przeróbki plastycznej na gorąco odbywa się wzdłuż wyeliminowanych w czasie tej przeróbki płaszczyzn poślizgowych, czyli wzdłuż naturalnych płaszczyzn krystalograficznych, na których, skutkiem zgniotu i spowodowanej przez niego obniżonej rozpuszczalności, zdołały wydzielić się nadmiernie poprzednio w czasie grzania rozpuszczone substancje kapilarnie aktywne (obce fazy), wytworzyły zmieniania, stabilizatory!

Każde następne grzanie, o ile nie przekroczy temperatury kucia, zatrzyma tę sztucznie otrzymaną ziarnistość. Natomiast, o ile podniesiemy temperaturę grzania wyżej, osiągamy granice pierwotne. Jeżeli przekroczymy krytyczną temperaturę, której wysokość uzależniona jest od natury wytworów zmieniania, czyli od natury kapilarnie-aktywnych stabilizatorów, będziemy obserwować niezahamowany rozrost ziarn.

⁹⁾ C. Benediks, Hutnik, r. 1937, zeszyt 6, str. 235/243.

Przypuszczamy, że niepowstrzymany rozrost ziarn zachodzi po przejściu stabilizatorów do roztworu stałego, które to stabilizatory znajdowały się na granicach ziarn; również należy przypuszczać, że ziarna austenitu, powstałe na skutek rozdrobnienia pierwotnych ziarn, przez przeróbkę plastyczną na gorąco, nie są obsadzone ciągłym murem stabilizatorów i że w tej otoczce są nieciągłości, które ułatwiają następny rozrost, a więc te nowe drobniejsze ziarna są mniej trwałe i pod tym względem nie dorównują trwałości pierwotnych drobnych ziarn.

Na tym miejscu należy przypomnieć, że M. A. Grossman w roku 1934¹⁰⁾ udowodnił, że wzrastający stopień przekucia obniża temperaturę początku rozrostu ziarn austenitu.

Na podstawie naszych wstępnych badań możemy przypuszczać, że podobnie, jak każda normalizacja stali drobnoziarnistych ułatwia hartowność, tzn. przesuwa własności drobnoziarnistej stali w kierunku zbliżenia się do własności gruboziarnistych stali, tak samo i każda przeróbka plastyczna na gorąco obniża zdolność rozważanej stali do przehartowywania się, tzn. zbliża własności stali bardziej gruboziarnistych do własności stali więcej drobnoziarnistych.

IX.

WNIOSKI

Na podstawie powyższych badań nad wpływem przeróbki plastycznej na gorąco na ziarnistość pierwotną stali węglowej można powiedzieć:

- 1) Odnośnie do stali niezmienionej (gruboziarnistej). Każdorazowe ogrzewanie do temperatury walcowania lub kucia powoduje rozrost ziarn austenitu. Rozrost ten jest tym większy,

im wyższą jest temperatura, do której stal nagrzano, i im dłuższy jest czas przebywania wlewka w piecu, przy czym bardziej szkodliwy wpływ wywiera przedłużony czas pobytu wlewka w piecu, nawet w normalnej temperaturze obróbki plastycznej. Walcowanie i kucie powoduje rozdrabnianie ziarn. Końcową wielkość ziarn (rzeczywistą wielkość) można w pewnej mierze regulować stopniem przekucia lub przewalcowania i temperaturą końca obróbki plastycznej. Zasadniczo jednak stal pierwotnie gruboziarnista zachowuje stosunkowo wielkie lub średnie ziarno mimo wielkiego stopnia przeróbki plastycznej i niskiej temperatury końca kucia lub walcowania.

- 2) Odnośnie do stali zmienionej (drobnoziarnistej). — Przy ogrzewaniu stali zmienionej do temperatury walcowania lub kucia nie zauważono rozrostu ziarn, nawet w przypadku, gdy stal została nagrzana do zbyt wysokich temperatur, ani w przypadku przedłużonego pobytu stali w piecu w normalnych temperaturach walcowania. Obróbka plastyczna, której stal ta została następnie poddana, powodowała stosunkowo nieznaczne rozdrobnienie ziarn austenitu. Końcowa wielkość ziarn (rzeczywista wielkość) była mniejsza od wielkości ziarn pierwotnych.

Wyniki prób udarnościowych stwierdzają wyższość stali zmienionej nad niezmienioną. Wartości udarności próbek badanych w stanie normalizowanym były we wszystkich przypadkach wyższe o 1 do 3 kg/cm² dla stali zmienionej. Różnice te są mniejsze lub nawet zupełnie zanikają dla próbek badanych w stanie cieplnie ulepszonym.

Wielką zaletą stali drobnoziarnistej jest jej wielka odporność na przegrzanie.

WANAD W STALI

Naptsall

IWAN FESZCZENKO-CZOPIWSKI

inż. technolog, doktor nauk technicznych, profesor Akademii Górniczej w Krakowie

i

ALBIN KALIŃSKI

inż. metalurg

I.

Zróznicowanie poglądów na kwestię wanadu w stali skłoniło metalurgów całego świata (w ich liczbie i amerykańskich metalurgów E. S. Daven-

porta i E. C. Baina) do bardziej ścisłego podejścia do tej sprawy. Niezawodnie, że do tego żywszego zajęcia się kwestią wanadu przyczyniły się odkry-

¹⁰⁾ Transactions of the American Society for Metals, r. 1934, str. 839.

cia bogatych złóż rud wanadu w Hiszpanii, Stanach Zjednoczonych, Peru i in.

Rozpatrując rzecz historycznie, należy stwierdzić, że pewnego rodzaju niechęć metalurgów czy metaloznawców w dociekaniach nad wpływem wanadu była wywołana — z jednej strony — wysoką ceną wanadu (skąpe rozsianie złóż wanadu na kuli ziemskiej), z drugiej zaś — zbyt pobieżnym traktowaniem wartości wpływu tego pierwiastka na stal. Zapewne, że względy ekonomiczne muszą być brane pod uwagę (zwłaszcza w krajach, nie posiadających złóż tego pierwiastka), lecz podobnie, jak to miało miejsce w przypadku całego szeregu innych metali, należy liczyć się z potaniem wanadu z biegiem czasu ¹⁾.

W roku 1920 Hatfield ²⁾ podjął rozwikłanie zagadnienia, w jakim stosunku pod względem ceny pozostają stale: chromowo-wanadowa i chromowo-niklowa. Z badań tych wynikało, że stale chromowo-wanadowe są o wiele droższe od stali chromowo-niklowych przy jednakowych jak naówczas przypuszczano własnościach.

Za inny przykład może posłużyć twierdzenie niektórych metalurgów, że troskliwie wyprodukowana stal bez dodatków wanadu może wykazywać te same własności, co stal z dodatkiem 0,10 — 0,20% V. Zapewne, że dwie stale: stopowa i nie-stopowa (lub zmieniona i niezmieniona), będą się zachowywały identycznie w warunkach, w których zalety stali stopowych (czy zmienionych) są bez znaczenia.

Od dawna znane jest mniemanie, że wanad w nieznacznych nawet ilościach powoduje drobnoziarnistość. Stwierdzano to zawsze na wyglądzie struktury wtórnej, która w wielu wypadkach (lecz nie zawsze) jest odbiciem struktury pierwotnej. Że wanad wywołuje drobnoziarnistość struktury pierwotnej, to jest zdobyczą lat ostatnich i wszelkie spory w tym względzie nie miałyby żadnego uzasadnienia. Wanad w tych małych ilościach wpływa również na własności stali jako dodatek stopowy. Zapewne, że wanadowi jako dodatkowi stopowemu sprzyja równocześnie drobnoziarnistość stali. Czy dwa te wpływy (drobnoziarnistości, wywołanej dodatkiem wanadu, i wanadu, jako dodatku stopowego) sumują się, o to się można sprzeczać, lecz niepopolite własności stali uszlachetnionej dodatkiem

wanadu były przyczyną wyróżnienia wanadu spośród innych pierwiastków, zjednując mu przydomek „pierwiastka tajemniczego“.

Zagadnienie zmieniania stali nie zostało w takim stopniu opanowane i rozwiązane, by można było wyjaśnić każde (często dość zawile) zjawisko z tej dziedziny. Widać, że powyższe zagadnienie rozwija się drogą ewolucji, drogą powolnego kształtowania się poglądów i metod. Dużo problemów nie zostało jeszcze wyjaśnionych, dużo poglądów uległo licznym przeobrażeniom i dlatego nikt nie jest w stanie zagwarantować, czy próby objaśnienia niektórych ubocznych wprawdzie, lecz niemniej ważnych zjawisk, w najbliższych latach czy nawet miesiącach nie ulegną zmianie. Z tym się liczymy i dlatego nad każdym wytłumaczeniem tego czy innego zjawiska uważamy dyskusję za otwartą.

II.

Rudy wanadu to przeważnie tlenki; na ogół są one bardzo ubogie i żadna z nich nie zawiera więcej jak 20% V_2O_5 , a nawet rudy z Kolorado, Kalifornii i innych miejsc Ameryki Północnej zawierają poniżej 3% V_2O_5 . Złoża w Peru są siarczkowe i zawierają około 40% pięciosiarczku wanadu (V_2S_5). Wydobywanie wanadu z tych rud (siarczkowych) jest utrudnione z powodu domieszek takich jak siarka, fosfor, ołów, cynk, miedź, arsen, antymon i bizmut. Szczególną trudność przedstawia usuwanie fosforu i arsenu, a to z powodu dużego powinowactwa wanadu do tych pierwiastków.

Ponadto wanad znajduje się w mniejszej lub większej ilości niemal we wszystkich rudach żelaznych, zwłaszcza w rudach pochodzenia oolitowego. W procesie wielkopiecowym według badań Rutgera von Seth ³⁾ wanad całkowicie przechodzi do surówki. Badając możliwości wyzyskania wanadu Rutger von Seth zaproponował prowadzić proces w następujący sposób: świeżyć surówkę przez 3—4 minuty w kwaśnym konwertorze do chwili, kiedy wanad ulegnie wypaleniu i przejdzie do żużla (przy tym wypalają się krzem i tytan całkowicie oraz częściowo mangan). W tych warunkach fosfor pozostaje w metalu lub wypala się w nieznacznej ilości. Wstępnie wyświeżony metal zostaje przelany do zasadowego konwertora, w którym proces świeżenia zostaje doprowadzony do końca. Oddzielony po wylaniu z kwaśnego konwertora żużel zawiera około 10% V_2O_5 , a więc mniej więcej tyle, ile najbogatsza europejska ruda wanadu. W ten sposób niejednokrotnie zwykłe rudy żelaza z małą zawar-

¹⁾ Mniemanie to zresztą potwierdza statystyka, wykazująca stały spadek ceny wanadu. I tak w roku 1930 cena 1 kg wanadu w żelazowanadzie wynosiła 56 zł, w r. 1934 — 54 zł, a obecnie około 30 zł.

²⁾ Institution of Automobile Engineers, r. 1920, str. 514.

³⁾ Metall und Erz, r. 1925, zesz. 47, str. 219/222.

tością wanadu były głównym źródłem otrzymywania wanadu.

Wanad do stali jest wprowadzany w postaci żelazowanadu. Temperatura topliwości żelazowanadu jest taka, że pozwala na wprowadzanie go do kadzi podczas spustu. Żelazowanad z zawartością 50—60% V topi się w temperaturze 1410—1460° C, z zawartością zaś 80% V w temperaturze 1580° C.

W przypadku produkcji stali tyglowej żelazowanad może być wprowadzany ze wsadem albo można go dodawać do stali tuż przed spustem. Przy wytapianiu stali w piecu elektrycznym żelazowanad należy wprowadzać do pieca po wprowadzeniu ostatnich dodatków i około 15 minut przed spustem. Żelazowanad może być również wprowadzany do kadzi. Wytapiając stal w zasadowym piecu martinowskim, żelazowanad należy wprowadzać podczas spustu do kadzi równocześnie z żelazokrzemem, przy czym żelazowanad musi być rozdrobniony; na wierzch stali należy wrzucić kilka łopat wapna celem zapobiegnięcia przebiegowi szkodliwych reakcji. Należy unikać wprowadzania żelazowanadu do pieca (martinowskiego zasadowego) z obawy przed nadmierną jego stratą na skutek wypalenia.

Jeżeli idzie o produkcję stali w piecu martinowskim kwaśnym, to żelazowanad może być wprowadzany zarówno do pieca, jak i do kadzi. Dodatek do pieca należy skutecznie na krótko przed spustem, oczywiście, po odtlenieniu kąpeli oraz po wprowadzeniu wszelkich pozostałych dodatków stopowych. W przypadku wprowadzania żelazowanadu do kadzi należy wytrzymać stal dostateczny okres czasu, wystarczający do zupełnego rozpuszczenia się wanadu, zanim nastąpi wlewanie stali do wlewnic.

Straty wanadu na skutek wypalenia są różne i zależą — z jednej strony — od rodzaju pieca, w którym stal wytapiano, a z drugiej — od ilości wprowadzonego do płynnej stali wanadu. W każdym razie w przypadku niskich zawartości ilości pozostałego wanadu w stali wytapianej w piecu martinowskim wynosi 90%, w przypadku zaś stali elektrycznej i tyglowej — 95%. Przy wyższych zawartościach wanadu w stali strata wanadu wzrasta, dochodząc najwyżej do 20%.

Do ciekawych wyników doszedł R. Rudnick⁴⁾ przy badaniu zachowania się wanadu w zasadowym piecu łukowym. Według Rudnicka straty wanadu

powstają nie tylko wskutek wypalenia i przejścia do żużla, lecz również na skutek odparowania.

III.

Wanad należy do pierwiastków ferrytotwórczych; podnosi temperaturę przemiany alotropowej $\alpha \rightarrow \gamma$ i obniża eutoktoidalną zawartość węgla. Zarówno z żelazem α , jak i z żelazem γ tworzy roztwory stałe, przy czym należy zaznaczyć, że według H. Hougardyego⁵⁾ wanad dopiero wtedy tworzy roztwory stałe z żelazem α , kiedy całkowita zawartość węgla w stali jest związana na węglík wanadu. Powinowactwo wanadu do węgla jest bardzo duże, większe, aniżeli chromu czy wolframu.

Ciężar atomowy wanadu wynosi 51, ciężar właściwy 5,8, temperatura topliwości około 1700° C. Wanad krystalizuje w układzie sześciennym przestrzenniecentrycznym, jest niemagnetyczny; w bardzo czystym stanie jest plastyczny, lecz nieznaczne ilości innego pierwiastka utwardzają go w stopniu bardzo znacznym. Wanad tworzy roztwory stałe z żelazem, krzemem, glinem, manganem, chromem i niklem; powyżej 500° C reaguje z powietrzem, tlenem i azotem. Temperatury topliwości tlenków: V_2O_3 — 1970° C, V_2O_5 — 650° C. Położenie wanadu w układzie periodycznym jest bardzo charakterystyczne; z jednej strony — stanowi on granicę między metaloidami (jak azot i fosfor), a metalami (jak arsen, antymon i bizmut), z drugiej zaś — jest pomostem pomiędzy dobrymi odtleniaczami (jak glin, krzem, tytan, cyrkon), a pierwiastkami uszlachetniającymi stal (jak chrom, molibden, wolfram, mangan, kobalt, nikiel).

Wanad odznacza się nadzwyczajnym powinowactwem do węgla. Węglík wanadu V_4C_3 należy do najtwardszych węglików; jest on nieco miękniejszy od korundu. Temperatura topliwości tego węglíka wynosi 3100° C, temperatura dysocjacji 2200° C; w atmosferze tlenu spala się już przy 600° C⁶⁾.

Według S. A. Baranowa i A. N. Chazana⁷⁾ węglíki wanadu w stali dysocjują w zakresie temperatur 910—950° C. Rzuca się zatem w oczy duża rozbieżność danych (2200° C według K. Beckera i 910—950° C według ostatnio wymienionych bada-

⁵⁾ H. Hougardy, Die Vanadinstähle, r. 1934, str. 46.

⁶⁾ Zabarwienie węglíka wanadu jest metalicznoszare, ciężar właściwy 5,36; można go otrzymać przez stapianie oraz przez redukcję tlenku za pomocą węgla w temperaturze 1100° C. Do redukcji używany bywa trójtlenek wanadu (V_2O_3), uzyskany przez żarzenie pięciotlenku (V_2O_5) w atmosferze wodoru (K. Becker, Hochschmelzende Hartstoffe und ihre technische Anwendung, 1933, Berlin).

⁷⁾ Metallurg, r. 1936, zesz. 7, str. 3 i 16.

⁴⁾ Stahl und Eisen, r. 1934, zesz. 54, str. 621/29 i 678/80.

czy) i, prawdopodobnie, znajduje swe uzasadnienie w tym, że temperatura dysocjacji 2200°C odnosi się do czystego węgla wanadu V_4C_3 sztucznie spreparowanego, temperatury zaś wydedukowane przez rosyjskich badaczy dotyczą badań nad stalą ze znajdującymi się w niej węglkami wanadu i takimi, które z łatwością przechodzą do roztworu w normalnych temperaturach hartowania i nieco od nich wyższych.

Literatura metaloznawcza obfituje we wzmianki, że tlen jest główną przyczyną wrażliwości stali na temperatury obróbki, skłonności ziarn do rozrostu, niejednorodności struktury, skłonności do przelomu łupkowego, złej kujności itd., i że ten szkodliwy wpływ tlenu może być usunięty dodatkiem 0,10—0,20% V.

Nie przypuszczamy, by wyłącznym szkodliwym czynnikiem, z którym należy walczyć był tlen, a nawet trudno się z takim poglądem zgodzić wiedząc o tym, że stal odtleniona glinem nigdy nie dorówna stali z dodatkiem wanadu. Stąd wynika, że po wprowadzeniu do płynnej stali dodatku wanadu poza odtlenianiem (którego może nie należało by wysuwać na pierwsze miejsce, bo przecież jest zasadą wprowadzać żelazowanad jako ostatni dodatek) muszą zachodzić jeszcze inne procesy (np. uspokajanie), a poza tym nie można negować wpływu wanadu jako dodatku stopowego.

Starsze badania przypisują wanadowi nadzwyczajne własności odtleniające. P. Oberhoffer, H. Hochstein i W. Hessenbruch⁸⁾ wykonali następujące doświadczenie: przez płynną stal przepuszczali tlen, a następnie wprowadzili do niej pewną ilość żelazowanadu. Stal okazała się zupełnie dobrą. Dodatki niklu, wolframu i molibdenu nie były w stanie polepszyć własności tej stali w takim stopniu, w jakim to uczynił wanad.

C. H. Mathewson, E. Spirl i C. H. Samans⁹⁾ wykryli, że utworzony w pierwszym stadium odtleniania tlenek wanadu V_2O_3 łączy się z istniejącym w kąpeli stalowej tlenkiem żelaza, tworząc spinel, odpowiadający wzorowi FeOV_2O_3 lub FeV_2O_4 . Spinel powyższy jest nierozpuszczalny w stali i występuje w formie kryształków równomiernie rozmieszczonych w całej objętości stali. Kryształki te odznaczają się ostro zakończonymi narożnikami; ich temperatura topliwości znajduje się powyżej 1770°C .

Odmienne zdania na kwestię wanadu w stali są Houdremont oraz E. S. Davenport i E. C. Bain.

E. Houdremont stwierdza¹⁰⁾, że wanad jako odtleniacz został przereklamowany. Ciepło reakcji tworzenia tlenku wanadu wskazuje, że wanad co do zdolności odtleniania znajduje się pomiędzy chromem a manganem. Na poparcie powyższego twierdzenia podaje Houdremont przykłady z praktyki, gdzie wysokowanadowy łom przetapiany w piecu elektrycznym bynajmniej nie wykazuje nadmiernej straty wanadu; również wprowadzając wanad do kadzi podczas spustu można zaobserwować tylko nieznaczny jego ubytek (jak już poprzednio zaznaczono, nie przekraczający 20%). Według Houdremonta takie zachowanie się pierwiastka należy traktować jako wręcz przeciwne do zachowania się intensywnego odtleniacza.

Z wywodów E. S. Davenporta i E. C. Baina¹¹⁾ wynika, że skuteczne działanie wanadu jako zmniejsza pierwotnej struktury polega na tworzeniu węglików o niskiej rozpuszczalności w stali. Jak potwierdzają dane doświadczalne, w zwykłej stali o eutektoidalnej zawartości węgla ilość wanadu mniejsza od 0,20% jest wystarczająca do wytworzenia tych charakterystycznych cząsteczek węglików, które niezupełnie rozpuszczają się w austenicie nawet w temperaturze 930°C . Te cząsteczki działają prawdopodobnie równocześnie jako ośrodki przemiany.

Na skutek wybitnego powinowactwa do węgla wanad uniemożliwia wydzielanie się grafitu w surowce. Indywidualność wanadu jest tak duża, że tłumi on działanie pierwiastków sprzyjających wydzielaniu grafitu (a więc przeciwdziała takim pierwiastkom, jak krzem czy nikiel). Według badań L. Guilleta w żeliwie o składzie 3,67% C i 0,27% V nie ma wolnego grafitu, podczas gdy w tym samym żeliwie, lecz bez wanadu występuje grafityzacja w całej pełni. Podobnie można zaobserwować swobodny grafit w żeliwie o zawartości 3,62% C, 1,08% Ni i 0,27% V, natomiast podwyższenie zawartości wanadu do 0,51% całkowicie usuwa to zjawisko. Podobnie dodatek wanadu do zwykłej węglowej stali, zawierającej 1,5% C, usuwa możliwość pojawienia się wolnego grafitu.

Od dawna znane są dwa szeregi pierwiastków, będących składnikami stopowymi stali. Do jednego z nich należą pierwiastki utleniające się łatwiej od żelaza, jak krzem, glin, mangan, chrom, wolfram,

⁸⁾ Archiv für das Eisenhüttenwesen, r. 1928/29, zeszyt 2, str. 725/38.

⁹⁾ Transactions of the American Society for Steel Treating, r. 1932, zeszyt 20, str. 357/84.

¹⁰⁾ E. Houdremont, Sonderstahlkunde, r. 1935, str. 379.

¹¹⁾ Transactions of the American Society for Metals, r. 1934, zeszyt 10, str. 910.

wanad, cyrkon, do drugiego — pierwiastki utleniające się trudniej od żelaza jak nikiel, miedź, kobalt, molibden. Być może, iż w pierwszym szeregu sąsiedztwo takich pierwiastków, jak glin i krzem o dużym powinowactwie do tlenu, utrwaliło w metalurgii podobny pogląd na wanad. Jak już wspomniano, nowsze badania wykazały, że powinowactwo wanadu do tlenu jest tylko umiarkowane.

Powyższe poglądy bynajmniej nie są odosobnione. W roku 1934 W. Bischof¹²⁾ opublikował pracę pt.: „Węglik w stalach o niskiej zawartości wanadu“. Przez nazwę niskiej zawartości wanadu w pracy swej rozumie Bischof zawartość około 1,0% wanadu. Jakkolwiek badania Bischofa idą w innym zupełnie kierunku, to przecież stanowią one cenny przyczynek do utrwalenia bainowskiego poglądu, że powinowactwo wanadu do tlenu jest umiarkowane. W badaniach stali o różnej zawartości wanadu i węgla wykrył Bischof, że w niskowęglowej stali z dodatkiem wanadu ten ostatni występuje obok cementytu całkowicie w postaci węglika V_4C_3 , w wyżej węglowych zaś gatunkach stali posiada formę VC. Tego samego poglądu są Vogel i Martin¹³⁾.

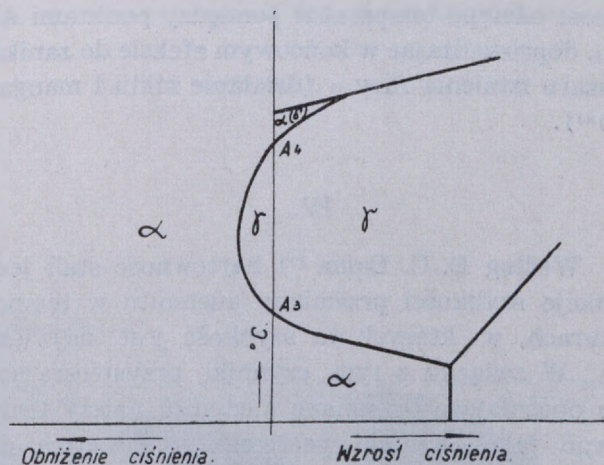
Wśród tego rodzaju rozbieżnych poglądów, nie odmawiając słuszności wynikom badań Oberhoffera, Hochsteina i Hessenbrucha, a następnie Mathewsona i jego współpracowników, wolimy stać przy zdaniu Baina i Houdremonta i ich poglądy podzielać.

Jak już zaznaczono, czysty metaliczny wanad krystalizuje w układzie sześciennym przestrzennie centrycznym, a więc podobnie jak α — żelazo, chrom, wolfram, molibden, krzem, tytan itd. i podobnie jak te pierwiastki wanad powoduje ograniczenie zakresu istnienia fazy γ aż do zupełnego jej zaniku. W czystym żelazie według F. Wevera i W. Jellinghausa¹⁴⁾ całkowity zanik fazy γ następuje przy zawartości wanadu 1,10%, według M. Oya¹⁵⁾ — przy 2,50%, według M. A. Grossmana i E. C. Baina¹⁶⁾ — 1,80%, według R. Vogela i E. Martina¹³⁾ również przy 1,8%. Powyższa rozbieżność danych spowodowana jest różnym stopniem zanieczyszczenia używanego do doświadczeń żelaza. Ponieważ wyjątkowo czystym tworzywem zajmowali się F. We-

ver i W. Jellinghaus, dlatego wyniki ich doświadczeń uważać będziemy za najwięcej miarodajne. Zatem wanad, podwyższając temperaturę A_3 i obniżając temperaturę A_1 , powoduje, że w czystym żelazie przy zawartości 1,10% V zanika faza γ , a wyłaniająca się ze stanu płynnego (podczas krzepnięcia) faza δ przechodzi bezpośrednio w fazę α . Wzrastająca zawartość węgla w stali podwyższa wymaganą ilość wanadu, by faza γ znikła. W tym ostatnim przypadku tworzy się węglik wanadu V_4C_3 powodując zubożenie osnowy w wanad. Według wzoru V_4C_3 1% wanadu łączy 0,175% węgla, zatem ilość wanadu niezbędną do zupełnego zniknięcia z układu Fe—C fazy γ można wyrazić równaniem:

$$V = \frac{C}{0,175} + 1,10$$

przy czym V i C oznaczają procentową zawartość tych pierwiastków w stali. Zupełnie możliwe są odchyłki od tego równania, a to dlatego, że wanad tworzy nie tylko węglik V_4C_3 , lecz i inne węgliki o innej zawartości węgla.



Rys. 1.

T. D. Jensen¹⁷⁾ opublikował teorię, że alotropowe przemiany $\alpha \rightarrow \gamma$ i $\gamma \rightarrow \delta$ są wywołane obcymi pierwiastkami zawartymi w małych ilościach w żelazie; do nich przede wszystkim należą: tlen, azot i węgiel. Pierwiastki te podczas rozpuszczania się w żelazie zajmują miejsca w przestrzeniach siatek przestrzennych fazy α ; przy podgrzewaniu do temperatury 900° C elementy te narzucają żelazu taką formę siatki przestrzennej, w której one mogłyby łatwiej znaleźć miejsce; tą wygodniejszą formą siatki przestrzennej jest płaskocentryczna siatka przestrzenna żelaza γ . Ten pogląd na kwestię przemiany alotropowej został oparty na do-

¹²⁾ Archiv für das Eisenhüttenwesen, r. 1934, zes. 6, str. 255/58.

¹³⁾ Archiv für das Eisenhüttenwesen, r. 1930/31, zes. 4, str. 487/95.

¹⁴⁾ Mitteilungen aus dem Kaiser-Wilhelm-Institut für Eisenforschung zu Düsseldorf, r. 1930, zes. 12, str. 317/22.

¹⁵⁾ Science Reports of the Tohoku Imperial University, r. 1930, zes. 19, str. 233/45.

¹⁶⁾ M. A. Grossmann i E. C. Bain, High Speed Steel, r. 1931, New York.

¹⁷⁾ The Journal of the Iron and Steel Institute, r. 1929, zes. 12, Stahl und Eisen, r. 1929, zes. 49, str. 675/76.

świadczeniu Rosenheina¹⁸⁾, który wykazał, że polimorficzne przemiany żelaza ze wzrastającym stopniem jego czystości doznają niespodziewanego przesunięcia do coraz wyższych temperatur i wykazują stały spadek intensywności ich przebiegu. Do podobnych wniosków doszli w swych badaniach H. Esser oraz F. R. Hensel i E. J. Larsen¹⁹⁾.

Działanie wanadu w kierunku ograniczania zakresu istnienia fazy γ polega, prawdopodobnie, na tym, że — z jednej strony — wanad łącząc się z obcymi elementami tworzy związki nierozpuszczalne w żelazie α , z drugiej strony — umożliwia żelazu przyjęcie większej ilości obcych atomów bez wywołania przemiany $\alpha \rightarrow \gamma$.

Zakładając jednak, że nawet najczystsze żelazo ulega przemianom alotropowym, ograniczenie zakresu istnienia fazy γ na skutek obecności wanadu objaśnia E. Scheil²⁰⁾ tym, że wanad należy do pierwiastków, które działają na żelazo w sensie obniżenia ciśnienia. Wykres rys. 1 przedstawia schematycznie wpływ ciśnienia na położenie punktów A_3 i A_4 . Podwyższenie ciśnienia powoduje wzrost odstępów temperatur pomiędzy punktami A_3 i A_4 , doprowadzając w końcowym efekcie do zaniku obszaru istnienia fazy α (działanie niklu i manganu²¹⁾).

IV.

Według E. C. Baina²²⁾ hartowność stali jest funkcją szybkości przemiany austenitu w temperaturach, w których ta szybkość jest największa. W związku z tym czynniki przyspieszające lub opóźniające przemianę austenitu należy traktować jako czynniki pośrednio wpływające na hartowność. Czynniki tymi są: wielkość ziarn austenitu i skład chemiczny austenitu. Przy niezmiennym składzie chemicznym wzrastające ziarna austenitu (na skutek podwyższenia tempera-

tury) potęgują efekt hartowania. Z drugiej strony — zmieniający się skład austenitu przy niezmiennych jego wielkości ziarn również wpływa decydująco na hartowność. To ostatnie zdanie należy rozumieć w ten sposób: nawet przy bardzo drobnym ziarnie austenitu stal można hartować na wskroś. Typowym przykładem takiej stali jest stal zawierająca chrom, nikiel czy mangan. Tak samo działa i wanad. Różnorodność zapastrywań na wpływ wanadu dotyczy — między innymi — również wpływu tego pierwiastka na hartowność. Niektórzy chcieliby w nim widzieć czynnik, który w niskich i nieco wyższych od normalnych temperatur hartowania ogranicza rozrost ziarn, nie rozpuszcza się w austenicie (będąc związanym z węglem na trudno rozpuszczające się węgliki), stwarza zatem idealne warunki, by stal hartowała się powierzchniowo. Tego poglądu są: E. Houdremont²³⁾, a ostatnio J. G. Zimmerman, R. H. Aborn i E. C. Bain²⁴⁾. Gdyby tak istotnie było, to niezrozumiałym się stałoby, dlaczego aż tak wysoka dawka wanadu (bo przekraczająca nieraz 0,30%) potrzebna jest dla zmienienia stali. Nie wiemy również, dlaczego według jednych w stalach węglowych wanad do zawartości 0,5% nie występuje w formie węglików²⁵⁾, według drugich już nawet w najniższych ilościach ekstrahuje ze stali węgiel, tworząc węglik V_4C_3 ²⁶⁾.

W naszym mniemaniu (popartym zresztą licznymi doświadczeniami) wanad istotnie nawet w najniższych zawartościach tworzy węgliki, lecz nie wszystkie z nich nadają stali cechy stałe. Prawdopodobnie, większa ich część łatwo rozpuszcza się w austenicie w normalnych temperaturach hartowania; w ten sposób wanad działa na hartowność stali analogicznie do manganu czy chromu. Te z węglików, które ograniczają rozrost ziarn austenitu, z trudem przechodzą do roztworu stałego nawet w temperaturach znacznie wyższych od normalnych temperatur hartowania. Skoro więc węgliki te wymagają znacznie wyższych temperatur, by rozpuścić się w austenicie, zatem zupełnie zrozumiałym byłoby przypuszczenie, że równie trudno jest je wydzielić przy następnym odpuszczaniu. Na tym zjawisku należało by oprzeć objaśnienie, dlaczego wysokostopowe stale szybko tnące charakteryzują się tak wybitną odpornością na temperatury odpuszczania. Można to również zaobserwować w stalach

¹⁸⁾ Journal, Institute of Metals, r. 1929, zes. 42, str. 3/68.

¹⁹⁾ Metals and Alloys, r. 1933, zes. 4, str. 37/38.

²⁰⁾ Archiv für das Eisenhüttenwesen, r. 1928/29, zes. 2, str. 748.

²¹⁾ Wykres powyższy tłumaczy równocześnie, dlaczego w stali manganowej (np. o zawartości 2,0% Mn) po hartowaniu w oleju daje się zaobserwować większą ilość nierozłożonego austenitu, aniżeli po hartowaniu w wodzie. Podobne zjawisko zaobserwował Mathews (Transactions of the American Society for Steel Treating, r. 1925, zes. 8, str. 565/88) w stalach na magnesy, zawierających 2—3% Cr. Ponieważ austenit posiada większą gęstość, aniżeli martenzyt, zatem wzrost ciśnienia spowoduje zatrzymanie austenitu, obniżenie zaś ciśnienia — jego rozkład.

²²⁾ Transactions of the American Society for Steel Treating, r. 1932, zes. 20, str. 385—428.

²³⁾ E. Houdremont, Sonderstahlkunde, str. 365.

²⁴⁾ Transactions of the American Society for Metals, r. 1937, zes. 3, str. 755—787.

²⁵⁾ E. Houdremont, Sonderstahlkunde, str. 358.

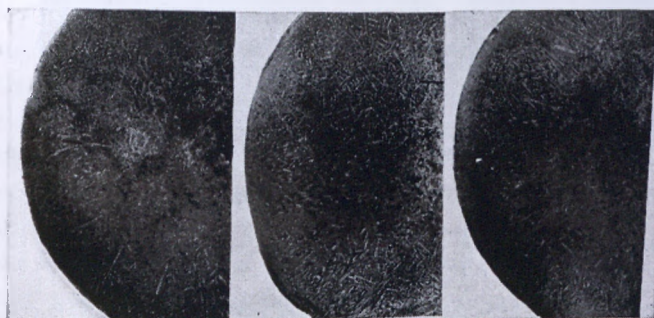
²⁶⁾ H. Hougardy, Die Vanadinstähle, str. 46.

Stal 1 i 2 z pieców:
indukcyjnego wysokiej częstotliwości



Bez wanadu 0,084% V 0,110% V

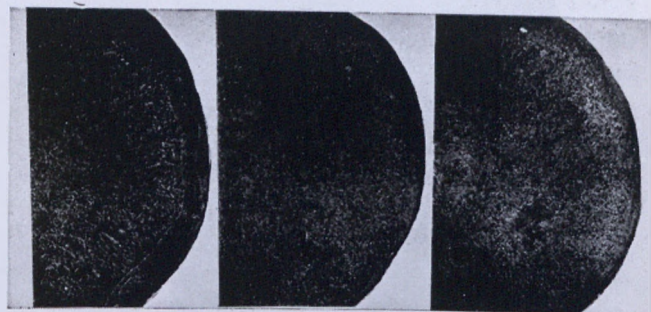
łukowego Giroda



Bez wanadu 0,087% V 0,111% V

Rys. 2.

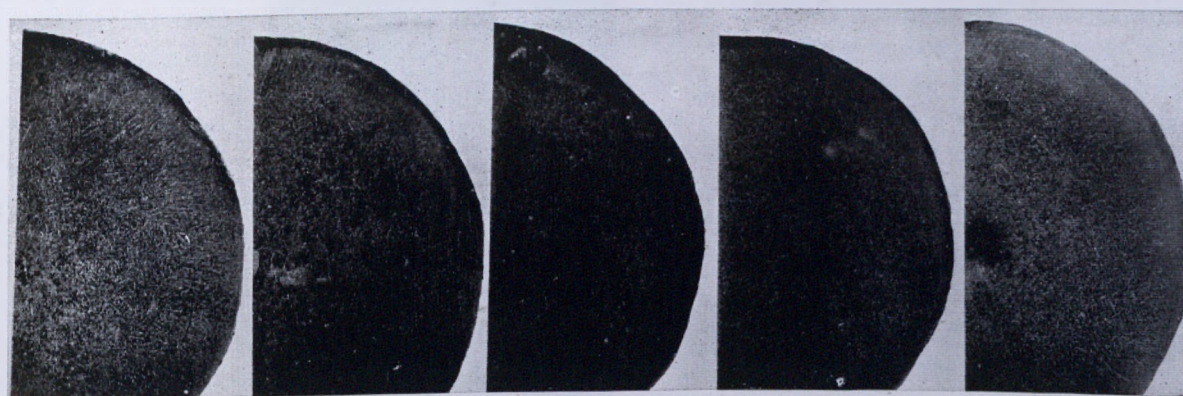
Stal martinowska 3.



Bez wanadu 0,081% V 0,107% V

Rys. 3.

Stal martinowska 4.



Bez wanadu
z pieca

Bez wanadu
z kadzi

0,087% V

0,206% V

0,273% V

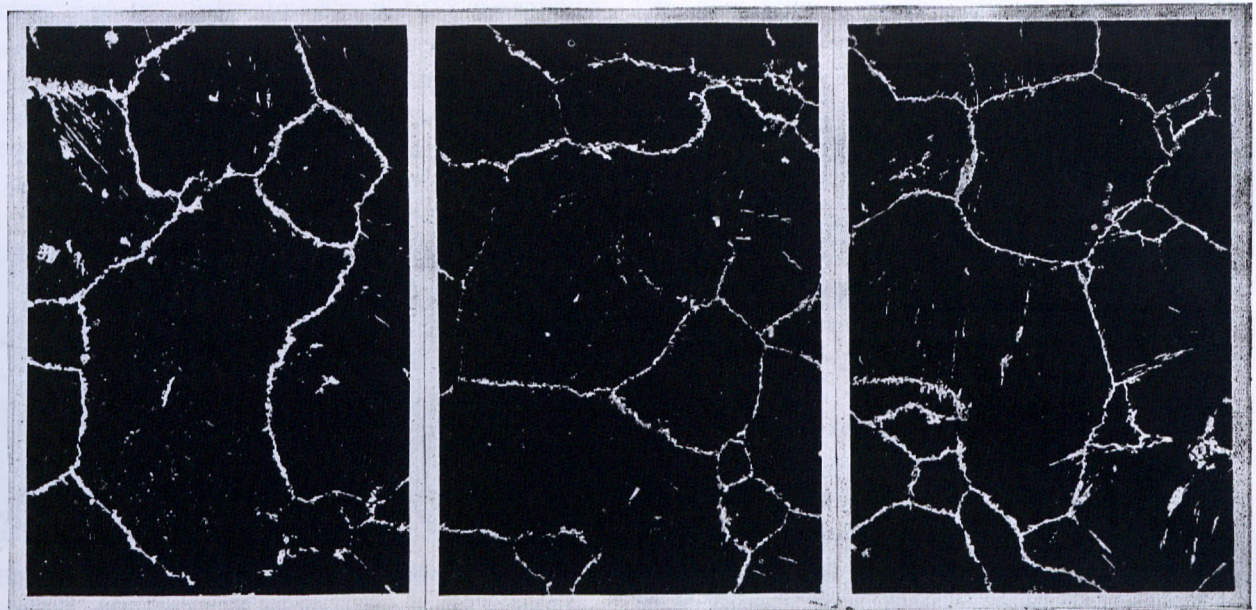
Rys. 4.

Wielkość ziarn austenitu w stali 3.

× 100

× 100

× 100



Bez wanadu

0,081% V

0,107% V

Rys. 5.

Wpływ wanadu na ziarnistość austenitu stali martinowskiej

Skład chemiczny stali: C=0,35,
Mn=0,69; Si=0,18; P=0,026,
S=0,031; Cr=0,11; Ni=0,23;
Cu=0,128%

Warstwa nad-
eutektoidalna

Warstwa pod-
eutektoidalna

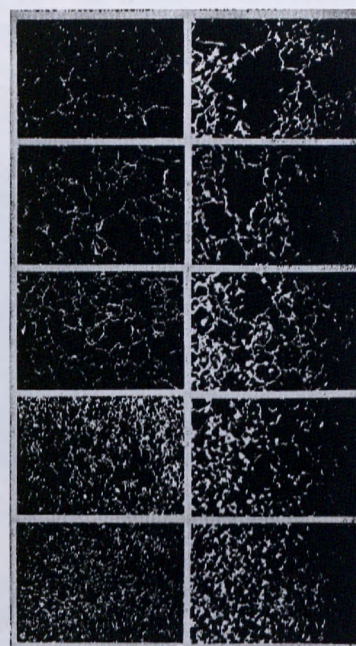
Stal bez wanadu
z pieca

Stal bez wanadu
z kadzi

Stal z dodatkiem
0,087% V

Stal z dodatkiem
0,206% V

Stal z dodatkiem
0,273% V



× 100

× 100

Rys. 6.

konstrukcyjnych zmienionych dodatkiem wanadu. Wprawdzie w przypadku tych ostatnich stali zjawisko powyższe występuje w mniejszym stopniu, lecz jest nad wyraz charakterystyczne.

V.

Zasadniczo wszystkie stale szybko tnące zawierają wanad w mniejszej lub większej ilości. Istnieje ogólny podział stali szybko tnących na trzy grupy: wysokostopowe, średniostopowe i niskostopowe. Według E. Houdremonta charakterystyczną cechą stali szybko tnących wysokostopowych jest zawartość wanadu powyżej 1,5%, średniostopowych od 1,0 do 1,5%, a niskostopowych poniżej 1,0%. Zapewne, że przyczyna wysokiej sprawności stali szybko tnących leży we współdziałaniu wszystkich pierwiastków węglilotwórczych, lecz wyodrębnienie wanadu jako składnika świadczącego o stopniu stopowości stali szybko tnących pozwala domyślać się, że pierwiastek ten musi czymś wyróżniać się spośród innych. Otóż udowodniono (o czym już w poprzednim rozdziale wspomniano), że wanad uodpornia stal szybko tnącą na temperatury odpuszczania aż do 600° C. Jego działanie jest tak charakterystyczne, że obniżenie wolframu w wysokostopowej stali szybko tnącej z 19,0% do 14,0% przy równoczesnym podwyższeniu wanadu do 2,5% bynajmniej nie obniża sprawności stali. Rzecz zrozumiała, że wyższej zawartości wanadu musi odpowiadać wyższa zawartość węgla, w przeciwnym bowiem razie na skutek wytworzenia się stałych węglików wanadu, chromu i wolframu, które z trudem przechodzą do roztworu, osnowa stali zostałaby pozbawiona węgla, co następnie odbiłoby się szkodliwie na twardości, tym samym na sprawności stali szybko tnącej. Z drugiej jednak strony przekroczenie górnej granicy zawartości węgla (ok. 1,20%) przyniosłoby ponowne straty, gdyż na skutek nadmiernej ilości wytworzonych stałych węglików, te ostatnie, układając się w pasma, uczyniłyby stal kruchą.

Inną dziedziną, w której wanad odgrywa wybitną rolę, to dziedzina stali manganowych. Jak wiadomo, spośród stali czysto manganowych praktyczne zastosowanie znajdują stale z zawartością manganu do 2,5% i powyżej 10,0% manganu (zatem druga grupa stali, to stale austenityczne Hadfielda) ²⁷⁾.

²⁷⁾ Stale z zawartością manganu pomiędzy 2,5% a 10,0% z powodu niemożliwości ich zmiękczenia (nadzwyczaj mała krytyczna szybkość chłodzenia) nie znalazły dotychczas praktycznego zastosowania.

Pierwsza grupa manganowych stali narzędziowych (o zawartości manganu do 2,5%) odznacza się nadzwyczajną, nie mającą przykładu w dziedzinie stali, skłonnością do przegrzewania. Wrażliwość na przegrzewanie tych stali polega widocznie na wybitnej łatwości rozpuszczania węglików tuż powyżej temperatury A_{c3} . Aby tę skłonność do przegrzewania zmniejszyć, wprowadza się wanad, który tworząc węgliki hamuje rozrost ziarn i zapobiega przegrzaniu. Stal REM hutby Baildon zawiera około 2,0% Mn i około 0,20% V. Nie jest to jednak warunek konieczny, by niepaczące się stale manganowe (do nich właśnie należy stal REM) zawierały wanad jako czynnik mający na celu zapobieganie przegrzaniu. Rolę tę może spełnić każdy inny pierwiastek o wybitnym powinowactwie do węgla i o niskiej rozpuszczalności jego węglików w austenicie. A więc może to być zarówno chrom, jak i wolfram. Np. manganowa niepacząca się stal firmy Schöller-Bleckmann marki STM zawiera około 0,25% chromu. Należy nadmienić, że dodatki węglilotwórczych pierwiastków poza głównym celem (zapobieganie przegrzaniu) podwyższają równocześnie opór na ścieranie narzędzi wykonanych z tych stali, tym samym przyczyniają się do podwyższenia ich sprawności.

Innym typem stali, w których wanad znajduje zastosowanie, to stale do azotacji. Wanad w tych stalach działa w kierunku rozdrobnienia ziarna austenitu, a przy tym, odznaczając się wysokim powinowactwem do azotu, potęguje efekt azotacji.

Wanad znajduje ponadto zastosowanie wszędzie tam, gdzie wymagana jest drobnoziarnistość austenitu. W stalach konstrukcyjnych wybitny wpływ wanadu daje się zaobserwować szczególnie w przypadku niskich zawartości tego pierwiastka. Wyższe zawartości działają raczej szkodliwie, gdyż wanad łącząc się na trudnorozpuszczalne węgliki, ekstrahuje nadmiernie węgiel ze stali. Dlatego też np. normy niemieckie przewidują w stalach konstrukcyjnych chromowo-wanadowych górną granicę zawartości wanadu 0,20%, normy zaś amerykańskie S. A. E. jeszcze niższą, bo 0,18%.

Dodatek wanadu do stali konstrukcyjnych podnosi twardość, wytrzymałość, granicę płynności i granicę sprężystości bez obniżania wydłużenia i przewężenia. Stale z dodatkiem wanadu odznaczają się wysoką odpornością na obciążenia dynamiczne zarówno jednokierunkowe, jak i zmienne, ponadto cechują się wysoką odpornością na ścieranie. Stale te w stanie ulepszonym posiadają jeszcze tę zaletę, że do temperatury 550° C mało tracą na gra-

nicy płynności i sprężystości. Stale z dodatkiem wanadu poddane obróbce plastycznej na gorąco, w porównaniu ze zwykłymi stalami węglowymi, wymagają podgrzania do wyższych temperatur. Podobnie przedstawia się sprawa z doбором temperatur hartowania. Spawalność stali z dodatkiem wanadu jest dobra.

Rozpatrując zagadnienie zmieniania stali przy uwzględnieniu tylko minimalnych ilości zmieniacza, wymaganych dla wywołania drobnoziarnistości²⁹⁾, należy podkreślić, że różnica we wpływie na ziarnistość austenitu z jednej strony glinu a wanadu, wolframu i molibdenu z drugiej strony polega na tym, że podczas gdy glin wprowadzony do stali powoduje tylko zmianę ziarnistości austenitu, to pierwiastki takie, jak wanad, wolfram i molibden, oprócz zmiany ziarnistości, odgrywają równocześnie rolę dodatku stopowego i dlatego nie może być zupełnej analogii w zachowaniu się stali zmienionych tymi pierwiastkami.

Istota zmieniającego wpływu wanadu do dziś jeszcze nie jest w zupełności wyjaśniona. Być może, iż drobnoziarnistość austenitu wywołują rozproszone węgliki wanadu, choć — z drugiej strony — nie jest pozbawione prawdopodobieństwa przypuszczenie, że w zmienianiu ziarnistości austenitu duży udział biorą azotki wanadu.

VI.

W poprzednich rozdziałach zaznaczono, że wanad wywołuje drobnoziarnistość austenitu, nadaje tej ziarnistości w dość szerokim zakresie temperatur pewnego rodzaju stałość, umożliwiając tym samym rozszerzenie zakresu temperatur hartowania bez obaw przegrzania. Takie byłoby działanie wanadu w stali; oczywiście, wanadu jako zmieniacza. Podkreślamy to ostatnie zdanie, gdyż idzie nam o uwydatnienie, że wyżej wymienione własności stali są wywołane wyłącznie strukturą pierwotną austenityczną, nie zaś strukturą wtórną. Zastrzegaliśmy się we wstępie przed utożsamianiem struktury wtórnej ze strukturą pierwotną. Struktura pierwotna i struktura wtórna zachowują się czasami jak przedmiot i jego odbicie w zwierciadle; oczywiście, w zwierciadle płaskim. Może jednak zaistnieć i taki przypadek (i to najczęściej zdarza się), że struktura pierwotna w stosunku do struktury wtórnej zachowuje się tak, jak przedmiot i jego odbicie w zwierciadle wypukłym, wklęsłym, sferoidal-

nym lub zgoła o jeszcze więcej skomplikowanej krzywiznie.

Wielkość ziarn austenitu a wielkość wykształconych podczas krzepnięcia dendrytów, to dwa pojęcia pozostające ze sobą w nieokreślonym bliżej związku. Wynika to chociażby z tego, że krzepnięcie austenitu nie stosuje się do praw wydedukowanych ongiś przez Tammanna, podczas gdy dendrytyczne krzepnięcie jest posłuszne tym prawom. Stąd wniosek, że pospolicie używane środki dla opanowywania dendrytycznego krzepnięcia są obojętne, o ile idzie o krystalizację pierwotną, tzn. o wielkość ziarn austenitu. Zostało to zresztą potwierdzone eksperymentami, w których bardzo szybkie chłodzenie stali we wlewnicy (jeden ze środków, jakim dysponujemy przy zwalczaniu dendrytycznego krzepnięcia) nie wywołało wcale drobnoziarnistości austenitu (oczywiście, o ile równocześnie nie wprowadzono do stali zmieniacza). Wchodzi tu więc w grę zmieniacz (o ile idzie o ziarnistość austenitu), który znów w stosunku do struktury dendrytycznej może zachowywać się obojętnie.

Oprócz szybkości chłodzenia wprowadził Tammann jeszcze czynnik ośrodków krystalizacji. Bezspornie ośrodki krystalizacji zarówno w przypadku ziarnistości austenitu, jak i w przypadku dendrytycznego krzepnięcia odgrywają dominującą rolę, lecz pierwiastki czy stopy tych pierwiastków, które, będąc wprowadzone do stali, regulują krzepnięcie, są dla ziarn austenitu inne, a dla struktury wtórnej inne.

Nie twierdzimy bynajmniej, że w ogóle nie istnieje czynnik, który by efektywnie wpływał zarówno na pierwotną, jak i na wtórną krystalizację; wierzymy nawet, że taki znaleźć się musi, lecz te czynniki, którymi się dotychczas posługujemy (będą to więc metaliczne zmieniacze jak glin, wanad oraz szybkość krzepnięcia) działają — jak obecnie przypuszczać należy — jednostronnie. Nie znaczy to jednak, by niemożliwym było równoczesne regulowanie ziarn austenitu oraz wielkości dendrytów. Jest to rzeczą zupełnie możliwą i najprostszym rozwiązaniem w tym przypadku jest połączenie działania dwu czynników: zmieniacza i szybkości chłodzenia. Lecz załóżmy stałą i niezmienną szybkość krzepnięcia. Najprostszym sposobem jest odlewanie stali o zbliżonym składzie chemicznym do wlewnic o jednakowej temperaturze. Odlanym wlewką pozwólmy stygnąć w jednakowych warunkach. Do stali przed odlaniem lub w czasie lania do wlewnic można wprowadzać różne ilości zmieniacza struk-

²⁹⁾ Zastrzeżenie powyższe jest konieczne, gdyż, jak wiadomo, wyższe zawartości glinu, poza zmienianiem ziarnistej struktury austenitu, działają równocześnie jako dodatki stopowe, powodując hartowanie na wskroś.

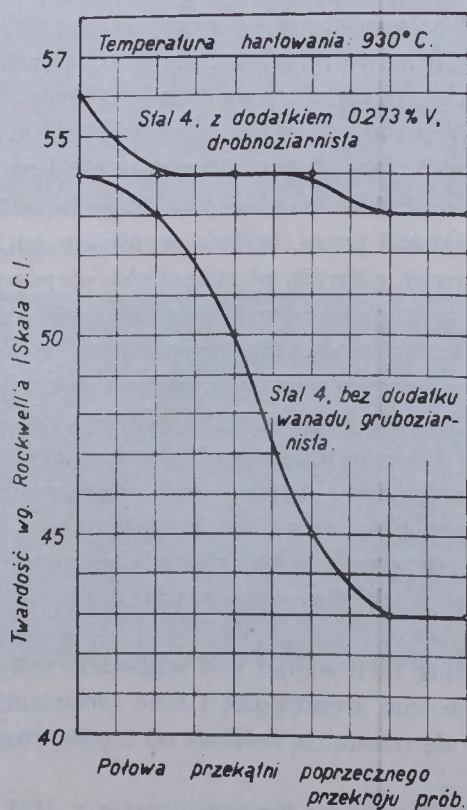
tury pierwotnej. Ponieważ ilości te (zmieniacza) wahają się w granicach „homeopatycznych“ dawek, zatem obniżenie czy podwyższenie temperatury stali na skutek wprowadzenia mniejszej lub większej ilości zmieniacza można zaniedbać jako wielkość nie mogącą praktycznie zmienić przebiegu stygnięcia stali. Takie właśnie doświadczenia przeprowadzono w stalowni huty Baildon. Ze stali wyprodukowanych w różnych piecach odlano szereg próbnych 7-kilogramowych wlewków o średnicy poprzecznego przekroju około 65 mm. Dane dotyczące składu chemicznego wyprodukowanych stali zestawiono w poniższej tabeli.

Stal	Wyprodukowano w piecu	Skład chemiczny				
		C	Mn	Si	P	S
1	indukcyjnym wysokiej częstotliwości	0,29	0,73	0,32	0,020	0,028
2	łukowym Giroda	0,33	0,79	0,44	0,023	0,011
3	martinowskim	0,23	0,69	0,26	0,034	0,032
4	martinowskim	0,35	0,69	0,18	0,026	0,031

Stale 1, 2 i 4 były odlane po stronie pomostu roboczego, stal zaś 3 odlano w hali odlewniczej w ten sposób, że stal z kadzi wiano do ożużłonej łyżki, wprowadzono odpowiednią ilość żelazowanu (o zawartości 83% V), zmieszano i odlano. Z górnych części wlewków z identycznych miejsc prostopadle do osi wlewka ucięto płytki, wypolerowano i wytrawiono odczynnikami Oberhoffera. Wygląd makrostruktury przedstawiają załączone fotografie na rys. 2, 3 i 4. Jak z zestawienia makrofotografii wynika, wyglądy struktur stali bardzo różnią się między sobą. Co więcej, nie można zaobserwować żadnej analogii w wyglądzie struktur stali o zbliżonych zawartościach wanadu, a pochodzących z różnych pieców. Zacieśniając w dalszym ciągu krąg rozumowań przez ograniczenie się do jednej tylko stali, wypadło by z wyglądu makrofotografii wnioskować, że np. stal 3 martinowska (rys. 3) bez wanadu będzie gruboziarnistą, stal zaś z zawartością 0,081% V i więcej — drobnoziarnistą. O tym, że zupełnie błędnym byłoby powyższe przypuszczenie, świadczy zestawienie mikrofotografii na rys. 5, obrazujące wielkość ziarn austenitu w tych stalach (ziarna austenitu oznaczono metodą A. S. T. M.). To samo można wywnioskować z porównania makrofotografii na rys. 4 z zestawieniem mikrofotografii na rys. 6. Objawem wręcz przeczącym wszelkim przypuszczeniom w tym ostatnim przypadku jest fakt, że w stali o najwyższej zawartości wanadu (0,273%) i o drobnym ziarnie austenitu (rys. 6), przecież da się zaobserwować (rys.

4) przy brzegu pewnej grubości strefę transkryształizacyjną, która dawno znikła przy niższych zawartościach wanadu. W jakikolwiek sposób ujęlibyśmy powyższe zjawisko, to przecież wydaje się być pewnym, że podczas wykształcania się dendrytów w krzepnącej stali ziarno austenitu bierze chyba najmniejszy udział. Ziarno austenitu wpływa na mikrobudowę dendrytów i to nie ulega najmniejszej wątpliwości, lecz przy opanowywaniu, regulowaniu czy niszczeniu dendrytycznego krzepnięcia, jak wynika z powyższych badań, ziarno austenitu prawdopodobnie nie może być narzędziem w rękę metalurga.

Po odcięciu płytek do badań makroskopowych i do oznaczenia wielkości ziarn austenitu pozostałe części wlewków wykuto na pręty o wymiarach poprzecznego przekroju 23×23 mm. Z prętów wykutych ze stali bez wanadu (gruboziarnistej) i z dodatkiem 0,273% V (drobnoziarnistej) wykonano próby o wymiarach $20 \times 20 \times 60$ mm z dwumilimetrowym karbem. Próby te zahartowano w wodzie od temperatur 800, 840, 880 i 930° C. Czas wytrzymania prób w temperaturze hartowania wynosił 30 minut. Wygląd przełomów przedstawia fotografia rys. 7, zmianę twardości wzdłuż przekątni prób hartowanych w najwyższej temperaturze hartowania — wykres rys. 8. Wygląd przełomów dowodzi, że zarówno stal bez wanadu, jak i stal z do-



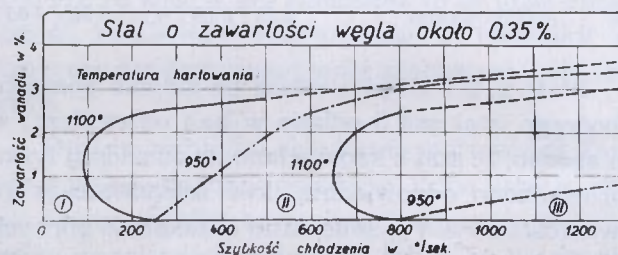
Rys. 8.

datkiem 0,273% V hartuje się na wskroś z tą różnicą, że w miarę podwyższenia temperatury hartowania wzrasta wybitnie stopień przegrzania stali niezmięnionej, podczas gdy stal zmieniona wanadem w zakresie tych temperatur jest nieczuła na temperaturę hartowania. Mikrofotografie rys. 9 przedstawiają strukturę tych stali (zdjęcia wykonano ze środka geometrycznego poprzecznego przekroju prób). Z tego zestawienia mikrofotografii można wyprowadzić następujący wniosek: wanad, zmieniając ziarnistą strukturę austenitu, równocześnie jako dodatek stopowy przy tej zawartości i tych temperaturach hartowania przesuwając krzywą rozkładu austenitu (krzywą „S”) sztywnie w prawo, tzn. wywołuje obniżenie krytycznej szybkości chłodzenia, umożliwiając tym samym otrzymanie struktury martenzytycznej na całym przekroju poprzecznym próby. Stal bez dodatku wanadu, hartowana w identycznych warunkach, jak obrazuje rys. 9, wykazała w środku próby obok gruboziarnistego martenzytu obecność troostytu, dowodząc tym samym (ponieważ są to stale o identycznym składzie chemicznym), że krzywa rozkładu austenitu tej stali znajduje się po lewej stronie krzywej „S” dla stali zmienionej wanadem. Pod tym względem stal zmieniona wanadem różni się od stali zmienionej glinem. Znaną bowiem jest rzeczą, że drobnoziarnista stal zmieniona glinem (minimalną ilością glinu, potrzebną do wytworzenia drobnoziarnistości), w porównaniu z gruboziarnistą niezmienną stalą o identycznym składzie chemicznym, odznacza się wyższą krytyczną szybkością chłodzenia. W drobnoziarnistej stali zmienionej wanadem zjawiska powyższe zachodzą odwrotnie.

W roku 1933 H. Esser, W. Eilender i H. Majert²⁹⁾ ogłosili pracę, będącą wynikiem ich badań nad wpływem różnych pierwiastków stopowych na przedkrytyczną oraz krytyczną szybkość chłodzenia. Badacze ci starali się w sposób jak najbardziej skondensowany ująć wpływ szeregu pierwiastków (między innymi i wanadu) na zachowanie się stali w czasie obróbki termicznej. Opuszczamy wszystkie rozważania traktujące na temat wpływu na stal innych poza wanadem pierwiastków. Rozpatrzmy, jak w pojęciu powyższych badaczy (popartym zresztą ich eksperymentami) wpływa na stal wanad.

Według nich wanad pod względem wpływu na stal (podobnie zresztą jak i inne pierwiastki) zachowuje się rozmaicie zależnie od temperatury har-

towania, zawartości wanadu oraz zależnie od zawartości węgla. A zatem decydującą rolę odgrywa skład chemiczny stali oraz temperatura hartowania. Ponieważ badane przez nas stale pod względem zawartości węgla zbliżają się do 0,35%, zatem z pracy H. Essera, W. Eilendera i H. Majerta wybraliśmy wykres dotyczący się wpływu wanadu na stal właśnie o tej zawartości węgla (ok. 0,35% C) — rys. 10³⁰⁾. Ponieważ interesującym dla nas jest zakres dodatków wanadu poniżej 0,5%, więc w tym zakresie postaramy się zanalizować szczegółowo dane dotyczące się wyżej wspomnianych szybkości chłodzenia. Według H. Essera, W. Eilendera i H. Majerta dla stali hartowanych od temperatury 1100° C w miarę podwyższania zawartości wanadu zarówno przedkrytyczna, jak i krytyczna szybkość chłodzenia maleje, tzn. stal z dodatkiem wanadu wykazuje grubsza zahartowaną warstwę. Stale hartowane od temperatury 950° C wraz z wzrasta-



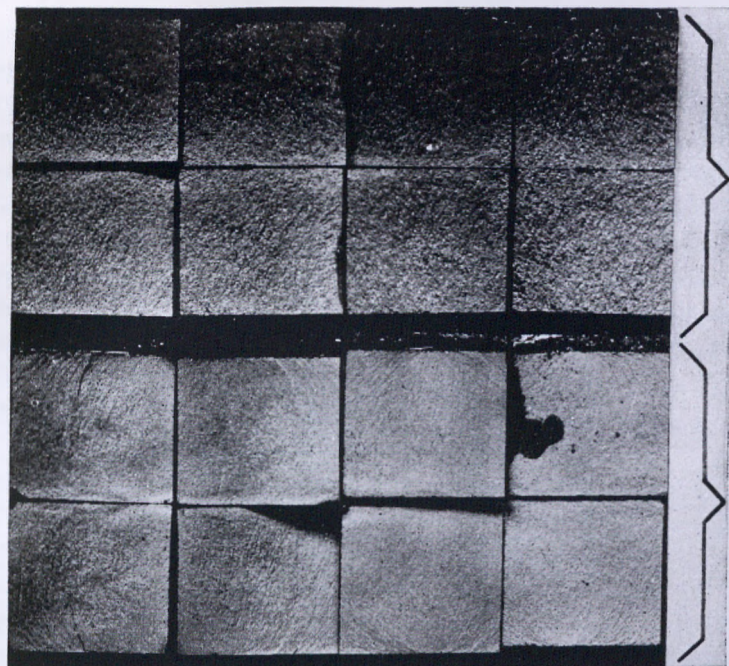
Rys. 10.

jącą zawartością wanadu wykazują stały wzrost szybkości chłodzenia zarówno krytycznej, jak i przedkrytycznej; innymi słowy — stale te hartują się raczej powierzchniowo i mają się odznaczać ciągłym rdzeniem. Z tabel podanych przez H. Essera, W. Eilendera i H. Majerta (na podstawie danych zestawionych w tych tabelach został skonstruowany wykres na rys. 10), wynika, że drugą daną, jaką otrzymano podczas badań, była szybkość chłodzenia dla stali z dodatkiem 0,8% V. Pierwszy punkt oznaczono dla stali czystowęglowej. Stąd więc wy-

³⁰⁾ Pierwsza para krzywych ilustruje tzw. przedkrytyczną szybkość chłodzenia, para zaś krzywych leżąca na prawo ilustruje krytyczną szybkość chłodzenia. Przez nazwę przedkrytycznej szybkości chłodzenia należy rozumieć taką szybkość chłodzenia, podczas której pierwszy raz występuje w stali punkt $A_v'' = A_r''$, tzn. badając mikrostrukturę stali, pierwszy raz zaobserwujemy obok troostytu martenzyt. Przez nazwę krytycznej szybkości chłodzenia należy rozumieć taką szybkość chłodzenia, która zdolna jest wywołać w stali wyłącznie strukturę martenzytyczną. Po uwzględnieniu powyższych definicji w polu oznaczonym cyfrą I składnikiem strukturalnym stali będzie perlit lub twardsze pochodne do troostytu włącznie, w polu oznaczonym cyfrą II — troostyt i martenzyt, w polu zaś oznaczonym cyfrą III — martenzyt i ewentualnie austenit.

²⁹⁾ Archiv für das Eisenhüttenwesen, r. 1933, zeszyt. 6, str. 367/370.

800 Temperatura hartowania 840 880 930° C



Stal bez wanadu

Stal z dodatkiem
0,273% V

Rys. 7.

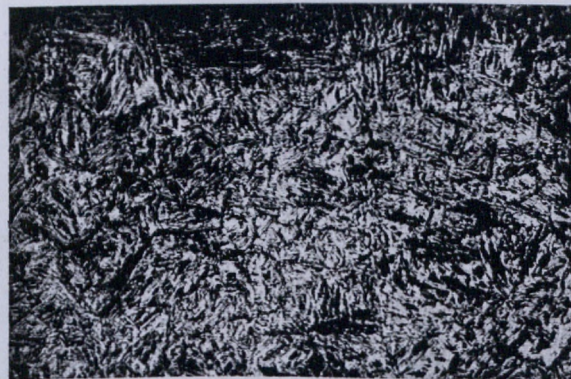
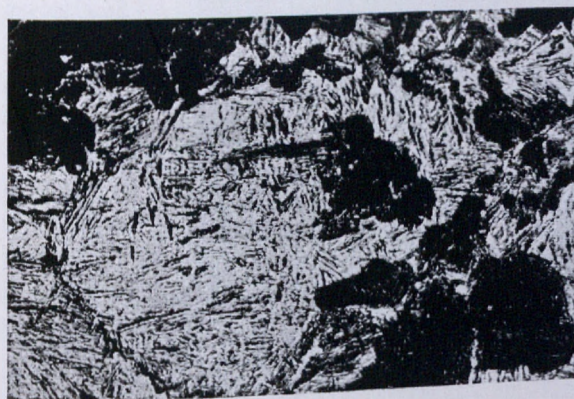
Stal 4.

Bez wanadu

Z dodatkiem 0,273% V



Temperatura hartowania 800° C



× 500

× 500

Temperatura hartowania 930° C

Rys. 9.

Skład chemiczny stali:	Skład chemiczny stali:
C 0,42; Mn 0,57; Si 0,40%	C 0,47; Mn 0,68; Si 0,40; V 0,34%

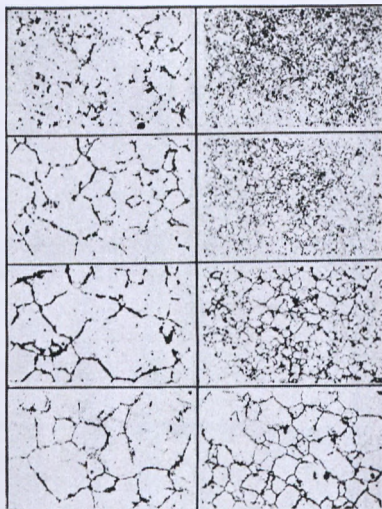
Temperatura
nawęglania:

930

980

1030

1080° C



× 100

× 100

Czas nawęglania w każdej z powyższych temperatur wyno-
sił 8 godzin.

Rys. 12.

Przełomy stali w stanie surowym (kutym).



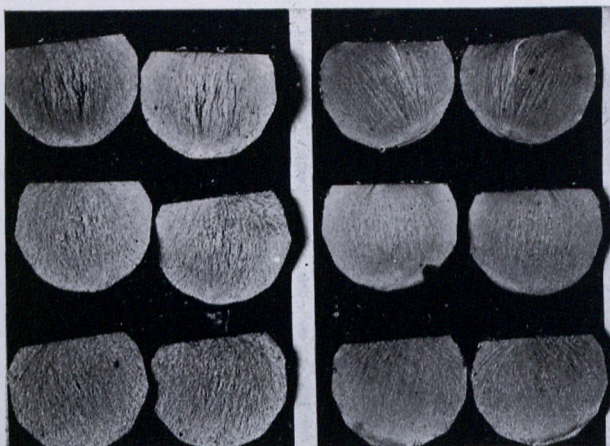
Przełomy stali po zahartowaniu w wodzie.

Temperatura
hartowania:

830

880

930° C

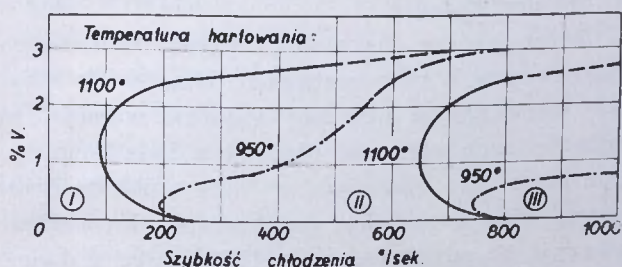


Skład chemicz-
ny stali:

C 0,42 Mn 0,57, Si 0,40% C 0,47, Mn 0,68, Si 0,40, V 0,34%

Rys. 13.

nika, że krzywe pomiędzy tymi dwoma punktami mają przebieg raczej przypadkowy. Zwracamy na to uwagę, gdyż — jak wskazuje zestawienie mikrofotografii rys. 9 — stal z dodatkiem 0,273% wanadu hartuje na wskroś, podczas gdy stal o tym samym składzie chemicznym, lecz bez wanadu wykazuje obok martenzytu obecność troostytu, a wobec tego zarówno przedkrytyczna, jak i krytyczna szybkość chłodzenia dla stali czystowęglowej powinna być większa w porównaniu ze stalą z dodatkiem wanadu. Tego mniemania nie potwierdzają wykresy sporządzone z danych H. Essera, W. Eilendera i H. Majerta. Z całą pewnością można stwierdzić (mając na uwadze zestawienie mikrofotografii rys. 9), że powodem niedokładności wykresu jest zbyt ni rozrzut punktów w miejscu, w którym one powinny być jak najbardziej zagęszczone, tzn. w zakresie od 0 do 0,8% wanadu. Biorąc pod uwagę zestawienie mikrofotografii rys. 9, wy-



Rys. 11.

gląd krzywych dla temperatury hartowania 950°C powinien być taki, jak go przedstawia rys. 11. Oczywiście, wprowadzone zagięcia krzywych w stronę niższych szybkości chłodzenia mają charakter jakościowy.

Można by mieć zastrzeżenie, że najwyższą temperaturę hartowania stali, których mikrozdjęcia przedstawione są na rys. 9, jest temperatura 930°C, tymczasem krzywe dotyczą temperatury 950°C. Jednak, jak wynika z wniosków uczynionych w wyżej wspomnianej pracy H. Essera, W. Eilendera i H. Majerta, krzywe dla temperatur hartowania niższych od 930°C powinny znajdować się jeszcze niżej od krzywej dla temperatury 950°C, zatem istota rzeczy nie ulega zmianie, jedynie nabierają większej mocy uczynione powyżej przypuszczenia na temat nieścisłości wykresu.

VII.

Wpływ któregośkolwiek pierwiastka na fizyczne własności stali należy analizować z dwu punktów widzenia: a) wpływu tego pierwiastka jako elementu stopowego (zatem badanie należy przepro-

wadzać na stali w stanie wyżarzonym) oraz b) wpływu pierwiastka na zachowanie się stali w czasie ulepszania termicznego.

Dla zbadania wpływu wanadu (z uwzględnieniem powyższego podziału) wyprodukowano w sposób przemysłowy dwie stale półtwarde o zbliżonym składzie chemicznym, a różniące się zawartością wanadu. Stale te zostały wytopione w piecu indukcyjnym wysokiej częstotliwości. Skład chemiczny tych stali jest następujący:

Stal	C	Mn	Si	P	S	V
bez dodatku wanadu	0,42	0,57	0,40	0,034	0,014	—
z dodatkiem wanadu	0,47	0,68	0,40	0,023	0,013	0,34

Wlewki z tych stali o wadze 150 kg przekuto na pręty o średnicy poprzecznego przekroju 30 mm. Wielkość ziarn w tych stalach oraz ich rozrost w miarę podwyższania temperatury przedstawia zestawienie mikrofotografii rys. 12. Jak z tego zestawienia wynika, w stali drobnoziarnistej zmienionej dodatkiem 0,34% wanadu, nieznaczny rozrost ziarn nastąpił w temperaturze 1030°C. Świadomi jesteśmy błędów, jakie popełniamy, posługując się metodą nawęglania przy oznaczaniu rozrostu ziarn ze wzrostem temperatury, lecz z uwagi na to, że do tychczas żadna z metod oznaczania rozrostu ziarn nie dorównywa metodzie McQuaida-Ehna (a powinna ją przewyższać, by znaleźć rozpowszechnienie), dlatego tę ostatnią metodę uznajemy za miarodajną. Możemy przyjąć pewne odchyłki co do temperatur rozrostu (oczywiście in minus), w każdym jednak razie ogólny obraz skłonności ziarn austenitu do rozrostu (zwłaszcza przy zestawieniu tych dwu gatunków stali) nie traci na wyrazistości.

Wygląd przełomów prętów (Ø 30 mm) w stanie surowym oraz po zahartowaniu w wodzie od szeregu temperatur przedstawia zdjęcie rys. 13.

Uwzględniając postulaty wysunięte na początku niniejszego rozdziału, wpływ wanadu na stal przedstawia się następująco:

a) wpływ wanadu jako pierwiastka stopowego (własności mechaniczne stali w stanie wyżarzonym).

	Q	R	A ₅	A ₁₀	C	U
stal z dodatkiem wanadu	48,0	72,1	24,0	18,5	53,7	6,7
stal bez dodatku wanadu	40,0	67,0	23,4	18,5	46,7	4,4
różnica	8,0	5,1	0,6	0,0	7,0	2,3
różnica w %	20,0	7,6	2,5	0,0	15,0	52,2

Zatem procentowy przyrost własności mechanicznych wywołany wanadem jako pierwiastkiem stopowym w porównaniu z własnościami mechanicznymi stali bez dodatku wanadu jest największy dla udarności (52,2%), mniejszy dla granicy płynności (20,0%), jeszcze mniejszy dla przewężenia (15,0%), a dla wytrzymałości i wydłużenia znajduje się poniżej 10,0%.

b) Wpływ wanadu na zachowanie się stali podczas ulepszania termicznego.

Dla zbadania tego wpływu przeprowadzono szereg pomiarów własności mechanicznych, które zestawiono w poniższe tabele. (Zarówno w poniższych tabelach, jak i w tabeli ilustrującej własności mechaniczne stali w stanie wyżarzonym, każdy wynik dla udarności jest średnią z czterech pomiarów, dla pozostałych zaś własności średnią z dwu pomiarów).

Stal bez dodatku wanadu.

Temp. hartowania	Temp. odpuszcz.	Q	R	S _{0,01}	A ₅	A ₁₀	C	U
830 °C woda	450°C	111,5	121,6	102,0	11,2	7,4	39,9	5,6
	500	104,4	112,5	93,3	13,1	8,4	46,7	6,5
	550	94,8	103,1	82,8	16,2	10,3	51,0	8,5
	600	86,1	95,1	74,0	16,4	10,4	55,0	12,2
	650	76,2	84,6	65,9	20,2	13,1	63,4	15,0
	700	60,5	74,5	51,6	22,5	15,9	66,3	14,4

Stal z dodatkiem wanadu

Temp. hartowania	Temp. odpuszcz.	Q	R	S _{0,01}	A ₅	A ₁₀	C	U
830 °C woda	450°C	126,5	130,5	113,6	12,0	7,9	44,5	6,2
	500	113,4	120,1	101,5	13,6	7,6	46,0	7,0
	550	105,4	111,0	92,7	12,8	8,6	46,0	7,9
	600	101,8	105,8	93,3	14,8	10,1	47,5	9,3
	650	86,9	92,1	74,2	18,3	11,9	57,8	13,2
	700	78,6	83,3	69,8	20,0	14,1	54,2	15,0

Jak z powyższych zestawień wynika, różnice pomiędzy własnościami mechanicznymi tych stali w stanie ulepszonym termicznie dla niższych temperatur odpuszczania są na ogół mniejsze. Różnice te w miarę wzrostu temperatury odpuszczania rosną dla granicy płynności i granicy sprężystości (S_{0,01}), a dla wydłużenia, przewężenia i udarności maleją tak, że dla najwyższej temperatury odpuszczania (700° C) wydłużenie (A₅ i A₁₀) oraz przewężenie są większe dla stali bez dodatku wanadu.

Liczbowe wartości tych różnic dla najniższej oraz najwyższej (oczywiście, w naszym badaniu) temperatury odpuszczania przedstawiają się następująco:

Temperatura odpuszczania 450° C. Przyrost w stali z dodatkiem wanadu:

granicy płynności	13,5%
wytrzymałości	7,3%
granicy sprężystości (S _{0,01})	11,4%
wydłużenia: A ₅	7,1%
A ₁₀	6,8%

przewężenia	11,5%
udarności	10,7%

Temperatura odpuszczania 700° C. Przyrost dla stali z dodatkiem wanadu:

granicy płynności	30,0%
wytrzymałości	11,8%
granicy sprężystości (S _{0,01})	35,3%
udarności	4,2%

Dla wydłużenia oraz przewężenia nastąpił ubytek wynoszący:

dla wydłużenia: A ₅	11,1%
A ₁₀	11,3%

dla przewężenia	18,3%
-----------------	-------

Jedną jeszcze charakterystyczną rzecz można zaobserwować z tych zestawień. Mianowicie własności mechaniczne stali bez dodatku wanadu są względem tych własności dla stali z dodatkiem wanadu jak gdyby opóźnione w fazie o 50° C. Takie bowiem własności, jakie stal bez dodatku wanadu wykazuje po odpuszczeniu w 450° C, stal z dodatkiem wanadu ma dopiero po odpuszczeniu w temperaturze 500° C. Nie stosują się do tego przewężenie i udarność, które dla stali z dodatkiem wanadu są o wiele wyższe, chociaż w miarę wzrostu temperatury odpuszczania różnice te zacierają się zupełnie.

VIII.

WNIOSKI

Ważniejszymi wnioskami z dotychczasowych naszych badań nad wpływem wanadu na stal byłyby następujące:

1) Regulowanie dendrytycznego krzepnięcia, prawdopodobnie, nie może być uskuteczniane za pomocą regulacji wielkości ziarn austenitu.

2) Dodatek wanadu do stali w ilości niezbędnej do wytworzenia drobnoziarnistości działa równocześnie jako dodatek stopowy.

3) Wzrastająca zawartość wanadu w średnio-węglowej stali od 0 do 0,273% powoduje stałe zmniejszanie zarówno przedkrytycznej, jak i krytycznej szybkości chłodzenia nawet w przypadku hartowania od najniższych temperatur hartowania. (Być może, że dla tych temperatur hartowania podobnie działają i wyższe dodatki wanadu, lecz wpływ ich, jako nie wchodzących w zakres tych rozważań, nie został zbadany).

OBJAWY KOROZJI W CZASIE AZOTACJI STALI ZAWOROWYCH

Napisalt

TADEUSZ MALKIEWICZ

inż. metalurg

i

STANISŁAW KULIŃSKI

inż. chemik

Proces azotacji stosuje się w ostatnich czasach coraz częściej z dużym powodzeniem przy różnych częściach konstrukcji, jak: cylindry młotów pneumatycznych, silników Diesla, silników samochodowych i lotniczych, zawory, osie do pomp, matryce, części turbin, części łańcuchów, walce, części obrabiarek, narzędzia pomiarowe, sprawdziany itp. Azotacja powierzchniowa jest stosowana zatem w tych przypadkach, kiedy od części konstrukcji wymaga się bardzo wysokiej twardości powierzchniowej obok ciągliwego i zwięzłego jądra. Zdania co do wartości procesów azotacji są dość podzielone. Należy to przypisać temu, że otrzymaniu dobrych wyników przeszkadza duża ilość czynników bezpośrednich i pośrednich, których usunięcie wymaga wnikięcia w teorię, i całego szeregu żmudnych doświadczeń.

Zasada procesu azotacji polega na tym, że materiał w formie całkowicie już termicznie i mechanicznie wykończony poddaje się przez czas 40—70 godzin w temperaturze 500—600° C, co zależy od rodzaju stosowanego tworzywa, działaniu amoniaku, który pod wpływem wyższej temperatury i katalitycznego działania materiału dysocjuje na wodor i azot. Azot dyfundując do tworzywa wytwarza warstwę azotków, powodujących znaczne przyrosty twardości powierzchniowej, wahającej się od 1000—1200° Vek. Proces azotacji pozornie prosty, a jednak, zwłaszcza w początkach, nasuwał wiele trudności, które dzięki wielu pracom zostały częściowo usunięte. Dość dokładnie zostały zbadane i poznane tworzywa nadające się do azotacji; liczne prace wielu badaczy określiły znaczenie pewnych dodatków stopowych na wartość azotacji. Badania A. Fry'ego ¹⁾ nad zdolnością azotków do dysocjacji przyczyniły się do poznania zachowania się azotków poszczególnych domieszek Al, Cr, Ti, Mn, Fe. Prace O. Mayera, R. Hobrocka ²⁾, W. Eilendera, W. Schmidta ³⁾ nad azotacją stali glinowych, chro-

mowych, molibdenowych i wanadowych podały zależności głębokości i twardości warstwy azotowanej od temperatury, czasu azotacji i składu chemicznego tworzywa. Bardzo wiele do postępu azotacji w ostatnich czasach przyczynili się badacze rosyjscy I. F. Afonskij, A. W. Smirnow i O. I. Wer ⁴⁾, przeprowadzając azotację na różnych gatunkach stali i badając wpływ warunków fizycznych na przebieg azotacji. F. Giolliti ⁵⁾ podał klasyfikację stali do azotacji zależnie od składu chemicznego, własności mechanicznych i stosowności. Znacznie ulepszono w ostatnich czasach rozwiązanie techniczne procesu azotacji przez zastosowanie pieców zabezpieczających jednostajny przepływ amoniaku i umożliwiających równomierne nagrzanie pieca, jako ważnego czynnika wpływającego na otrzymanie dobrych wyników. W ostatnich czasach poczyniono badania nad skróceniem czasu azotacji; prace wykonane przez A. B. Kinzela i J. J. Egana ⁶⁾ nad azotacją wobec katalizatorów dały bardzo zadowalające wyniki. Wszystkie te prace dokładnie są podane w literaturze ⁷⁾ i tu nie będziemy ich powtarzać. Zaznaczyć jednak należy, że prace te ostatecznie przyczyniły się do usunięcia wielu trudności przy azotacji tak przez poznanie odpowiednich tworzyw, jak i przez badanie najkorzystniejszych dla danego tworzywa warunków fizycznych azotacji.

W ostatnich czasach coraz częściej nasuwa się konieczność azotacji wysokostopowych stali austenitycznych, chromowo-niklowych, jako dobrego materiału na pewne odpowiedzialne części konstrukcji. Wprawdzie azotacja tych stali daje wymagane twardości i głębokości warstwy azotowanej, ale z drugiej strony nasuwa nowe trudności występujące jako objawy korozji w formie wżerów

¹⁾ Archiv für das Eisenhüttenwesen, r. 1930/31, str. 348/50.

²⁾ „Tioria i praktika azotirowania stali“, Moskwa 1933.

³⁾ Revue de Métallurgie, r. 1936, str. 145/56.

⁴⁾ Metall Progress, r. 1930, tom IX, str. 46/7.

⁵⁾ I. Feszczenko-Czopiński: „Metaloznawstwo“ cz. III. Warszawa 1933.

¹⁾ Stahl und Eisen, r. 1923, zesz. 40, str. 1271/79.

²⁾ Archiv für das Eisenhüttenwesen, r. 1931/32, str. 256/59.

i pęknąć na powierzchni materiału azotowanego. Przedmioty skorodowane po azotacji stają się już niezdadne do użytku.

Badania korozji stali zaworowej w czasie azotacji przeprowadzone zostały w zakładzie badawczym huty Baildon i miały na celu określenie przyczyn powstawania tej korozji oraz zbadanie czynników, wpływających na jej usunięcie. Przeprowadzone badania stwierdziły, że czynnikiem korodującym jest wodór pochodzący z dysocjacji NH_3 . Atmosfera wewnątrz pieca w czasie azotacji składa się z niezdisocjowanego NH_3 i gazów pochodzących z jego rozkładu, tj. N_2 i H_2 in statu nascendi, które niezależnie od siebie, w myśl ogólnych praw fizyki, dyfundują do wnętrza materiału. Przeprowadzona próba azotacji w ten sposób, by NH_3 nie ulegał dysocjacji, a zatem atmosfera składała się wyłącznie z czystego NH_3 , nie dała ani śladu korozji, co potwierdza, że powodem tej korozji nie może być czysty amoniak. Następnie przeprowadzono azotację na tworzywie, które w niższej temperaturze 480—500°C nie uległo zupełnie azotacji, na co wskazywał brak warstwy azotowanej na zglądzie poprzecznym i twardość nie wykazała przyrostu po azotacji, a mimo to zaobserwowano wyraźne objawy korozji na powierzchni materiału; wskazuje to, że azot nie dyfundował do wnętrza materiału, podczas gdy H_2 przenikał do tworzywa i powodował powyższą korozję.

Powody tej korozji są następujące:

- 1) Wodór, dyfundując do tworzywa wzdłuż granic kryształów, jako miejsc wykazujących najmniejszy opór dla dyfuzji, napotyka na wydzielone w przestrzeniach międzykrystalicznych obce fazy. Każda wydzielona obca faza może być przyczyną korozji, jeżeli istnieje możliwość jej rozkładu pod wpływem wodoru. Jednym z głównych obiektów działania wodoru są wydzielone w przestrzeniach międzykrystalicznych węgliki. A zatem ten rodzaj korozji można podporządkować pod kategorię korozji międzykrystalicznej.
- 2) Ważnym czynnikiem jest ilość rozpuszczonego tlenu w tworzywie; tlen występujący albo w formie roztworu lub w formie obcych faz, jako tlenki, ulega w czasie azotacji działaniu wodoru.
- 3) Sam charakter działania wodoru^{a)} jest ważnym czynnikiem, wpływającym na korozję. Wodór in statu nascendi, a zatem występujący w formie atomowej, rozpuszcza się w stali; roz-

puszczalność wodoru w formie atomowej jest dość znaczna, podczas gdy w formie molekularnej jest prawie nierozpuszczalną. Jeżeli wodór dyfundując — jak to bywa w czasie azotacji — napotka na puste miejsca w stali, szczeliny lub niemetaliczne wtrącenia, to wówczas, według zdania Bodensteina i C. A. Edwardsa, przechodzi z formy atomowej w nierozpuszczalną formę molekularną. A zatem, jeżeli istnieje możliwość powstawania na powierzchni materiału wodoru in statu nascendi i przejścia jego w formę molekularną, wówczas we wspomnianych miejscach nagromadzają się większe ilości wodoru molekularnego pod wysokim ciśnieniem, który powodować może pękanie powierzchni azotowanej. Z podobnymi objawami korozji przypisywanymi działaniu wodoru spotyka się według prac Bardenheuera przy wytrawianiu stali, w żarzeniu w atmosferze wodoru, przy wytopie stali zawierającej wodór itp.

Usunięcie tej korozji jest możliwe na drodze odpowiedniego przygotowania materiału przed azotacją, polegającego na tym, by utrudnić dyfuzję szkodliwego wodoru, podczas gdy proces azotacji zaszedłby normalnie. Innymi słowami — należy dążyć do tego, by wypadkowa wszystkich sił i oporów dla wodoru w czasie dyfuzji była zbliżona jak najbardziej do zera, podczas gdy ta sama wypadkowa dla azotu powinna mieć wartość możliwie dużą. Osiągnięcie tego wypadku jest możliwe na zasadzie indywidualnych cech azotu łączenia się z metalem na związki chemiczne.

Przeprowadzone badania miały na celu podać wpływ poszczególnych czynników na wielkość korozji, a więc obróbki cieplnej, stopnia przekucia i warunków fizycznych. Przeprowadzono w tym celu trzy serie badań:

- 1) wpływ obróbki cieplnej,
- 2) wpływ obróbki plastycznej — stopnia przekucia,
- 3) wpływ warunków fizycznych.

Do badań użyto dwu rodzajów stali o następującym składzie chemicznym:

Nr	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	W	Mo	Ti
1	0,53	0,79	1,34	0,023	0,01	13,84	12,24	2,34	0,49	0,35
2	0,46	0,55	0,98	0,022	0,01	13,33	14,84	2,98	0,96	—

Wielkość korozji określano przez obserwację próbek pod lupą. Próbkę silnie skorodowaną ujawniały powierzchnię matową, popękaną, odprysku-

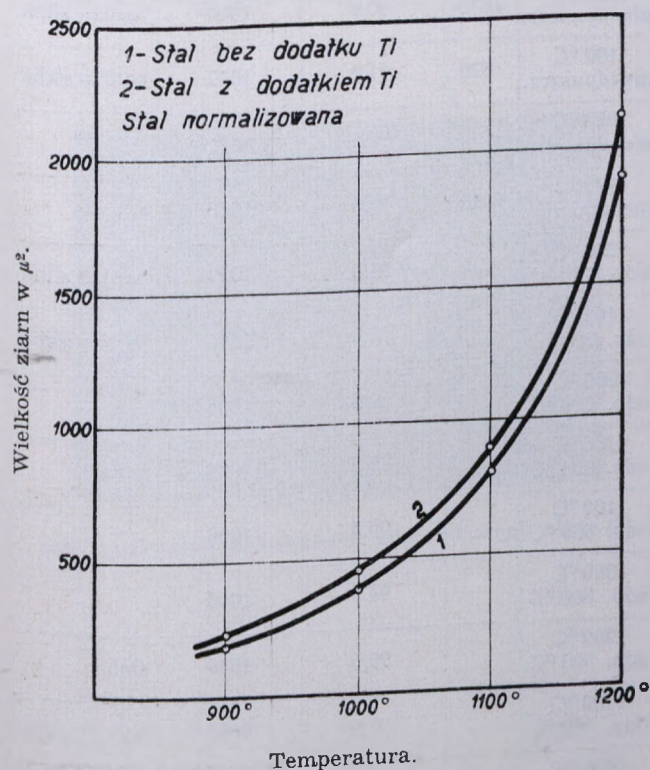
^{a)} Stahl und Eisen, r. 1937, str. 593/599.

jącą od rdzenia — po przepolerowaniu takiej próbki występowały dobrze widoczne, gęsto rozsiiane pęknięcia i wyżarcia. Próbkę słabiej skorodowaną ujawniały powierzchnię matową, słabo popękaną, nie odpryskującą od rdzenia — po przepolerowaniu takiej powierzchni występowały słabo widoczne ciemne plamy. Próbkę bardzo słabo skorodowaną ujawniały tylko w pewnych miejscach pęknięcia — po przepolerowaniu występowały w tych miejscach słabo widoczne ciemne plamy. Zastosowanie dwu rodzajów stali z dodatkiem Ti i bez Ti miało na celu określenie wpływu tego pierwiastka, jako dodatku działającego na zmniejszenie korozji międzykryształicznej.

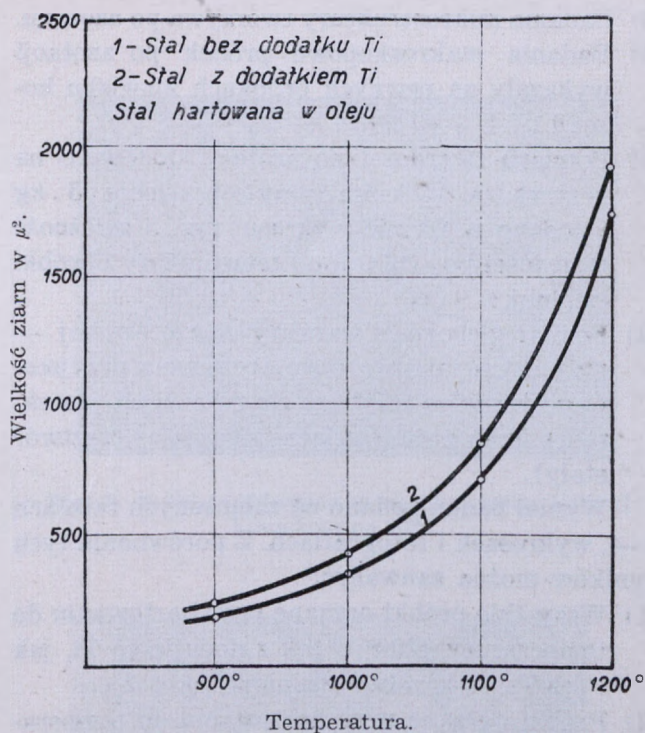
I. Wpływ obróbki cieplnej na wielkość korozji

Próbki wykonane z powyższych gatunków stali poddano różnym rodzajom obróbki cieplnej. Jako temperaturę hartowania zastosowano: 1200, 1100, 1000 i 900° C. Próbkę hartowano w oleju i na powietrzu. Jako temperaturę odpuszczania stosowano 700, 800 i 900° C, czas odpuszczania — 1 h.

Po obróbce cieplnej próbki poddano azotacji w temperaturze 570° C, w czasie 42 h, przy stopniu dysocjacji NH_3 35—45%. Po obróbce cieplnej przystąpiono do badań próbek.



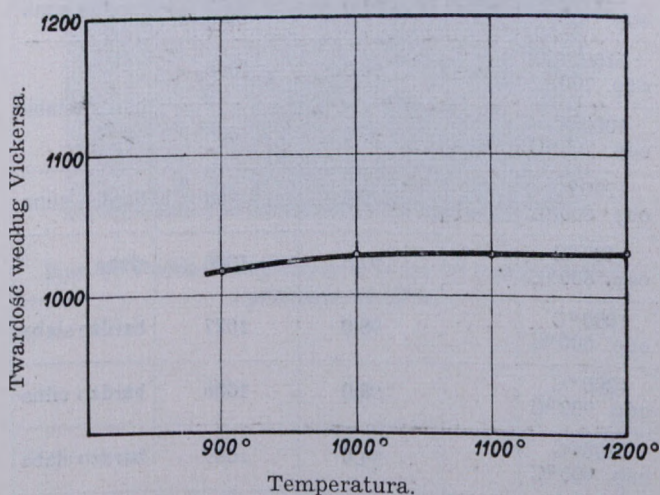
Rys. 1. Wielkość ziarn w zależności od temperatury hartowania. Stal normalizowana.



Rys. 2. Wielkość ziarn w zależności od temperatury hartowania. Stal hartowana w oleju.

W tym celu dokonano następujących pomiarów:

- 1) Pomiaru wielkości ziarn dokonano według Jeffriesa i podano w formie wykresu rys. 1 i 2 zależność wielkości ziarn od temperatury nagrzania. Celem tego pomiaru było określenie wpływu wielkości ziarna na wielkość korozji.
- 2) Badania mikroskopowe struktury tworzywa przed azotacją, które wskazują wielkość ziarna, formę i sposób rozłożenia węglików dla różnych sposobów obróbki cieplnej (rys. 4, 5 i 6).



Rys. 3. Twardość po azotacji w zależności od temperatury hartowania.



- 3) Badania mikrostruktury tworzywa po azotacji.
- 4) Badania makroskopowe próbek po azotacji wykazały na pewnych próbkach zjawisko korozji.
- 5) Pomiaru twardości po azotacji dokonano na przyrządzie Vickersa przy obciążeniu 5 kg i podano w formie wykresu rys. 3 zależność twardości po azotacji od temperatury obróbki cieplnej.
- 6) Pomiar głębokości warstwy naazotowanej — przy czym jako warstwę azotowaną przyjmowano warstwę trawiącą się na ciemno (eutektoid) wraz z nietrawiącą się białą (roztwór stały).

Wyniki badań podano na załączonych tabelach 1—4, wykresach i fotografiach. Z porównania tych wyników można zauważyć:

- 1) Wszystkie próbki ogrzane przy hartowaniu do temperatury 1200° C tak z dodatkiem Ti, jak i bez Ti, wykazały najsilniejszą korozję.
- 2) Próbki ogrzane przy hartowaniu do temperatury 1100° C — korozję wykazały wszystkie

próbki bez dodatku Ti, natomiast na próbkach z dodatkiem Ti zaobserwowano słabą korozję, a to na 6 próbkach, na ogólną liczbę azotowanych próbek 16, co odpowiada ok. 37% skorodowanych.

- 3) Próbki ogrzane przy hartowaniu do temperatury 1000° C — ślady korozji wykazało tylko 7 próbek bez dodatku Ti, na ogólną liczbę azotowanych próbek 16, co odpowiada ok. 44%; z próbek z Ti okazały zaledwie 2 próbki bardzo słabą korozję na ogólną ilość azotowanych 16, co odpowiada ok. 12% skorodowanych.
- 4) Przy hartowaniu od temperatury 900° C wykazała tylko 1 próbka bardzo słabą korozję bez dodatku Ti.

Pomiary twardości po azotacji wykazują mniej więcej wartość stałą tak dla próbek z dodatkiem Ti, jak i bez Ti, wahającą się w granicach od 1000 do 1050° Vek, również głębokość warstwy naazotowanej wykazuje stałą wartość w granicach od 0,10 do 0,11 mm.

Tabela 1.

Wyniki badań stali zaworowej (bez Ti).
Stal chłodzona w oleju.

Temperatura hartowania i odpuszcz.	Wielkość ziarn w mikr. ²	Twardość przed azotac. °Rock. skala B	Twardość po azotacji Vickers 5 kg	Korozja
1200°C nieodpuszcz.	1780	90,0	1027	bardzo silna
1100°C nieodpuszcz.	680	90,5	1006	słaba
1000°C nieodpuszcz.	327	97,5	1049	
900°C nieodpuszcz.	183	100,0	1006	—
1200°C odp. 700°C		91,0	1027	bardzo silna
1100°C odp. 700°C		94,0	1006	bardzo słaba
1000°C odp. 700°C		99,5	1006	
1200°C odp. 800°C		100,5	998	bardzo silna
1100°C odp. 800°C		97,5	1006	słaba
1000°C odp. 800°C		98,0	1027	bardzo słaba
1200°C odp. 900°C		98,0	1006	bardzo silna
1100°C odp. 900°C		94,0	1049	bardzo słaba
1000°C odp. 900°C		89,5	1060	—

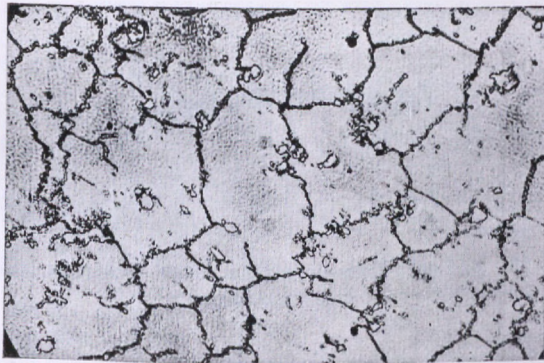
Głębokość warstwy azotowanej wynosi 0,1 mm.

Tabela 2.

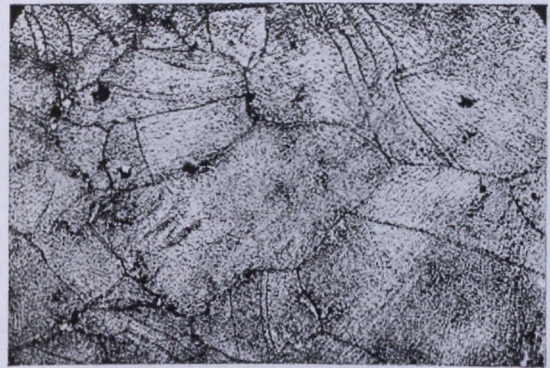
Wyniki badań stali zaworowych (z Ti).
Stal chłodzona w oleju.

Temperatura hartowania i odpuszcz.	Wielkość ziarn w mikr. ²	Twardość przed azotac. °Rock. skala B	Twardość po azotacji Vickers 5 kg	Korozja
1200°C nieodpuszcz.	1830	90,0	1060	bardzo silna
1100°C nieodpuszcz.	820	91,0	1027	bardzo słaba
1000°C nieodpuszcz.	400	96,5	1027	ślady
900°C nieodpuszcz.	210	99,0	1006	—
1200°C odp. 700°C		91,5	1027	bardzo silna
1100°C odp. 700°C		92,0	1006	bardzo słaba
1000°C odp. 700°C		99,0	1006	—
1200°C odp. 800°C		97,5	995	silna
1100°C odp. 800°C		96,5	1006	—
1000°C odp. 800°C		94,5	1000	—
1200°C odp. 900°C		95,5	1049	słaba
1100°C odp. 900°C		91,0	1060	bardzo słaba
1000°C odp. 900°C		90,0	1000	—

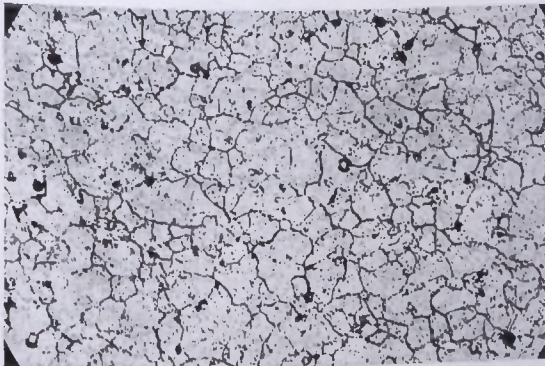
Głębokość warstwy azotowanej wynosi 0,1 mm.



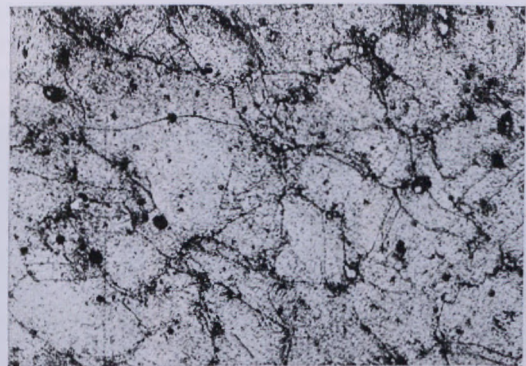
Rys. 4. Próbką hartowaną w oleju od temp. 1200° C.



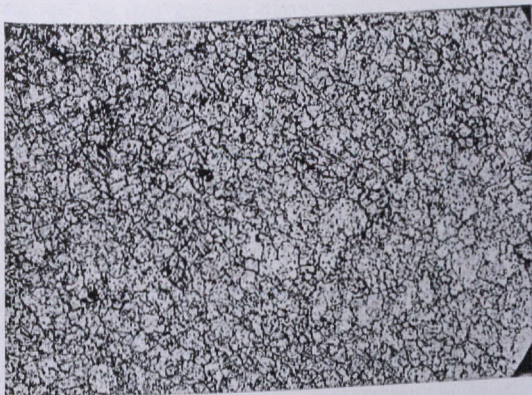
Rys. 7. Próbką hartowaną w oleju od temp. 1200° C i przekuta na 25%.



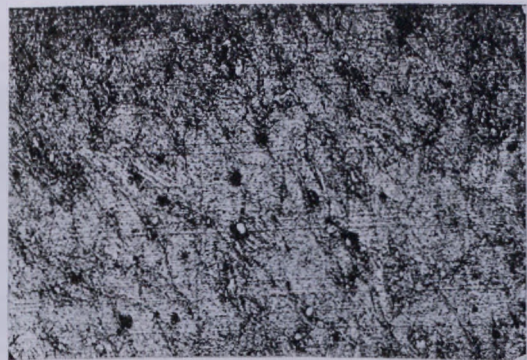
Rys. 5. Próbką hartowaną w oleju od temp. 1100° C



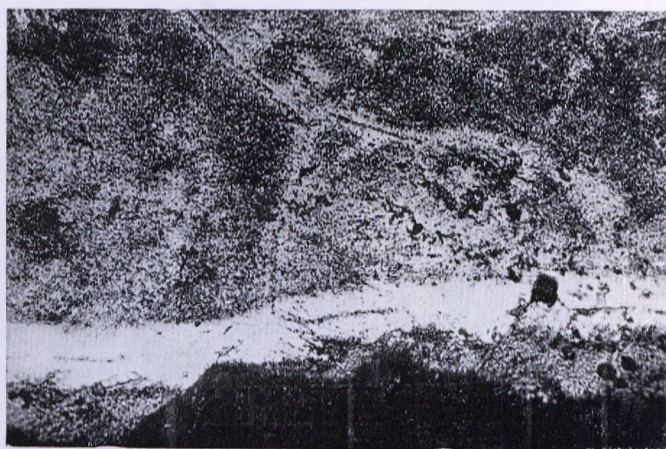
Rys. 8. Próbką hartowaną w oleju od temp. 1200° C i przekuta na 50%.



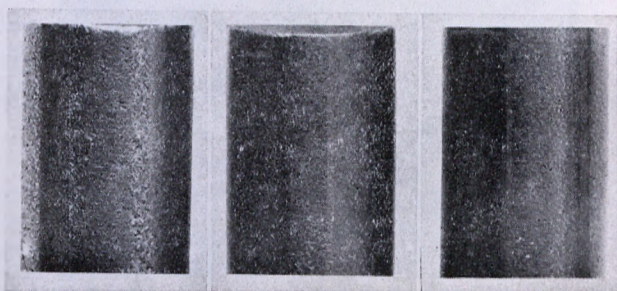
Rys. 6. Próbką hartowaną w oleju od temp. 1000° C.



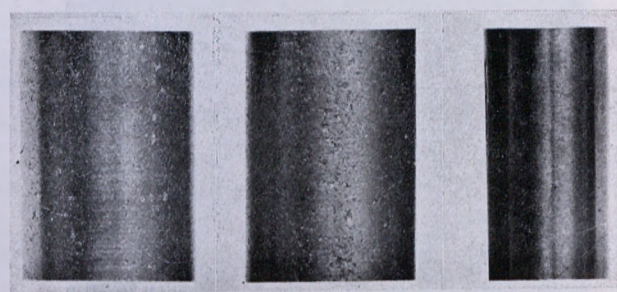
Rys. 9. Próbką hartowaną w oleju od temp. 1200° C i przekuta na 75%.



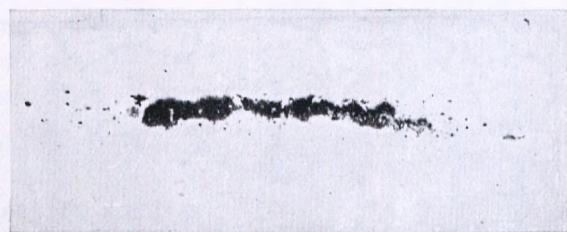
Rys. 10. Struktura skorodowanej warstwy azotowanej.



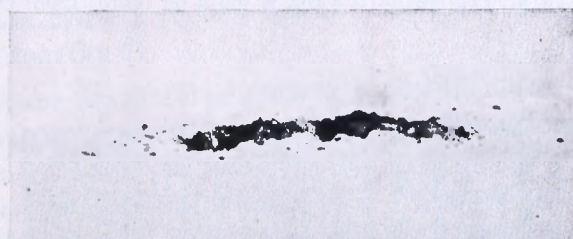
Rys. 11. Próbki skorodowane hartowane od temperatury 1200° C.



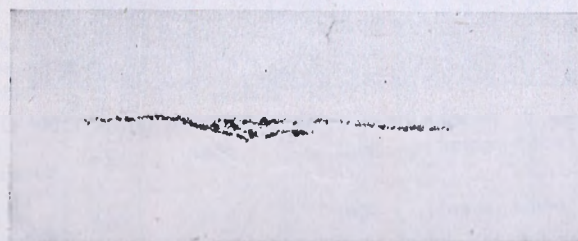
Rys. 12. Próbki skorodowane hartowane od temp. 1200° C i przekute na: 25%, 50% i 75%. Próbka przekuta na 75% nie wykazuje korozji.



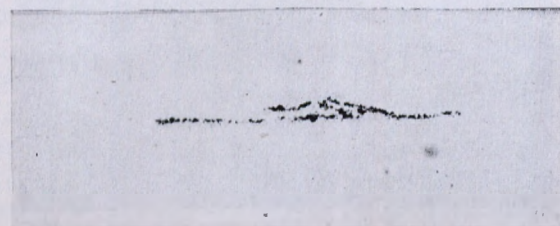
Rys. 13. Zanieczyszczenia stali z pieca kwaśnego (SiO_2) przed azotacją.



Rys. 14. To samo zanieczyszczenie stali po azotacji.



Rys. 15. Zanieczyszczenia stali z pieca zasadowego (Al_2O_3) przed azotacją.



Rys. 16. To samo zanieczyszczenie stali po azotacji.

Tabela 3.

Wyniki badań stali zaworowych (bez Ti).
Stal chłodzona na powietrzu.

Temperatura hartowania i odpuszcz.	Wielkość ziarn w mikr. ²	Twardość przed azotac.	Twardość po azotacji	Korozja
		°Rock. skala B	Vickers 5 kg	
1200°C nieodpuszcz.	2100	90,0	1006	bardzo silna
1100°C nieodpuszcz.	863	91,0	1050	bardzo słaba
1000°C nieodpuszcz.	474	99,0	1049	
900°C nieodpuszcz.	200	100,0	1006	—
1200°C odp. 700°C		90,0	1000	bardzo silna
1100°C odp. 700°C		94,0	1006	bardzo słaba
1000°C odp. 700°C		100,5	1027	słaba
1200°C odp. 800°C		99,0	1049	bardzo silna
1100°C odp. 800°C		96,5	1050	słaba
1000°C odp. 800°C		96,5	1006	—
1200°C odp. 900°C		97,5	1060	bardzo silna
1100°C odp. 900°C		93,5	1006	bardzo słaba
1000°C odp. 900°C		93,0	1000	

Głębokość warstwy azotowanej wynosi 0,1 mm.

Z powyższego zestawienia wyników daje się zauważyć, że, im niższą stosujemy temperaturę nagrzania przy hartowaniu, tym mniejsza występuje korozja w czasie azotacji. Najjaskrawiej występuje ten wpływ przy temperaturach w zakresie od 1100 do 1200° C; przy temperaturze 1200° C korozja jest już widoczna gołym okiem w formie głębokich wyżarć i pęknięć powierzchni; w miarę obniżki temperatury hartowania ilość próbek skorodowanych maleje, przy czym korozja jest słabsza i widoczna tylko po przepolerowaniu próbek. Ten wpływ obróbki cieplnej tłumaczymy wpływem temperatury nagrzania na rozrost ziarn, mianowicie w zakresie temperatur od 1200 do 1100° C, jak wskazuje wykres rys. 1 i 2, następuje silny rozrost ziarna, a tym samym zostaje ułatwiona dyfuzja gazów. Z drugiej strony widać, że węgliki są tutaj w formie kulek w większych skupieniach prawie wyłącznie na granicach ziarn, zdradzając tendencję do wydzielania się w formie fazy ciągłej, sprzyjającej powstawaniu bardzo silnej korozji międzykrystalicznej. Zauważono, że przy temperaturze hartowania

Tabela 4.

Wyniki badań stali zaworowych (z Ti).
Stal chłodzona na powietrzu.

Temperatura hartowania i odpuszcz.	Wielkość ziarn w mikr. ²	Twardość przed azotac.	Twardość po azotacji	Korozja
		°Rock. skala B	Vickers 5 kg	
1200°C nieodpuszcz.	1850	91,5	1027	bardzo silna
1100°C nieodpuszcz.	780	92,0	1035	bardzo słaba
1000°C nieodpuszcz.	420	97,0	1030	ślady
900°C nieodpuszcz.	180	97,5	1025	—
1200°C odp. 700°C		92,0	1030	silna
1100°C odp. 700°C		92,0	1049	—
1000°C odp. 700°C		97,0	1006	—
1200°C odp. 800°C		96,5	1060	silna
1100°C odp. 800°C		95,5	1027	bardzo słaba
1000°C odp. 800°C		94,0	1020	—
1200°C odp. 900°C		95,0	1006	silna
1100°C odp. 900°C		92,5	1049	—
1000°C odp. 900°C		92,0	1060	—

Głębokość warstwy azotowanej wynosi 0,1 mm.

około 1250° C wydzielają się węgliki już w formie fazy ciągłej na granicach ziarn, przy czym korozja występuje tutaj bardzo silna. A zatem przez obróbkę cieplną możemy znacznie zmniejszyć ziarno tworzywa i w ten sposób utrudnić dyfuzję, z drugiej strony spowodować wydzielanie się węglików w formie mniej szkodliwej, a tym samym zmniejszyć korozję międzykrystaliczną. Dodatek Ti daje wyniki korzystne, zmniejszając wielkość korozji w dość znacznym stopniu; tłumaczymy to sobie zdolnością tego pierwiastka do tworzenia węglików trudno rozpuszczalnych w osnowie austenitycznej, z drugiej strony zdolnością zmniejszenia rozpuszczalności tlenu.

II. Wpływ obróbki plastycznej — stopnia przekucia — na wielkość korozji

W drugiej serii badań określono wpływ stopnia przekucia na wielkość korozji. Próbkę z tego samego materiału poddano takiej samej obróbce cieplnej jak w pierwszej serii, następnie przekuwano w różny sposób: 25, 50, 75% zmniejszenia przekroju i normalizowano przy temperaturze 900° C.

Tabela 5.

Wyniki badań stali zaworowej bez dodatku Ti
w zależności od obróbki plastycznej.

Stal chłodzona w oleju. — Normalizowana w 900° C.

Temp. hartowania°C	% przekucia	Twardość przed azot. sk. Rock.	Twardość po azotacji sk. Vick.	Głębokość warstwy naazotow. w mm	Koro zja
1200	25	98,5	1006	0,1	bardzo silna
1100	25	96,5	990	"	silna
1000	25	96,0	1030	"	ślady
1200	50	101,5	1020	"	bardzo silna
1100	50	96,5	990	"	słaba
1000	50	96,0	1006	"	ślady
1200	75	101,0	990	"	ślady
1100	75	97,0	1020	"	—
1000	75	91,0	1030	"	—

Tabela 6.

Wyniki badań stali zaworowej z dodatkiem Ti
w zależności od obróbki plastycznej.

Stal chłodzona w oleju. — Normalizowana w 900° C.

Temp. hartowania°C	% przekucia	Twardość przed azot. sk. Rock.	Twardość po azotacji sk. Vick.	Głębokość warstwy naazotow. w mm	Koro zja
1200	25	101,5	1040	0,1	silna
1100	25	97,0	1020	"	ślady
1000	25	96,0	1030	"	—
1200	50	101,5	1020	"	silna
1100	50	97,5	990	"	ślady
1000	50	96,0	990	"	—
1200	75	100,5	1006	"	ślady
1100	75	97,0	1006	"	—
1000	75	92,0	1000	"	—

Temperaturę kucia stosowano 830 do 850° C. Azotację przeprowadzono w tych samych warunkach, jak w pierwszej serii badań. Dla określenia wpływu przekucia na wielkość korozji dokonano następujących pomiarów:

- 1) Pomiar twardości po azotacji na przyrządzie Vickersa przy obciążeniu 5 kg,
- 2) pomiar głębokości warstwy azotowanej,
- 3) badania mikroskopowe próbek przed azotacją, które wykazują strukturę tworzywa i sposób rozłożenia węglików — rys. 7, 8, 9 i 10,
- 4) badania makroskopowe próbek po azotacji wykazały na pewnych próbkach zjawisko korozji — rys. 11 i 12.

Wyniki badań załączono w tabelach 5, 6, 7, i 8. Z porównania tych wyników można zauważyć:

- 1) Próbkę hartowaną w temperaturze 1200° C wykazały po przekuciu na 25% silną korozję; przy przekuciu na 50% mniejszą korozję, lecz również dość silną, natomiast przy przekuciu na 75% wykazały zaledwie ślady korozji wi-

doczne dopiero po przepolerowaniu, przy czym na oglądanych 8 próbek 3 nie wykazały nawet śladów korozji.

- 2) Próbkę bez Ti ogrzaną przy hartowaniu do temperatury 1100° C wykazały po przekuciu na 25% słabą korozję, natomiast na próbkach z Ti zauważono na dwóch próbkach słabą korozję na 4 oglądane; przy przekuciu na 50% próbki bez Ti wykazały bardzo słabą korozję, natomiast z próbek z Ti okazała tylko jedna na 4 oglądane bardzo słabą korozję; przy przekuciu na 75% próbki z Ti jak i bez Ti nie wykazały zupełnie korozji.
- 3) Próbkę nagrzaną przy hartowaniu do temperatury 1000° C wykazały po przekuciu na 25% — na 4 oglądane — dwie próbki bez Ti bardzo słabą korozję, próbki z Ti nie wykazały zupełnie korozji; przy przekuciu na 50% jedna próbka na 4 oglądane okazała słabą korozję, natomiast nie zauważono jej zupełnie na próbkach z Ti; przy przekuciu na 75% nie zauważono korozji ani w jednym przypadku.

Tabela 7.

Wyniki badań stali zaworowej bez dodatku Ti
w zależności od obróbki plastycznej.

Stal chłodzona na powietrzu. — Normalizowana w 900° C.

Temp. hartowania°C	% przekucia	Twardość przed azot. sk. Rock.	Twardość po azotacji sk. Vick.	Głębokość warstwy naazotow. w mm	Koro zja
1200	25	99,5	1020	0,01	bardzo silna
1100	25	97,0	990	"	silna
1000	25	96,0	995	"	ślady
1200	50	100,5	1006	"	bardzo silna
1100	50	96,0	1020	"	słaba
1000	50	95,5	990	"	ślady
1200	75	99,5	1000	"	ślady
1100	75	96,0	1030	"	—
1000	75	95,0	1020	"	—

Tabela 8.

Wyniki badań stali zaworowej z dodatkiem Ti
w zależności od obróbki plastycznej.

Stal chłodzona na powietrzu. — Normalizowana w 900° C.

Temp. hartowania°C	% przekucia	Twardość przed azot. sk. Rock.	Twardość po azotacji sk. Vick.	Głębokość warstwy naazotow. w mm	Koro zja
1200	25	101,5	1006	0,01	silna
1100	25	97,5	1020	"	—
1000	25	95,0	1030	"	—
1200	50	102,0	1040	"	silna
1100	50	96,5	990	"	ślady
1000	50	95,0	1000	"	—
1200	75	100,5	990	"	ślady
1100	75	95,0	990	"	—
1000	75	93,0	1000	"	—

Z zestawienia powyższych wyników daje się zauważyć bardzo silny wpływ stopnia przekucia na wielkość korozji. Najjaskrawiej daje się on zaobserwować na próbkach hartowanych od temperatury 1200° C, gdzie, jak wyżej podano przy wpływie obróbki cieplnej, zauważono bardzo silną korozję na wszystkich próbkach, drogą silnego przekucia zdołano nie tylko zmniejszyć korozję, ale również zupełnie ją usunąć. Próbkki hartowane niżej od 1100 do 900° C wykazują już zaledwie ślady korozji, przy przekuciu na 50%, a nie wykazują jej zupełnie przy przekuciu na 75%. Ten dodatni wpływ przekucia tłumaczymy rozbiciem ziarna w czasie przekucia i utrudnioną przez to dyfuzją dla wodoru, nadto węgliki znajdują się tutaj nie tylko na granicach ziarn, lecz również wewnątrz ziarn, przez co uzyskuje się równomierne rozmieszczenie węglików. — Wprowadzone nowe opory dyfuzji osiągnięte przez przekucie są dość znaczne i wybitnie zmniejszają szybkość dyfuzji wodoru, jednakże nie wpływają na przebieg samej azotacji, gdyż, jak wskazują wyniki, uzyskane twardości i grubości warstwy azotowanej są takie same, jak w pierwszej serii badań, tzn. twardości wahają się w granicach od 1000 — 1050° Vck, grubość warstwy azotowanej dochodzi do ok. 0,10 mm.

III. Wpływ warunków fizycznych na korozję po azotacji

W ostatniej serii badań zmieniono warunki fizyczne azotacji, a mianowicie stosowano czas 72 h i temperaturę 480, 500, 520° C i czas 42 h przy temperaturze azotacji 540° C. Stopień dysocjacji amoniaku od 20—45%. Próbkki wykonane z tego samego materiału poddano najpierw obróbce cieplnej, następnie azotacji w różnym czasie i przy różnych temperaturach. Temperatury hartowania próbek stosowano: 1200, 1100 i 1000° C, następnie próbki normalizowano w temperaturze 900° C przez 20 min. Po obróbce cieplnej i azotacji przystąpiono do badań próbek dla określenia wpływu temperatury azotacji na wielkość korozji. W tym celu dokonano następujących pomiarów:

- 1) Pomiar twardości po azotacji,
- 2) Pomiar głębokości warstwy naazotowanej,
- 3) Badania mikroskopowe i makroskopowe.

Wyniki badań podano w załączonych tabelach 9, 10, 11 i 12.

Z porównania tych wyników można zauważyć:

- 1) Próbkki azotowane w temperaturze 480° C w czasie 72 h przy stopniu dysocjacji amoniaku

20—25% wykazały wprawdzie znaczne zmniejszenie korozji, lecz równocześnie zauważono znaczny spadek twardości po azotacji, wahaających się w granicach od 530 — 550° Vck i znacznie cieńszą warstwę naazotowaną, wahaającą się w granicach od 0,03 do 0,04 mm. Korozji uległy tylko próbki hartowane w temperaturze 1200° C tak z dodatkiem, jak i bez dodatku Ti.

- 2) Próbkki azotowane w temperaturze 500° C w czasie 72 h przy stopniu dysocjacji amoniaku 20 do 25% wykazały już silniejszą korozję, niż w przypadku pierwszym. Równocześnie twardości znacznie się zwiększyły i wahały się w granicach od 780—800° Vck, a głębokość warstwy azotowanej od 0,055 do 0,06 mm. Korozja wystąpiła tutaj na wszystkich próbkach hartowanych od temperatury 1200 do 1100° C.

Tabela 9.

Wyniki badań korozji stali zaworowej 1. (bez Ti)
w zależności od temperatury i czasu azotacji.
Stal hartowana w oleju i normalizowana w 900° C.

Temp. hartowania °C	Temp. azotacji °C	Czas azotacji w godz.	Twardość po azotacji sk. Vick.	Głębokość warstwy azotow. w mm	Korozja
1200	480	72	549	0,03	ślaba
1100	480	72	535	0,04	—
1000	480	72	535	0,035	—
1200	500	72	790	0,065	silna
1100	500	72	800	0,06	ślaba
1000	500	72	800	0,06	ślady
1200	520	72	880	0,08	bardzo silna
1100	520	72	860	0,08	bardzo silna
1000	520	72	840	0,08	ślaba
1200	540	42	730	0,07	silna
1100	540	42	780	0,07	silna
1000	540	42	770	0,065	—

Tabela 10.

Wyniki badań korozji stali zaworowej 2. (z Ti)
w zależności od temperatury i czasu azotacji.
Stal hartowana w oleju i normalizowana w 900° C.

Temp. hartowania °C	Temp. azotacji °C	Czas azotacji w godz.	Twardość po azotacji sk. Vick.	Głębokość warstwy azotow. w mm	Korozja
1200	480	72	540	0,04	ślady
1100	480	72	535	0,035	—
1000	480	72	530	0,035	—
1200	500	72	790	0,06	silna
1100	500	72	780	0,06	ślaba
1000	500	72	790	0,055	—
1200	520	72	870	0,08	bardzo silna
1100	520	72	850	0,075	bardzo silna
1000	520	72	860	0,075	silna
1200	540	42	765	0,07	silna
1100	540	42	780	0,07	ślaba
1000	540	42	780	0,07	—

Tabela 11.

Wyniki badań korozji stali zaworowej 1. (bez Ti)
w zależności od temperatury i czasu azotacji.

Stal chłodzona na powietrzu i normalizowana w 900° C.

Temp. hartowania °C	Temp. azotacji °C	Czas azotacji w godz.	Twardość po azotacji sk. Vick.	Głębokość warstwy azotow. w mm	K o r o z j a
1200	480	72	549	0,04	ślaba
1100	480	72	540	0,035	—
1000	480	72	540	0,035	—
1200	500	72	810	0,06	silna
1100	500	72	800	0,06	ślaba
1000	500	72	800	0,055	ślady
1200	520	72	860	0,08	bardzo silna
1100	520	72	870	0,075	bardzo silna
1000	520	72	870	0,075	silna
1200	540	42	730	0,07	silna
1100	540	42	720	0,07	silna
1000	540	42	720	0,065	—

Tabela 12.

Wyniki badań korozji stali zaworowej 2. (z Ti)
w zależności od temperatury i czasu azotacji.

Stal chłodzona na powietrzu i normalizowana w 900° C.

Temp. hartowania °C	Temp. azotacji °C	Czas azotacji w godz.	Twardość po azotacji sk. Vick.	Głębokość warstwy azotow. w mm	K o r o z j a
1200	480	72	549	0,04	ślady
1100	480	72	540	0,035	—
1000	480	72	540	0,035	—
1200	500	72	800	0,06	silna
1100	500	72	810	0,06	ślaba
1000	500	72	800	0,055	—
1200	520	72	860	0,08	bardzo silna
1100	520	72	850	0,075	silna
1000	520	72	840	0,07	ślaba
1200	540	42	770	0,06	silna
1100	540	42	750	0,06	ślaba
1000	540	42	750	0,06	—

3) Próbki azotowane w temperaturze 520° C w czasie 72 h przy stopniu dysocjacji amoniaku 20 — 25% wykazały bez wyjątku wszystkie bardzo silną korozję. Twardości osiągnięte wahały się od 850—890° Vck, głębokość warstwy azotowanej od 0,075 do 0,08 mm.

4) Próbki azotowane w temperaturze 540° C w czasie 42 h przy stopniu dysocjacji amoniaku 35—45% wykazały wprawdzie nieco mniejszą korozję, lecz równocześnie za niskie twardości, wahające się w granicach od 750—770° Vck, głębokość warstwy azotowanej od 0,07—0,08 mm. Słabszej korozji uległy próbki hartowane od temperatury 1200 i 1100° C, niż w przypadku 3-im.

Z zestawienia powyższych wyników daje się zauważyć, że obniżenie temperatury azotacji przy zwiększonym czasie procesu 72 h daje wprawdzie

dla temperatur 480 i 500° C zmniejszenie korozji, lecz równocześnie powoduje obniżenie twardości i grubości warstwy azotowanej. Przy temperaturach wyższych 520 i 540° C korozja występuje już silna. A zatem usunięcie korozji drogą zmiany tylko warunków fizycznych nie daje pożądaných wyników.

Zagadnienie znaczenia wtrąceń niemetalicznych, stopnia ich szkodliwości, wpływu ich na przebieg procesu azotacji jest mało dotychczas wyjaśnione i dostatecznie nie zbadane, a to z powodu trudności wyeliminowania innych czynników, wpływających na wynik badania. Bardzo często słyszy się zdania, jakoby zanieczyszczenia miały powodować występowanie korozji w czasie azotacji. Badanie przeprowadzone dla określenia wpływu zanieczyszczeń miało charakter zupełnie ogólny i określiło zachowanie się wtrącenia niemetalicznego w czasie procesu azotacji.

Badania przeprowadzono na dwóch materiałach (nie będących stalą zaworową), przy czym jeden pochodził z wytopu pieca kwaśnego (1), drugi z pieca zasadowego (2) o następującym składzie chemicznym:

Nr	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Cu
1	0,29	0,70	0,34	0,015	0,010	0,79	0,86	1,00	0,21	0,135
2	0,30	0,57	0,33	0,009	0,010	0,96	0,72	1,21	0,20	0,153

Na próbkach przeznaczonych do azotacji sporządzono zgłady na zanieczyszczenia i zaznaczono te miejsca, które wykazywały większe nagromadzenie zanieczyszczeń (tlenki Al_2O_3 , krzemiany), następnie przeprowadzono azotację w temperaturze 480° C, w czasie 72 h przy stopniu dysocjacji NH_3 15 — 20%. Azotacja przebiegła normalnie, na co wskazują osiągnięte wyniki:

Nr	Twardość sk. Vick.	Głębokość warstwy azotowanej w mm	K o r o z j a
1	690—700	0,4	nie występuje
2	680—690	0,4	nie występuje

Po azotacji próbki zostały przepolerowane i zbadano naznaczone miejsca zanieczyszczeń. Badania tak makroskopowe, jak mikroskopowe tych miejsc objawów korozji nie wykazały. Próbki oglądane pod mikroskopem tak z pieca kwaśnego, jak zasadowego okazały zanieczyszczenia w tej formie, jak przed azotacją. Na załączonych mikrofotografiach rys. 13, 14, 15 i 16 widać zanieczyszczenia przed azotacją i to samo zanieczyszczenie po azotacji. Z powyższych mikrofotografii wynika, że

miejsca nagromadzeń zanieczyszczeń nie okazują widocznych objawów korozji.

WNIOSKI

Wykonane badania miały charakter ogólny i określały wpływ najczęściej spotykanych zanieczyszczeń (tlenki SiO_2 , Al_2O_3) materiału pochodzącego z wytopu pieca kwaśnego i zasadowego. Wpływ zanieczyszczeń na przebieg i korozję azo-

tacji zależeć musi od natury i charakteru chemicznego tych zanieczyszczeń; bardzo wielka różnorodność składu chemicznego zanieczyszczeń mogących występować w stali nie wyklucza ewentualności szkodliwego wpływu niektórych z zanieczyszczeń bądź to w sposób bezpośredni, jak i pośredni. Dokładne poznanie wpływu poszczególnych zanieczyszczeń wymaga odrębnych badań dla każdego z zanieczyszczeń o tym samym charakterze i składzie chemicznym.

WSPÓŁCZESNE TWORZYWA NA MAGNESY TRWAŁE¹⁾

Napisali

IWAN FESZCZENKO-CZOPIWSKI

inż. technolog, doktor nauk technicznych, profesor Akademii Górniczej w Krakowie

oraz

TADEUSZ MALKIEWICZ i CZESŁAW STOCH

inżynierowie metalurgowie

Używane w elektrotechnice materiały magnetyczne dzielimy na cztery grupy:

- 1) Materiały na rdzenie i nasady biegunowe do elektromagnesów i przekładników, które odznaczają się muszą: a) małą pozostałością magnetyczną i małą siłą koercji, a to w celu, ażeby po wyłączeniu prądu magnesującego pole magnetyczne pozostało jak najmniejsze; pętla histerezy musi być jak najwęższa; b) dużą indukcją nasycenia, co pozwoli otrzymać dużą indukcję w szczelinie; c) dużą przenikalnością magnetyczną w celu, aby przy określonym prądzie indukcja była jak największa.
- 2) Materiały na rdzenie transformatorów i dławików, które odznaczają się — podobnie jak materiały poprzedniej grupy — dużą przenikalnością, małymi stratami, tzn. wąską pętlą histerezy, małą siłą koercji i dużym oporem elektrycznym w celu przeciwdziałania prądom wirowym. Dla transformatorów silnoprądowych i sieciowych wymagana jest duża przenikalność przy dużym polu magnetycznym, natomiast dla transformatorów stosowanych w teletechnice i radiotechnice, gdzie zazwyczaj prądy są bardzo małe, jest poszukiwana wielka przenikalność początkowa.
- 3) Materiały do cewek pupinowskich oraz do cewek w filtrach częstotliwości akustycznych itp. powinny wykazywać stałość magnetyczną i jak najmniejsze straty, zwłaszcza straty histerezy.

Do cewek wysokiej częstotliwości używane są materiały proszkowe wtłoczone w masę izolacyjną w celu uniknięcia ujemnych następstw, na skutek tworzenia się prądów wirowych.

- 4) Tworzywa stalowe austenityczne niemagnetyczne są stosowane na osłony przyrządów, w których zachodzi obawa zakłócenia ich działania, na skutek pojawienia się obcego pola magnetycznego.
- 5) Stale na magnesy trwałe, które przy odpowiednim namagnesowaniu wykazują dużą ilość linii sił, zatrzymują wielkie ilości magnetyzmu, a po usunięciu prądów magnesujących posiadają zdolność wytwarzania wtórnego pola magnetycznego. Pętlica histerezy tych stali jest szeroka.

Z fizycznego punktu widzenia dla oceny wartości tworzywa na magnes trwały miarodajne są wielkości pozostałości magnetycznej prawdziwej B_r oraz siły koercji H_c . Obydwie stałe muszą być możliwie wysokie, aby gotowy magnes trwały posiadał obok dużej ilości linii sił (pozorna pozostałość) także wystarczającą odporność przeciwko polu odmagnesowującemu. Dlatego badanie magnesu trwałego ogranicza się zazwyczaj do pomiaru pozostałości i siły koercji²⁾.

W technice używa się przybliżonej oceny, iloczynu z pozostałości i koercji ($B_r \times H_c$), jako tzw. wskaźnika mocy, który jednak nie zawsze daje prawdziwą miarę dobroci magnesu; np. przy jedna-

¹⁾ Praca niniejsza była referowana na Komisji Metalurgii Żelaza Towarzystwa Wojskowo-Technicznego w Katowicach w grudniu r. 1937.

²⁾ Messkin, Kussmann: Die Ferromagnetischen Legierungen, Berlin 1932, str. 23 i 24.

kowych wartościach B_r i H_c mogą się różnić gąłęzie opadające wygięciem, co pociągnie różnice w pozostałościach pozornych. Dokładniejszą miarę podał Evershed, mianowicie wielkość $(B \times H)_{\max.}$, to znaczy taki punkt krzywej magnetycznej w interwale między B_r i H_c , dla którego iloczyn $B \times H$ posiada maksimum i, jak wykazał E. A. Wattson, punkt ten jest miarodajnym przy obliczeniu magnesu trwałego do osiągnięcia maksimum energii magnetycznej przy najmniejszym zużyciu materiału; mianowicie, jeśli pozostałość pozorna wypadnie właśnie w punkcie $(B \times H)_{\max.}$ Dla wyznaczenia położenia tego punktu na danej krzywej magnetycznej materiału służy sposób graficzny Wattsona i Würschmidta: szukany punkt jest przecięciem się przekątnej czworoboku zbudowanego z B_r i H_c , jako boków, z krzywą namagnesowania.

Rozpatrując zależność własności magnetycznych od składu chemicznego i struktury materiału, można je podzielić na dwie zupełnie różne grupy:

- 1) własności magnetyczne pierwotne (lub bezpośrednie), zależne tylko od rodzaju składnika ferromagnetycznego, nie zależą natomiast od orientacji kryształów, struktury, ani naprężeń. Do własności tych należą: wartość nasycenia magnetycznego ($4\pi I_\infty$) i temperatura przemiany magnetycznej (punkt Curie). Są one cechą chemicznego składu materiału.
- 2) Własności wtórne (pośrednie) są to: przebieg krzywej namagnesowania przy małych i średnich wartościach natężenia pola, związana z tym wielkość przenikalności magnetycznej początkowej i maksymalnej, wreszcie — co jest najważniejsze dla magnesów trwałych — siła koercji i pozostałość magnetyczna. Własności powyższe mogą być zmieniane dla danego materiału przez zmianę stanu naprężeń i struktury.

A. Kussmann i B. Scharnow wykazali, że w wypadku tworzenia się roztworu stałego, w którym przez wprowadzenie obcych atomów w siatkę przestrzenną zostają zmienione prawie wszystkie fizyczne własności, siła koercji oraz kształt krzywej namagnesowania nie ulegają zmianom i jednorodne roztwory stałe wykazują podobny przebieg krzywych, jak czyste metale.

Inaczej zachowuje się siła koercji w stopach niejednorodnych, w których pomiędzy ferromagnetycznymi kryształami materiału podstawowego znajduje się w stanie rozproszenia drugi rodzaj kry-

ształów; w następstwie elastycznych naprężeń powstałych w siatce przestrzennej osnowy, na skutek różnej rozszerzalności cieplnej dwu odmiennych składników strukturalnych, wzrasta siła koercji, a w związku z tym obniża się przenikalność, przy czym zmiany te są w przybliżeniu proporcjonalne do ilości niejednorodnego składnika strukturalnego.

Każde elastyczne zniekształcenie siatki przestrzennej, spowodowane istnieniem wewnętrznych naprężeń, przyczynia się do rozszerzania się pętli histerezy. Przyczynami takiego zniekształcenia mogą być: zewnętrzne mechaniczne wpływy (ciśnienie, ciągnienie, przeróbka na zimno itp.), zmiany długości przy namagnesowaniu (magnetostrykcja) oraz szczególnie ważne w skutkach naprężenia, wywołane przemianą siatki lub niejednorodnością struktury, jak wydzielenie nowego rodzaju kryształów (o innej rozszerzalności cieplnej, niż materiał podstawowy). Dalej uzależniona jest wysokość siły koercji współczynnikiem określonym jako wrażliwość na naprężenia, a zależnym od składu chemicznego podstawowego materiału ferromagnetycznego. Jednakowy międzykryształiczny stan naprężeń wywołuje zupełnie różne zmiany siły koercji w różnych materiałach.

Z powyższego wynika, że dla osiągnięcia dobrych własności magnetycznych w tworzywach na magnesy trwałe należy dążyć do osiągnięcia możliwie dużej niejednorodności struktury oraz czułości na powstawanie naprężeń wewnętrznych.

Podstawowym składnikiem tworzyw do wyrobu magnesów trwałych jest żelazo, właściwie jego odmiana ferromagnetyczna „ α ”.

Porównanie pętlic histerezy trzech znanych metali ferromagnetycznych: żelaza, niklu, kobaltu, uwidacznia różnice ich własności magnetycznych. Żelazo wykazuje bardzo dużą pozostałość magnetyczną $B_r = 13.000$ gaussów przy małej sile koercji $H_c = \sim 1$ oersted; natomiast zarówno nikiel, jak i kobalt posiadają małą wartość pozostałości magnetycznej (około 3.500 gaussów), przy czym siła koercji niklu jest bliska wartości dla żelaza; kobalt wykazuje stosunkowo dużą siłę koercji ok. 30 oerstedów.

By żelazo, posiadające „z natury” bardzo wysoką pozostałość magnetyczną, odpowiadało wymaganiom stawianym magnesom trwałym, należy zwiększyć jego siłę koercji, to jest rozszerzyć pętlę histerezy.

Do niedawna stosowano wyłącznie na magnesy trwale stale hartowane na martenzyt, następnie tworzywa stalowe, w których przyczyną wzrostu siły koercji była obecność dodatków węglilotwórczych (2 do 6% Cr lub W, obok 0,6 do 1,1% C), a więc poszukiwana była możliwość uzyskania rozproszenia węglików złożonych. Pozostałość magnetyczna tych stali dochodziła do 10.000 gaussów, ale siła koercji nie przekraczała 80 oerstedów.

Dalszym etapem było wyzyskanie zjawisk wydzielania się związków międzymetalicznych (Fe_3W_2 , Fe_3Mo_2 i Fe_2Co). Tą drogą dla stali zawierającej 24% Mo po zahartowaniu od 1270° C i odpuszczeniu przy 650° C uzyskano siłę koercji 240 oe, przy pozostałości magnetycznej 8.000 gaussów. Stale o wysokiej zawartości kobaltu (6 do 36%) po raz pierwszy podane przez K. Hondę w r. 1917, nazwane stalą K. S., pozwoliły na uzyskanie siły koercji do 300 oe. przy $B_r = 12.000 - 6.700$ gaussów³⁾.

Zestawienie tworzyw używanych do wyrobu magnesów trwałych oraz ich własności podaje poniższa tabela⁴⁾:

	Skład chemiczny tworzywa						Wskaźniki mocy		
	C	Mn	W	Cr	Co	Mo	Br. 10 ⁻³ Pozosta- łość	H _c siła koercji	B _r H _{max.} 10 ⁻³ przeciętne
Stal węglowa	0,8—1,2	0,3—0,8	—	—	—	—	7—8,5	45—60	200
„ wolframowa	0,65—0,8	0,2—0,5	5—6	do 1,0	—	—	9,5—11,5	55—70	285
„ chromowa	0,9—1,2	0,3—0,5	—	1,5—3,0	—	—	9,5—11,0	53—65	250
„ kobaltowa 1)	0,9—1,2	0,3—0,5	—	5—6	5—6	—	9,0—9,8	85—100	390
„ „ 2)	0,9—1,2	0,3—0,5	—	8—11	8—11	1,0—1,5	7,0—9,5	140—165	600
„ „ 3)	0,9—1,2	0,3—0,5	—	9—12	14—17	1,0—1,5	7,5—9,5	170—200	700
„ „K. S.“	0,4—0,8	—	5—6	1,5—3,0	30—40	do 4,5	8,0—9,0	200—250	900
„ Hadfielda	0,52	0,42	8,9	2,2	8,9	Ni=0,5	9,9	97	375
„ Hadfielda „Permanit“	0,52	0,57	7,8	1,9	17,8	Ni=0,6	10,2	130	550
„ Gumlicha	1,1	3,5	—	4,8	36	—	9,3	227	850
„ Hondy	0,8—1,0	1,0	4,0	5—6	36	—	9,75	250	—
„ Kruppa koercyt	1,1	3,5	—	4,8	36	1,5 lub V—08	9,5—10,0	240—260	850—1000

W roku 1931 znalazł W. Köster⁵⁾ stop magnetyczny z żelaza, kobaltu i molibdenu (lub wolframu) o wysokiej pozostałości magnetycznej około 10.000—6.000 gaussów, siły koercji 100—350 oe. Tworzywa te oparte są na utwardzaniu w miarę biegu procesu wydzielania, które wpływa korzystnie na pętlę histerezy, mianowicie powoduje jej rozszerzenie. Tak np. stal z dodatkiem 15% Co i 18% W po zahartowaniu od 1300° C posiada budowę jednorodną, roztwór stały α , który zgodnie z poprzednio powiedzianym wykazuje słabe własności magnetyczne: $H_c = 2-5$ oe i $B_r = 4.000-6000$ gaus. Przy odpuszczaniu w temperaturach

600—700° wzrasta mocno koercja i pozostałość, spada wartość nasycenia magnetycznego, a podnosi się przewodnictwo elektryczne i ciężar właściwy, co było do przewidzenia przy rozpadzie roztworu stałego. Występujący w miarę wydzielania wzrost twardości z równoczesnym zwiększaniem pozostałości i siły koercji pozwala na śledzenie biegu wydzielania. Stopy te są kujne, po zahartowaniu — miękkie, mogą być obrabiane, a następne odpuszczanie jest końcowym etapem obróbki termicznej i nie wpływa na zniekształcenie. Wysoka temperatura odpuszczania warunkuje odporność gotowego magnesu na wpływ ogrzewania długotrwałego i do dość wysokiej temperatury. Nadają się zatem te stale do użytku tam, gdzie zachodzą duże wahania temperatur i narażone są na działanie wysokich temperatur, jak regulatory temperatur, pomiary ciepła i tym podobne. Oczywiście, struktura martenzytyczna stali hartowanych wyklucza ten zakres ich użycia.

Ciekawą próbą jest magnes wytworzony z tlenków w r. 1933 przez Y. Kato⁶⁾ z równych ilości

sproszkowanego magnetycznego tlenku żelaza (Fe_3O_4) i stopu żelazo-kobalt, które po zmieszaniu prasuje się na kształt żadanego magnesu i ogrzewa do 1000° C. Siła koercji tych magnesów leży między 400—600 oe, pozostałość 5000—6000 gaus. Charakterystyczne dla tego tworzywa są: wysoka siła koercji, mała gęstość (około 1/2 gęstości żelaza) i dobra odporność przeciw wstrząsom i wyższym temperaturom. Wadą jest stosunkowo niska pozostałość i kruchość.

W r. 1933 odkrył K. Honda przy współpracy Masumoto i Shirakawy silnie magnetyczny stop, nazwany: nowa stal K. S., który obok 15—36% Co zawiera 10—25% Ni i 8—25% Ti. Przez hartowanie od temperatur bliskich topnienia i następne odpuszczanie w 600° C otrzymuje się dobre własności,

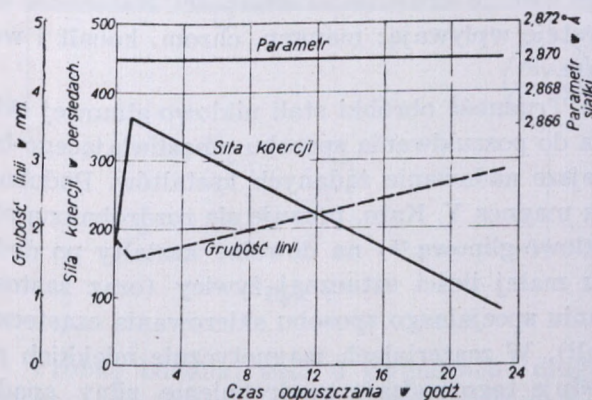
³⁾ I. Feszczenko-Czopiński, Przegląd Mechaniczny, r. 1936, zes. 8, str. 248.

⁴⁾ I. Feszczenko-Czopiński: Metaloznawstwo, tom II, str. 155.

⁵⁾ Stahl und Eisen, r. 1933, zes. 33, str. 849.

⁶⁾ Metallwirtschaft, r. 1934, str. 425, art. K. Hondy.

Natomiast według badań rentgenograficznych R. Glockera, H. Pfistera i P. Wiesta¹¹⁾ stopów Fe-Ni-Al z zawartością 12% Al i 30% Ni, poddanych różnej obróbce cieplnej, siła koercji osiąga maksimum przed wystąpieniem wydzielania (rys. 3).



Rys. 3. Wpływ czasu odpuszczania w 720° C stopu Fe-Ni-Al: 30% Ni, 12% Al na siłę koercji, grubość linii i parametr (według R. Glockera, H. Pfistera, P. Wiesta).

Stop zahartowany od 1300° C wykazał siłę koercji 180 oe, która przez odpuszczanie w 720° C osiągnęła najwyższą wartość 360 oe, nie wystąpiła jednak zmiana ani szerokości linii widma rentgenowskiego, ani parametru siatki. Przy dalszym odpuszczaniu spada siła koercji, przy czym linie widma poszerzają się, ale parametr pozostaje nadal niezmienny. Dopiero po odpuszczeniu w wyższych temperaturach występują linie siatki wydzielającej się fazy, która należy do typu siatki żelaza γ . Ponieważ wydzielanie zachodzi wówczas, gdy atomy wydzielającej się fazy opuszczają wspólną siatkę przestrzenną, powodując zmianę parametru, zatem według badań Glockera aż do osiągnięcia maksimum siły koercji wydzielanie nie występuje i zagadnienie najkorzystniejszej wielkości cząstek wydzielającej się fazy pozostaje niewyjaśnione.

Także położenie najwyższych wartości twardości i koercji nie jest tak zgodne, jak w stopach Köstera, w których obydwie wartości występują w tej samej temperaturze odpuszczania. Rys. 4 z pracy Köstera¹²⁾ ilustruje te stosunki, przy czym widoczna jest rozpiętość temperatur najwyższych punktów koercji i twardości, wynosząca 200° C.

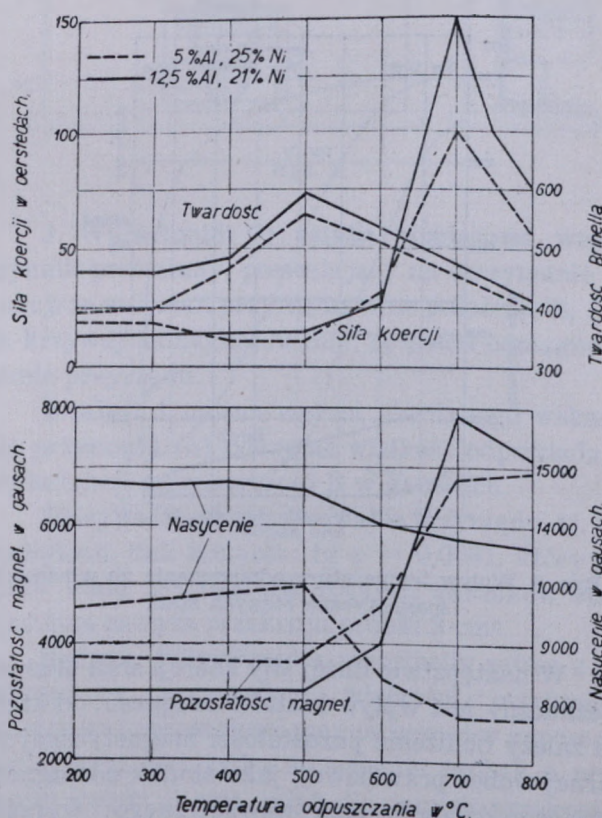
Według Houdremonta¹³⁾ za przyczynę powstania wysokich naprężeń międzyatomowych i związanej z tym siły koercji nie musi się przyjmować

konieczności bezpośredniego wydzielania obcej fazy, gdyż samo przegrupowanie atomów w siatce może wywołać taki stan. Nie jest wykluczonym, że i w powyższym stopie szczególne rozdzielanie pomiędzy sobą atomów glinu, niklu i żelaza jest przyczyną szczególnych własności fizycznych.

Messkin i Somin¹⁴⁾ na podstawie badań stali o przeciętnej zawartości niklu 25,7%, a glinu — zmiennej od 12,5 do 17,6% stwierdzili związek między ilością glinu, a wpływem szybkości chłodzenia na wielkość siły koercji i pozostałości magnetycznej. Mianowicie, zgodnie z układem potrójnym Fe-Ni-Al, wzrost zawartości glinu wywołuje podobny skutek, jak zwiększenie szybkości chłodzenia, zatem do ścianek grubszych należy stosować więcej glinu i na odwrót.

Ponieważ stopy te są niekujne, używa się ich w stanie lanym, co — z jednej strony — obniżyć może koszty wyrobu, jednak ogranicza ich użycie. Obrabiać można tylko szlifowaniem.

Na skutek dużej ilości energii, zawartej w magnesach ze stali niklowo-glinowej, można zmniejszyć znacznie ciężar i wielkość magnesu; obrazowe zestawienie według Pölgutera uwidocznione jest na rys. 5, gdzie użyto żelaza jako zamknięcia obwo-



Rys. 4. Wpływ odpuszczania na własności stopów Fe-Ni-Al hartowanych od 1200° (według W. Köstera).

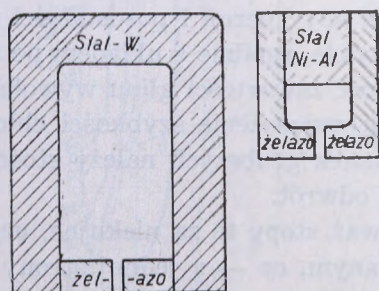
¹¹⁾ Archiv für das Eisenhüttenwesen, r. 1934/35, str. 561.

¹²⁾ Stahl und Eisen, r. 1933, zes. 33, str. 852.

¹³⁾ E. Houdremont: Sonderstahlkunde, Berlin, 1935, str. 458.

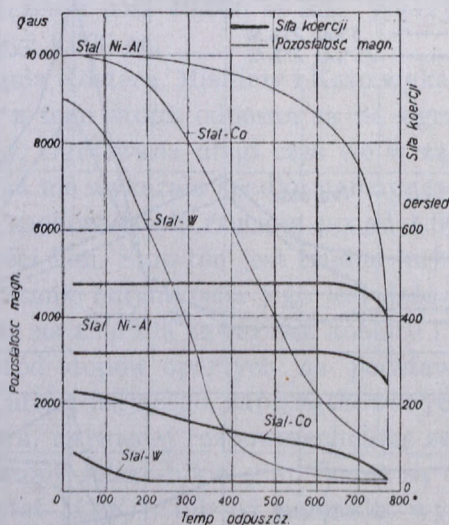
¹⁴⁾ Archiv für das Eisenhüttenwesen, r. 1934/35, str. 315.

du, a części „czynne“ magnetycznie są ze stali wolframowej i niklowo-glinowej, przy czym stosunek ich ciężarów wynosi 8 : 1. Dalszą zaletą stali „M. K.“ jest uwarunkowana dużą siłą koercji odporność przeciw wstrząsom oraz uwarunkowana sposobem otrzymania zdolność zachowania własności magnetycznych do dość wysokich temperatur 500—600°C, co jest niemożliwe, oczywiście, w stalach martenzytycznych.



Rys. 5. Porównanie wielkości magnesów trwałych ze stali wolframowej i stopu Fe-Ni-Al o jednakowym natężeniu pola w szczelinie powietrznej (według F. Pölgutera).

Zachowanie własności magnetycznych różnych stali, w miarę podwyższania temperatury, ilustruje rys. 6 według Pölgutera.



Rys. 6. Wpływ temperatury odpuszczania na własności magnetyczne różnych stali.

W następstwie dużej siły koercji stali Mishimy nieznaczny jest wpływ kształtu magnesu, od którego zależy obniżenie pozostałości magnetycznej pozornej wobec prawdziwej, jako skutek odmagnesowującego działania pola wewnętrznego; wyraźnie występuje to zjawisko dopiero w kształtach bardzo krótkich, przysadzistych. Stosunek wymiarów $p = l/d$ może być dla stali o $H_c = 700$ oe obniżony aż do $p = 5$ bez dużej straty, co umożliwia w

przeciwieństwie do innych stali na magnesy o szczędność ciężaru przy jednakowej mocy.

Wpływ dodatków trzecich do stali M. K., zapoczątkowany przez Messkina badaniem stali o zwiększonej zawartości węgla $C = 0,44\%$, wykazał jego ujemne działanie na własności. Natomiast korzystnie wpływają: mangan, chrom, kobalt i wolfram.

Trudność obróbki stali niklowo-glinowej skłoniła do poszukiwania sposobu umożliwiającego łatwiejsze nadawanie żądanych kształtów. Podobnie, jak magnes Y. Kato, prasuje się rozdrobnioną stal niklowo-glinową¹⁵⁾ na dowolne kształty po dodaniu małej ilości sztucznej żywicy (oraz zastosowaniu specjalnego sposobu skierowania cząsteczek stali). W materiałach magnetycznie miękkich powoduje tego rodzaju rozdrobnienie silny spadek przenikalności, natomiast w powyższej stali pojedyncze cząstki proszku, w następstwie wysokiej siły koercji, zatrzymują w ogólności kształt krzywej namagnesowania i wykazują w przybliżeniu strumień sił, równy występującemu ciężarowo w takiej samej ilości jednolitego tworzywa.

Najwyższe własności magnetyczne z dzisiaj znanych tworzyw na magnesy trwałe mają stopy platyna-żelazo z zawartością ok. 78% Pt, mianowicie $H_c = 1800$ oe, $B_r = 4000$ gauss., wskaźnik mocy: $B_r \times H_c = 7 \times 10^6$, oraz najwyższą zawartą energię $\frac{(BH)_{\max}}{8\pi} = 80.000$ erg/cm³. Oczywiście, prak-

tycznego znaczenia w szerszym zakresie nie mogą mieć te stopy z powodu wysokiej ceny, natomiast mogą być użyte z korzyścią dla celów specjalnych budowy przyrządów pomiarowych, w których zależy na maksimum mocy przy małej objętości magnesu.

Najwyższą zaś siłą koercji znaleziono w stopach żelazo-srebro, bo aż $H_c = 5000$ oe, jednak ich pozostałość magnetyczna jest bardzo mała.

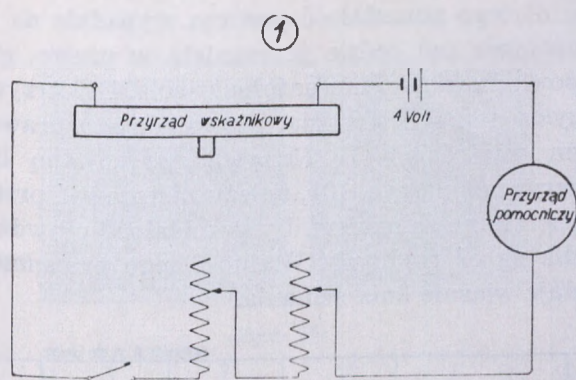
Badania własne

Do pomiaru własności magnetycznych użyto przyrządu systemu Robert Bosch, Stuttgart.

Główną częścią jego jest przyrząd wskaźnikowy zbudowany na zasadzie galwanometru z obrotową cewką, zaopatrzoną we wskazówkę i skalę. Przez cewkę płynie prąd z zasobnika 4 V, regulowany opornicami według wskazań przyrządu po-

¹⁵⁾ Zeitschrift des Vereines deutscher Ingenieure, r. 1935, str. 1173, art. A. Kussmanna.

mocniczego. Obwód ten przedstawiono schematycznie na rys. 7.

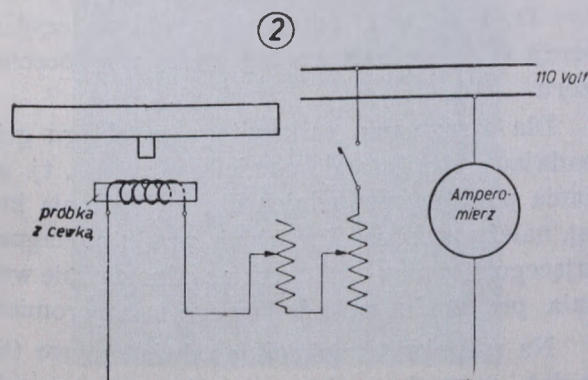


Rys. 7.

Próbkę badanej stali o wymiarach: długość 100 mm, przekrój 30×10 mm, umieszcza się w jarzmie z miękkiego żelaza. Na rys. 9 pokazano widok przyrządu wskaźnikowego wraz z jarzmem i próbką z nasuniętą cewką odmagnesowującą. Jarzmo zbudowane jest na płycie mosiężnej, w dolnej części posiada otwór na cewkę przyrządu wskaźnikowego, próbka oparta końcami na podkładkach mosiężnych, utrzymana jest mocno przez docisnięcie śrubą prawej płytki bocznej (rys. 9).

Próbkę magnesuje się wraz z jarzmem na elektromagnesie o 5000 zwojów prądem 7,5 A, przy napięciu 110 V, następnie jarzmo przystawia do przyrządu wskaźnikowego otworem na cewkę; wytworzone przez próbkę pole magnetyczne w szczeliny przecina obwód cewki, przez którą płynie prąd, powodując jej wychylenie, odczytywane na skali podzielonej na dowolne jednostki. Wielkość wychylenia jest miarą pozostałości magnetycznej pozornej (B_c).

Oznaczenie siły koercji, tj. natężenia pola potrzebnego do usunięcia pozostałości magnetycznej polega na mierzeniu natężenia prądu koniecznego do wytworzenia takiego pola. Schemat połączeń do



Rys. 8.

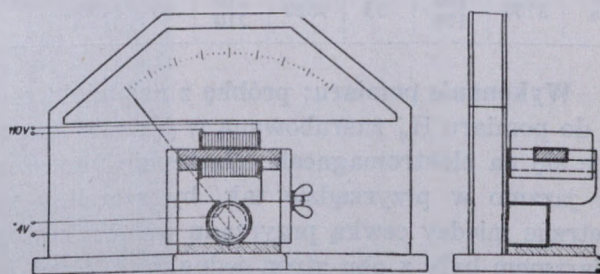
tego pomiaru przedstawiono na rys. 8. Na próbkę nasuwa się cewkę nawiniętą na korpusie mosiężnym z otworem prostokątnym, odpowiednio większym od przekroju próbki (widoczna na rys. 9), łączy się jej końcówki do prądu stałego o napięciu 110 V. Prąd przepuszcza się w takim kierunku, by wytworzone w cewce pole magnetyczne było przeciwnie skierowane, niż pole próbki. Zwiększanie natężenia prądu, zatem pola przeciwnego, powoduje zmniejszanie wychylenia wskazówki przyrządu wskaźnikowego aż do położenia zerowego, przy czym z wielkości natężenia prądu odmagnesowującego można wyliczyć siłę koercji H_c ; mianowicie tak dobrana jest ilość zwojów, że:

$$H_c = 10 \times 4 \pi (i - c) \text{ oerstedów }^{16)},$$

gdzie i — natężenie prądu,

c — wielkość stała dla miękkiego żelaza = 0,020.

Przyrząd posiada dwa nieomagnesowania, mianowicie: pokazuje pozostałość magnetyczną pozorną i w dowolnych jednostkach.



Rys. 9.

J. Würschmidt¹⁷⁾ ustalił pomiarami współczynnik przemiany, pozwalający na otrzymanie indukcji ze wskazań przyrządu, oraz położenie B_r i B_c na krzywej namagnesowania, tj. podał od magnesowanie przyrządu.

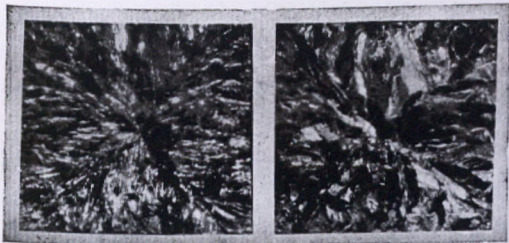
Z tabeli 1 można wprost dla danego wskazania przyrządu (α) odczytać wielkość odpowiadającą indukcji magnetycznej B w gaussach.

Dalej podał od magnesowanie przyrządu, tj. kąt nachylenia linii ścinania: $\text{tg } \varphi = 0,0061$, który posiada stałą wartość dla różnych gatunków stali, przy tym samym przekroju próbki 3 cm^2 .

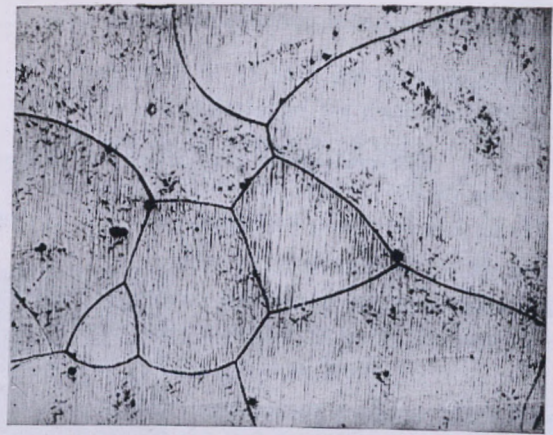
Badania Würschmidta umożliwiły zatem z pomierzonych przyrządem wielkości otrzymanie prawdziwej pozostałości magnetycznej w gaussach; koniecznym jest tylko stosowanie próbek o przekroju stałym 3 cm^2 , gdyż dla innych przekrojów zmieni się, oczywiście, nachylenie linii ścinania.

¹⁶⁾ Stahl und Eisen, r. 1924, zesz. 51, str. 1733; Krupp-sche Monatshefte, r. 1922, str. 205.

¹⁷⁾ Zeitschrift für Physik, r. 1922, str. 91.



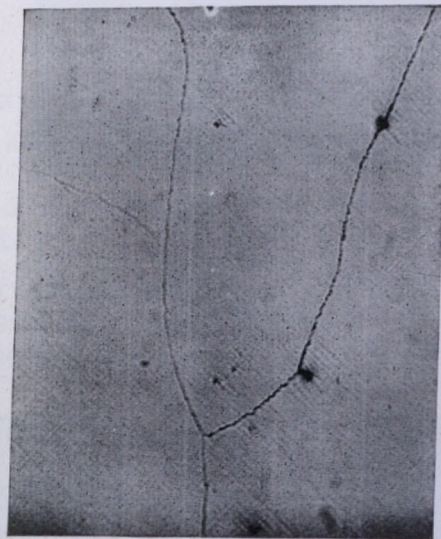
Rys. 11.



Rys. 12.

Mikrofotografie stali niklowo-glinowych chłodzonych od temp. 1100° C w powietrzu:

9,6% Al



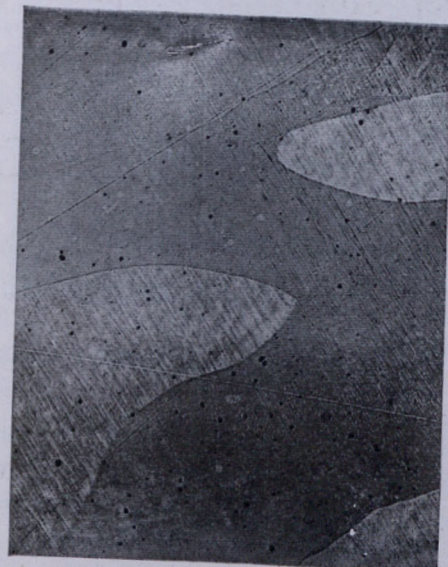
Rys. 17.

10,9% Al



Rys. 18.

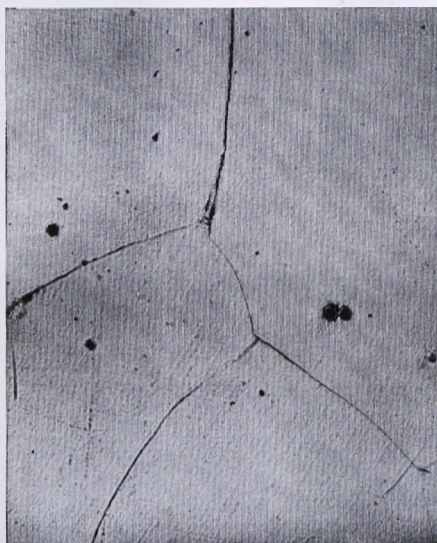
14,5% Al



Rys. 19.

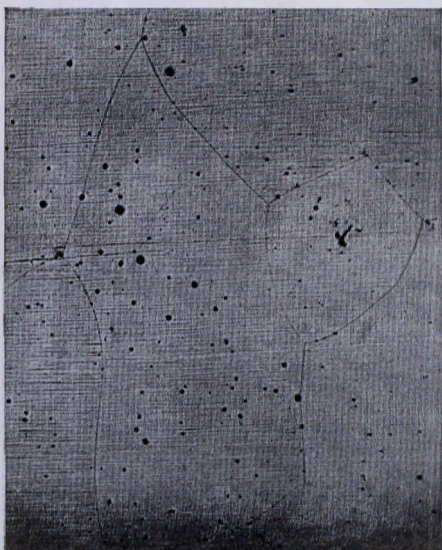
Mikrofotografie stali nikolowo-glinowych chłodzonych od temperatury 1100° w wodzie:

9,6% Al



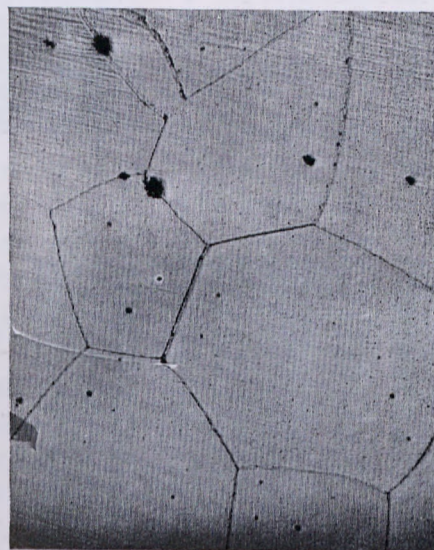
Rys. 20.

10,9% Al



Rys. 21.

16,5% Al



Rys. 22.

Trawione w alkohol. roztworze HNO_3 .

Powiększenie: $\times 100$

różny. W przypadku krzywej „płaskiej“ o niższej pozostałości, a dużej sile koercji, mała jest różnica między wartościami pozostałości pozornej a prawdziwej; można by ze stosunkowo niedużym błędem brać pomierzoną wartość pozostałości pozornej za wielkość porównawczą. Natomiast, gdy krzywa namagnesowania przebiega stromo, różnica obu pozostałości jest duża i stosowanie w tym przypadku wielkości pozostałości pozornej może dać fałszywy obraz, koniecznym jest przeprowadzenie ścinania.

Badania nad stałą niklowo-glinową, jako tworzywem na magnesy trwałe, szły w kierunku ustalenia zależności pozostałości magnetycznej i siły koercji od:

- 1) grubości ścianki odlewu, tj. związanej z tym szybkości stygnięcia,
- 2) ilości glinu,
- 3) obróbki cieplnej.

Twardość i kruchość stali o wysokiej zawartości dodatków (niklu ok. 25% i glinu ok. 15%) uniemożliwia obróbkę mechaniczną i zmusza do odlewania żądanych kształtów; jedynie szlifowaniem można obrobić powierzchnię odlewu.

Jak poprzednio wyłożono, korzystanie z przyrządu firmy Bosch do pomiaru własności magnetycznych wymaga stosowania próbek o przekroju stałym 3 cm² i długości 10 cm.

By zbadać wpływ grubości ścianki odlewu na własności magnetyczne, należało odlać próbki o różnych grubościach. Ustalono następujące grubości: 4, 6, 8, 12, 16 i 20 mm. Dla zachowania stałego przekroju wypadłaby szerokość próbek bardzo duża, np. próbka grubości 4 mm — szerokość 75 mm, oraz dla każdego rodzaju próbek koniecznym byłoby stosowanie oddzielnej cewki odmagnesowującej, gdyż musi ona posiadać odpowiedni otwór do przekroju próbki. Pociągnęłoby to — między innymi — zwiększenie błędów pomiaru, gdyż cewki mogą mieć rozmaite rozproszenia. Dla zmniejszenia ilości cewek składano próbki tej samej grubości aż do wypełnienia jej otworu i wszystkie żądane grubości, tj. 4, 6, 8, 12 i 16 mm, a maksymalna 18 mm (odlane próbki grubości 20 mm szlifowano na 18 mm, by otrzymać przekrój ~ 3 cm²), można zestawiać w dwóch przekrojach, zatem konieczne tylko dwie cewki, mianowicie:

- a) z otworem 12 × 25, służącą do pomiarów próbek grubości 4, 6 i 12 mm, przy czym do wypełnienia otworu potrzeba 3 próbek 4 mm, lub dwóch próbek 6 mm, lub jednej próbki 12 mm, szerokość próbek jednakowa — 25 mm,

- b) z otworem 18 × 18 mm dla próbek grubości 8, 16 i 18 mm, składając po dwie próbki 8 mm, lub 1 próbkę 16 mm, lub 18 mm.

Zbadano 7 gatunków stali o stałej zawartości niklu ok. 25%, a zmiennej glinu od 9,6 do 17,5%.

Topy wykonane w stalowni huty Baildon w piecu 200 kg-owym wysokiej częstotliwości. Kwaśna wyprawa pieca pociąga za sobą trudność otrzymania żądanej ilości glinu w stali.

Analizy chemiczne topów podano niżej kolejno według wzrastającej ilości glinu:

Nr topu	C %	Mn %	Si %	P %	S %	Ni %	Al %	Cu %
60171	0,04	0,16	0,23	0,009	0,024	25,43	9,58	0,074
60172	0,03	0,12	0,13	0,009	0,016	24,90	10,88	0,108
60184	0,05	0,20	0,36	0,008	0,018	25,30	12,53	0,051
60185	0,05	0,11	0,13	0,007	0,016	25,30	13,58	0,049
60164	0,05	0,18	0,32	0,009	0,012	24,95	14,50	0,030
60165	0,05	0,22	0,42	0,011	0,010	24,91	16,50	0,024
60166	0,05	0,20	0,68	0,008	0,010	24,78	17,50	0,024

Próbki grubości 4 mm odlano tylko z pierwszych spustów, gdyż okazały się bardzo kruche, łatwo pękały i w następnych nie formowano.

Z jednego spustu odlewano przeciętnie 120 próbek. Po odrąceniu od leja czyszczono powierzchnię próbek z ewentualnie przyczepionego piasku i równano na szlifierce. Dalej szlifowane były dokładnie na długość 100 mm, przy czym zwracano uwagę, by powierzchnie końcowe były do siebie równoległe (jest to konieczne ze względu na styk przy zaśrubowaniu w jarzmo przyrządu) oraz odlewy o przekroju 20 mm oszlifowano na 18 mm.

Z powodu dużej kruchości i twardości nie można wybijać oznaczeń próbek, wykonywano je rysikiem elektrycznym.

Przełom tej stali jest gruboziarnisty, jasny, błyszczący; fotografie przełomów stali o zawartości 14,5% Al (lewy) i 17,5% Al (prawy) na rysunku 11.

Mikrofotografia (rys. 12) zglądu stali z 14,5% Al w stanie lanym, trawionego w alkoholowym roztworze kwasu azotowego, wykazuje budowę jednorodną, roztwór stały α, z licznymi drobnymi zanieczyszczeniami.

Wpływ ilości glinu widoczny jest wyraźnie na rys. 13, gdzie wykres po lewej stronie obrazuje zmiany siły koercji, po prawej pozostałości magnetycznej, której przebieg jest mniej więcej stały, mało zależny od zawartości glinu i grubości próbki. Zmiana ilości glinu wpływa natomiast silnie na

Tabela 2.

Wyniki pomiarów własności magnetycznych próbek w stanie lanym.

Przekrój próbki w mm	9,6% Al		10,9% Al		14,5% Al		13,5% Al		14,5% Al		16,5% Al		17,5% Al	
	B _r gauss	H _c oer.	B _r gauss	H _c oer.	B _r gauss	H _c oer.	B _r gauss	H _c oer.	B _r gauss	H _c oer.	B _r gauss	H _c oer.	B _r gauss	H _c oer.
6×25	7100	250	6400	330	6400	360	6500	380	6500	370	6000	80	—	—
8×18	7100	190	6000	260	6050	300	6200	340	6400	350	6000	90	4000	40
12×25	6300	160	5500	240	5500	275	5650	305	5700	330	5800	180	5900	50
16×18	6200	160	5300	220	5100	240	5200	290	5300	290	5900	190	5800	50
20×20	7800	150	6300	210	6100	230	6250	280	6400	320	7300	200	7600	75

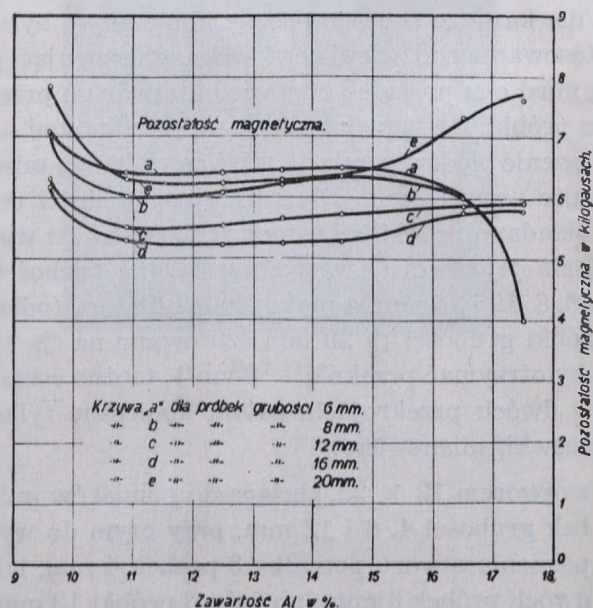
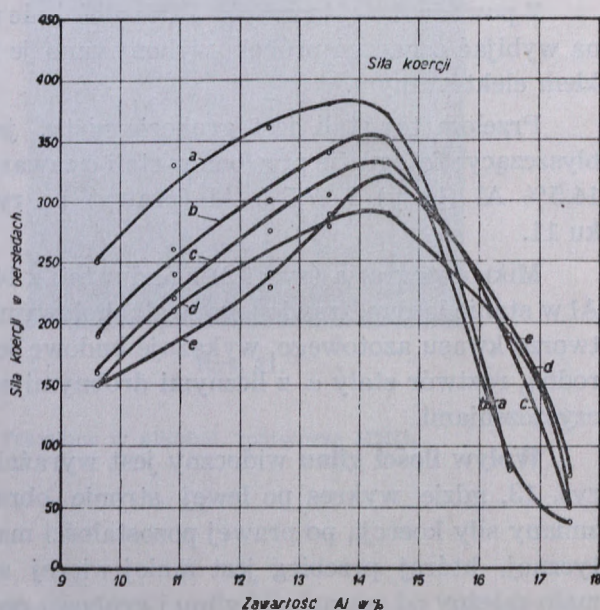
wartość siły koercji. Wszystkie krzywe osiągają maksimum w granicach 13,5% do 14,5% Al, przy czym odchylenie od tych granic ku wyższym ilościom glinu powoduje silniejszy spadek siły koercji, aniżeli zmiana ilości glinu w przeciwnym kierunku. Jest to ważne ze względu na trudność uchwycenia żądanej ilości glinu w stali; lepiej ewentualnie otrzymać mniej glinu od optymalnej wartości, aniżeli za dużo, gdyż nawet niewielkie przekroczenie górnej granicy Al powoduje gwałtowny stosunkowo spadek siły koercji. Rozpiętość w wartościach siły koercji dla różnych grubości wynosi przeciętnie około 100 oerst., przy czym im grubsza próbka, tym niżej położona krzywa, tj. mniejsza siła koercji. Między 15 a 16% Al zachodzi zmiana i próbki cieńsze wykazują niższe wartości. Te zmiany własności w próbkach różnej grubości w miarę wzrostu ilości glinu spowodowane są jego wpływem na szybkość chłodzenia, mianowicie podwyższenie zawartości wywołuje zwiększenie szybkości chłodzenia.

Najlepsze własności magnetyczne w stanie lanym posiadają stale o zawartości 13,5% i 14,5%

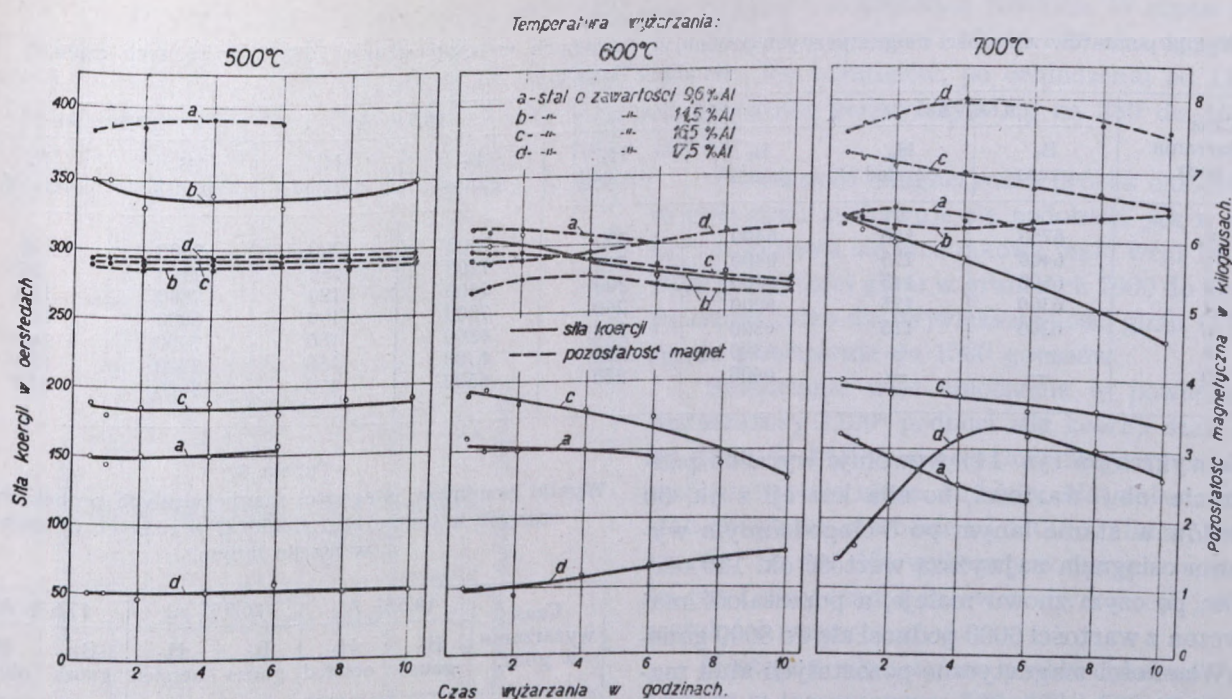
Al, siła koercji $H_c = 280\text{—}380$ oerstedów, pozostałość magnetyczna $B_r = 5200\text{—}6500$ gaussów.

Z zachowania się własności magnetycznych w próbkach o różnych grubościach, gdzie dla cieńszych odlewów, a więc szybciej stygnących, posiadały wyższe wartości od występujących w grubszych próbkach można wnioskować, że szybkość stygnięcia byłaby za mała. Ale znowu jednorodna budowa, roztwór stały α , w którym nie ma wydzielonej fazy γ , wywołującej przy trawieniu kwasem azotowym pociemnienie ziarn, wskazywałaby na zatrzymanie fazy γ w roztworze, a w takim razie wyżarzanie odlanych próbek byłoby odpuszczaniem.

Wykonane próby wyżarzania w stanie lanym w temperaturze 500°C , którego wyniki podano w tabeli 3, a odpowiedni wykres na rys. 14, wykazały odporność zarówno siły koercji, jak i pozostałości magnetycznej nawet na dłuższe ogrzewanie. Podwyższenie temperatury wyżarzania do 600°C (wyniki pomiarów w tabeli 4, sporządzony z nich wykres środkowy na rys. 14) wywołuje zmiany, lecz w kierunku zmniejszenia własności z biegiem czasu trwania ogrzewania. Jedynie stal o najwyż-



Rys. 13. Zależność własności magnetycznych lanych prób stali niklowo-glinowych od zawartości Al i grubości.



Rys. 14. Wpływ czasu wyżarzania w temperaturze 500, 600 i 700° C lanych próbek stali niklowo-glinowych na własności magnetyczne.

szej zawartości glinu (17,5% — krzywa „d”), w której widocznie wystąpiło jego działanie, powodując zbyt szybkie stygnięcie odlewu, zachowuje się odmiennie, gdyż wyżarzanie wpływa korzystnie na

własności — wzrasta zarówno siła koercji, jak i pozostałość w miarę dłuższego wyżarzania. Wzrost ten jest jednak bardzo powolny. Dopiero wyżarzanie w temperaturze 700° C (wyniki pomiaru w ta-

Tabela 3.

Wyniki pomiarów własności magnetycznych prób wyżarzanych w temperaturze 500° C w różnych czasach w stanie lonym.

Czas wyżarzania w godz.	9,6% Al		14,5% Al		16,5% Al		17,5% Al	
	B _r gauss	H _c oersted	B _r gauss	H _c oersted	B _r gauss	H _c oersted	B _r gauss	H _c oersted
1/2	7700	150	5800	350	5900	190	5900	50
1	7800	145	5850	350	5800	180	5950	50
2	7750	150	5700	330	5800	185	5800	45
4	7850	150	5800	340	5850	190	5900	50
6	7800	155	5700	330	5900	180	5950	55
8	—	—	5750	340	5750	190	5850	50
10	—	—	5850	350	5800	190	5900	50

Tabela 4.

Wyniki pomiarów własności magnetycznych próbek wyżarzanych w temperaturze 600° C w różnych czasach w stanie lonym.

Czas wyżarzania w godz.	9,6% Al		14,5% Al		16,5% Al		17,5% Al	
	B _r gauss	H _c oersted	B _r gauss	H _c oersted	B _r gauss	H _c oersted	B _r gauss	H _c oersted
1/2	6250	160	5300	290	5900	190	5800	50
1	6200	150	5400	300	5850	195	5700	50
2	6250	150	5500	310	5900	185	5800	45
4	6050	150	5550	290	5800	180	5900	60
6	6000	145	5400	270	5700	175	6000	65
8	—	—	5300	280	5500	140	6200	65
10	—	—	5300	270	5500	130	6200	75

Tabela 5.

Wyniki pomiarów własności magnetycznych próbek wyżarzanych w temperaturze 700° C w różnych czasach w stanie lanym.

Czas wyżarzania w godz.	9,6% Al		14,5% Al		16,5% Al		17,5% Al	
	B _r gauss	H _c oersted	B _r gauss	H _c oersted	B _r gauss	H _c oersted	B _r gauss	H _c oersted
1/2	6250	160	6400	320	7300	200	7600	70
1	6400	155	6400	310	7200	180	7700	80
2	6500	145	6200	300	7100	190	7800	110
4	6300	125	6200	290	7000	190	8000	160
6	6200	115	6300	270	6800	180	7900	160
8	—	—	6300	250	6700	180	7700	150
10	—	—	6400	230	6500	170	7600	130

beli 5, wykres na rys. 14) wywołuje wyraźne podwyższenie obu wartości, bo siła koercji z ok. 50 oerstedów w stanie lanym po 5-ciogodzinnym wyżarzaniu osiągnęła najwyższą wartość ok. 160 oerstedów, po czym znowu maleje, a pozostałość magnetyczna z wartości 6000 podnosi się do 8000 gaussów. Własności magnetyczne pozostałych stali maleją z biegiem czasu wyżarzania, przy czym krzywe przedstawiające te zmiany mają różne nachylenia dla różnych stali. W stalach o mniejszej ilości glinu koercja silniej spada, niż dla wyższych.

Wyżarzanie w temperaturze 750° C (wyniki w tabeli 6 — wykres na rys. 15) uwypukliło te różnice w zachowaniu się własności różnych stali. Pozostałość magnetyczna zachowuje stałą prawie wartość, po wyżarzeniu nawet w temperaturze 750° C.

Próby wyżarzania w stanie lanym nie dały polepszenia własności, więc jednak chłodzenie po odlaniu było nieodpowiednie dla wydzielania się fazy γ w rozproszeniu najkorzystniejszym dla własności magnetycznych.

Następne próby polegały na chłodzeniu od temperatury 1100° C w powietrzu i w wodzie. Próbkę grzano w piecu „Birlec“ z samoczynną regulacją

Tabela 6.

Wyniki pomiarów własności magnetycznych próbek wyżarzanych w temperaturze 750° C w różnych czasach w stanie lanym.

Czas wyżarzania w godz.	14,5% Al		16,5% Al		17,5% Al	
	B _r gauss	H _c oersted	B _r gauss	H _c oersted	B _r gauss	H _c oersted
1/2	6000	300	5600	220	6000	60
1	5900	280	5800	200	5700	50
2	6000	200	5500	190	5600	45
4	6100	170	5300	180	5000	30

temperatury, po osiągnięciu 1100° C wytrzymało przez 1/2 h.

Mikrofotografie rys. 17, 18 i 19 różnych stali chłodzonych od temperatury 1100° C w powietrzu wskazują na wydzielenie się fazy γ w stalach o zawartości 10,9 i 14,5% Al, w których wystąpiło zaciemnienie ziarn po trawieniu. Należało by zatem spodziewać się wzrostu siły koercji po tym zabiegu cieplnym. Próbkę chłodzone w wodzie mają budowę jednorodną — roztwór stały α (rys. 20, 21 i 22).

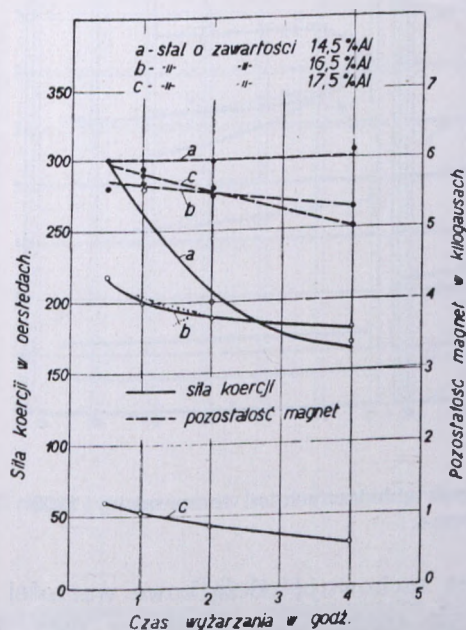
Wyniki pomiarów własności magnetycznych próbek chłodzonych w powietrzu i w wodzie zestawiono w tabeli 7.

Tabela 7.

Wyniki pomiarów własności magnetycznych próbek chłodzonych od temperatury 1100° C.

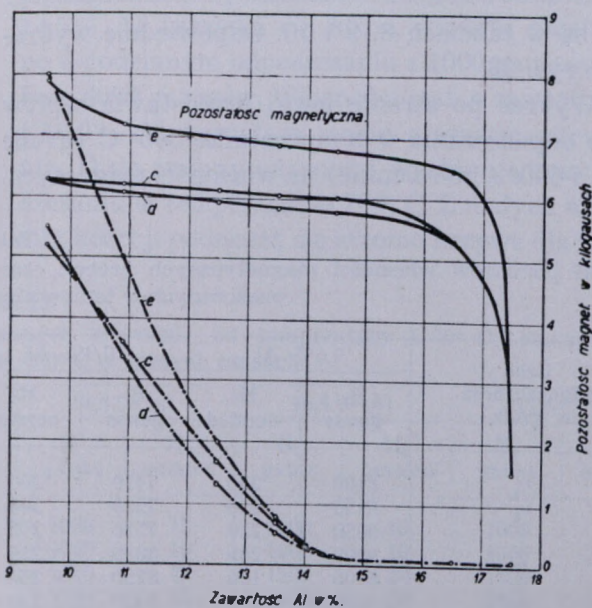
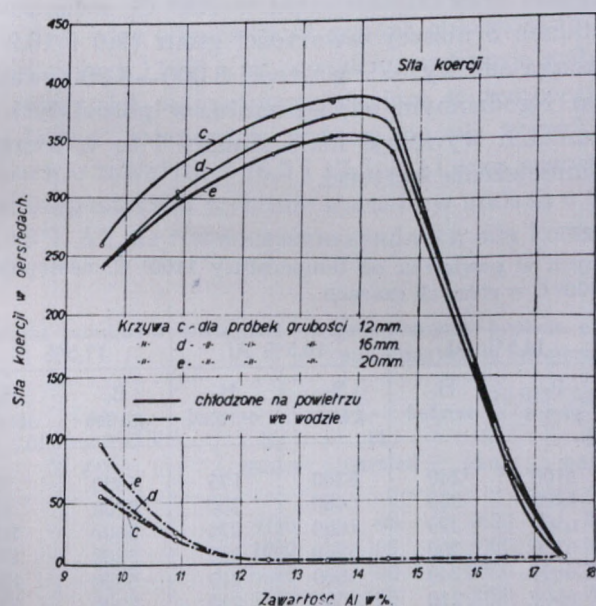
Grubość próbki w mm	9,6% Al		10,9% Al		12,5% Al		13,5% Al		14,5% Al		16,5% Al		17,5% Al	
	B _r gauss	H _c oer.	B _r gauss	H _c oer.	B _r gauss	H _c oer.	B _r gauss	H _c oer.	B _r gauss	H _c oer.	B _r gauss	H _c oer.	B _r gauss	H _c oer.
w p o w i e t r z u														
12	6300	260	6200	340	6100	370	6050	380	6000	375	5300	75	1500	10
16	6300	240	6100	305	5900	350	5800	370	5800	340	5300	80	1500	10
20	7900	240	7200	300	7000	340	6900	355	6800	360	6500	80	1500	10
w w o d z i e														
12	5200	55	3600	20	1600	—	< 1000	—	b. mała		b. mała		b. mała	
16	5500	65	3400	20	1300	—	< 1000	+	„		„		„	
20	8000	95	5000	25	2000	—	< 1000	—	„		„		„	

Graficznie przedstawiono na rys. 16 zależność siły koercji (lewy wykres) i pozostałości magnetycznej od ilości glinu. Przebieg krzywych zależności siły koercji dla próbek chłodzonych w powietrzu ma podobny charakter, jak w stanie lonym; osiąga ją one znowu maksimum w zakresie 13 do 14,5%



Rys. 15. Wpływ czasu wyżarzania w temp. 750° C odlanych próbek stali niklowo-glin. na własności magnetyczne.

Al i opadają stromo ku wyższym zawartościom glinu. Natomiast mniejsze są różnice wartości siły koercji dla różnych grubości w porównaniu z wynikami próbek lanych, oraz bardzo ważny wynik, mianowicie siła koercji stali o najlepszych własnościach tj. 13,5 i 14,5% Al podniosła się znacznie dla próbek grubszych, osiągając najwyższe wartości,



Rys. 16. Zależność własności magnetycznych próbek stali niklowo-glinowych chłodzonych od temp. 1100° C na powietrzu i w wodzie od zawartości Al i grubości,

występujące w próbkach cienkich. W stanie lonym dla próbek o grubości: 12, 16 i 20 mm wynosiła od 330 do 280 oerstedów, po ochłodzeniu od 1100° C w powietrzu podwyższyła się na 380 do 340 oerstedów.

Pozostałość magnetyczna próbek chłodzonych w powietrzu zachowuje się podobnie, jak w stanie lonym, zmienia się stosunkowo mało wraz ze wzrostem zawartości glinu w granicach 7000 do ok. 6000 gaussów, tylko dla największej ilości glinu (17,5%) spada gwałtownie do 1500 gaussów.

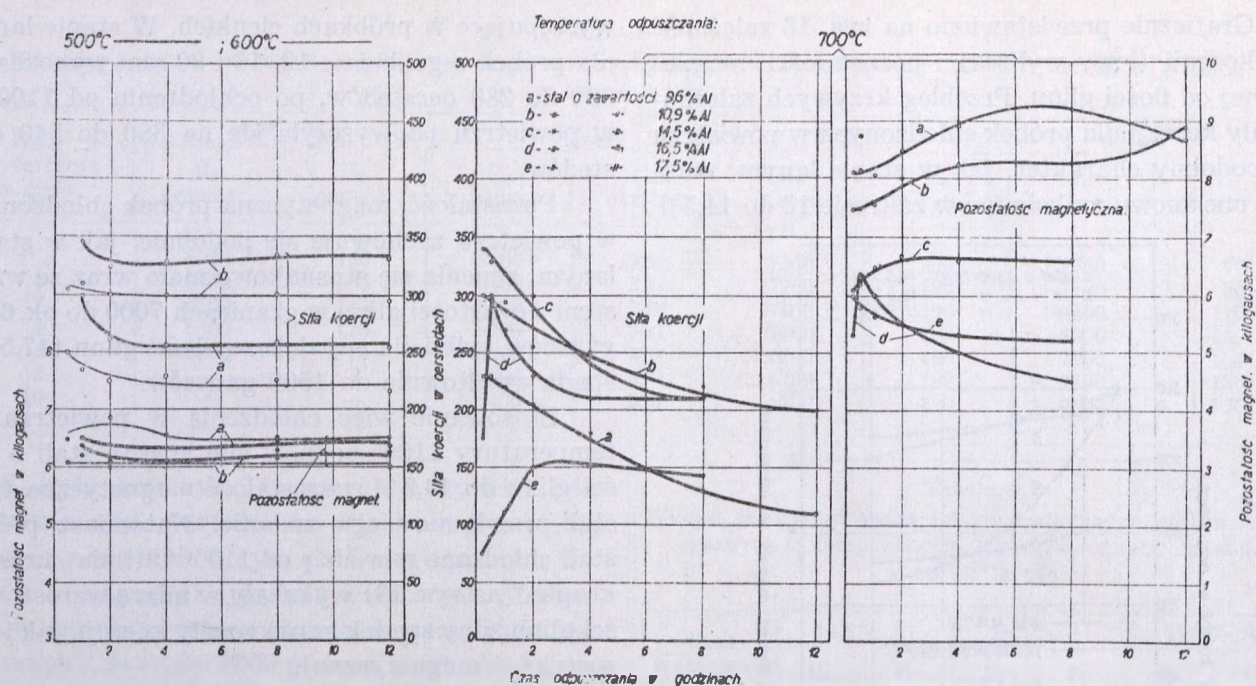
Stosowanie więc chłodzenia w powietrzu od temperatury 1100° podnosi siłę koercji stali o ilości glinu do 14,5%, pozostałość magnetyczna tych stali prawie nie ulega zmianie. Natomiast próbki stali chłodzone w wodzie od 1100° C (linia „kreska-kropka” na rys. 16) wykazały w miarę wzrostu ilości glinu silny spadek zarówno siły koercji, jak i pozostałości magnetycznej.

Następnie odpuszczano próbki chłodzone w powietrzu w temperaturze 500, 600 i 700° C. Wyniki pomiarów magnetycznych po odpuszczeniu wypi-

Tabela 8.

Wyniki pomiarów własności magnetycznych próbek chłodzonych w powietrzu od temperatury 1100° C, następnie odpuszczanych w temperaturze 500° C w różnych czasach.

Czas odpuszczania w godz.	9,6% Al		10,9% Al	
	B _r gauss	H _c oersted	B _r gauss	H _c oersted
1	6500	300	6400	345
2	6200	260	6150	325
4	6550	255	6100	330
8	6500	260	6300	335
12	6350	255	6250	330
20	6500	250	6150	335



Rys. 23.

Wpływ czasu i temperatury odpuszczania próbek stali niklowo-glinowych chłodzonych od temperatury 1100° C na powietrzu na własności magnetyczne.

Tabela 9.

Wyniki pomiarów własności magnetycznych próbek chłodzonych w powietrzu od temperatury 1100° C, następnie odpuszczanych w temperaturze 600° C w różnych czasach.

Czas odpuszczania w godz.	9,6% Al		10,9% Al	
	B _r gauss	H _c oersted	B _r gauss	H _c oersted
1/2	6500	250	6100	305
1	6400	235	6200	310
2	6850	225	6000	300
4	6550	230	6150	300
8	6450	230	6200	300
12	6500	225	6000	295

sane są w tabelach 8, 9 i 10. Odpowiednie wykresy na rys. 23.

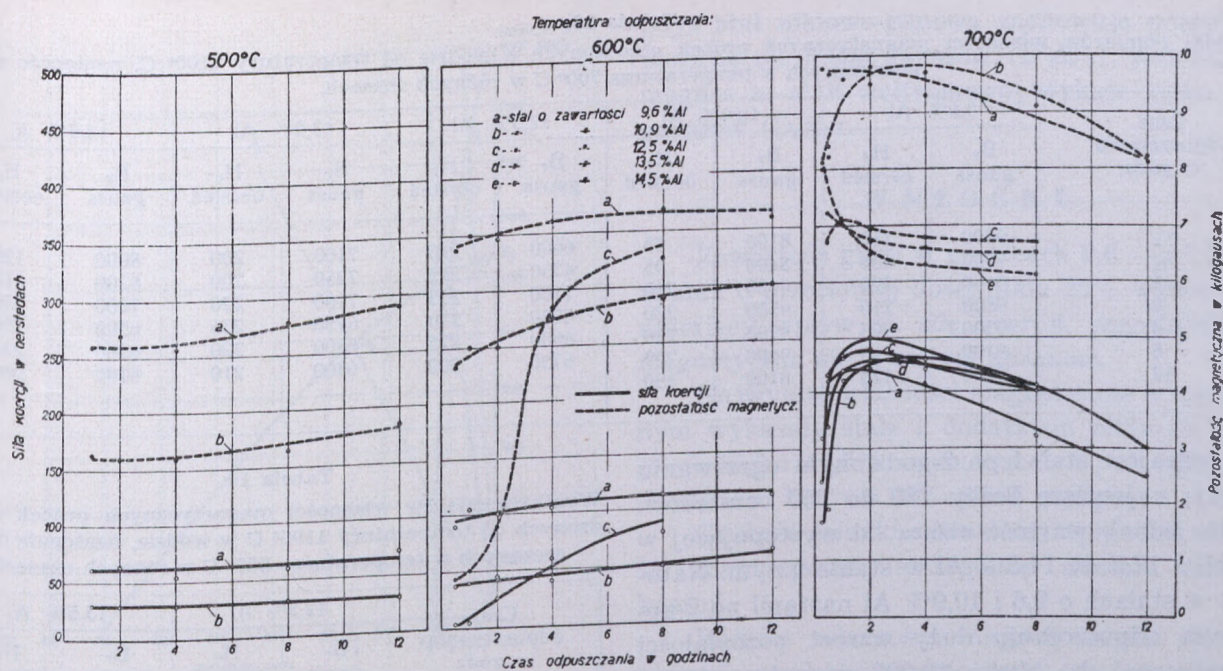
Wykres po stronie lewej przedstawia wpływ czasu odpuszczania w temperaturze 500° C (grube linie) i 600° (linie cienkie) na własności magnetycz-

ne, które zachowują początkowe wartości po 20-godzinym ogrzewaniu. Następne dwa wykresy obrazują przebieg własności przy odpuszczaniu w temperaturze 700° C. Siła koercji w stalach o zawartości 9,6—10,9 i 14,5% Al obniża się z biegiem czasu odpuszczania, natomiast wznosi się w stali 16,5% Al do maksimum 300 oerstedów (ze 175 oe!) po 1/2-godzinym odpuszczaniu, po czym gwałtownie znowu spada, podobnie w stali o 17,5% Al — z 75 oe po 2 godz. odpuszczania na 150 oe. Odmienne nieco zachowuje się pozostałość magnetyczna przy odpuszczaniu w 700° C, zwłaszcza w stalach o niższej zawartości glinu (9,6 i 10,9%): osiąga ona wysokie wartości 8.000—9.000 gaussów po 4-godzinym odpuszczaniu, w pozostałych gatunkach wywołuje małe zmiany i to w kierunku zmniejszenia wartości.

Tabela 10.

Wyniki pomiarów własności magnetycznych próbek chłodzonych w powietrzu od temperatury 1100° C, następnie odpuszczanych w temperaturze 700° C w różnych czasach.

Czas odpuszczania w godz.	9,6% Al		10,9% Al		14,5% Al		16,5% Al		17,5% Al	
	B _r gauss	H _c oersted	B _r gauss	H _c oersted	B _r gauss	H _c oersted	B _r gauss	H _c oersted	B _r gauss	H _c oersted
1/4	8100	230	7450	300	6100	340	5300	175	6000	75
1/2	8150	230	7500	300	6200	330	6400	300	5800	90
1	8050	220	7550	295	6500	320	6000	270	5600	110
2	8500	205	8000	255	6700	300	5500	230	5500	150
4	8900	180	8250	250	6600	240	5000	210	5300	150
8	9200	130	8250	220	6600	210	4500	210	5200	145
12	8700	110	8900	200	—	—	—	—	—	—



Rys. 24.

Wpływ czasu i temperatury odpuszczania próbek stali niklowo-glinowych chłodzonych od temperatury 1100° C w wodzie na własności magnetyczne.

Tabela 11.

Wyniki pomiarów własności magnetycznych próbek chłodzonych w wodzie od temperatury 1100° C, następnie odpuszczanych w temperaturze 500° C w różnych czasach.

Czas odpuszczania w godz.	9,6% Al		10,9% Al	
	Br gauss	Hc oersted	Br gauss	Hc oersted
1	5200	62	3300	30
2	5400	68	3200	30
4	5100	55	3200	30
8	5600	60	3300	35
12	5800	75	3700	30
20	5200	60	3400	30

Tak więc odpuszczanie próbek chłodzonych od temperatury 1100° C w powietrzu wykazuje wpływ na własności magnetyczne dopiero w temperaturze 700° C, mianowicie podnosi się siła koercji w stalach o zawartości 16,5 i 17,5% Al oraz pozostałość magnetyczna wybitnie wzrasta w stalach o 9,6 i 10,9% Al, ale równocześnie spada ich siła koercji.

Tabela 12.

Wyniki pomiarów własności magnetycznych próbek chłodzonych w wodzie od temperatury 1100° C, następnie odpuszczanych w temperaturze 600° C w różnych czasach.

Czas odpuszczania w godz.	9,6% Al		10,9% Al		14,5% Al		16,5% Al		17,5% Al	
	Br gauss	Hc oersted	Br gauss	Hc oersted	Br gauss	Hc oersted	Br gauss	Hc oersted	Br gauss	Hc oersted
1/2	6750	90	4650	37	1000	10	1000	10	1000	10
1	7000	105	5000	40	1000	10	1000	10	1000	10
2	6950	100	5000	45	1800	25	1500	20	1700	25
4	7200	105	5500	40	5700	60	4600	55	5850	50
8	7400	125	5800	50	6500	80	5800	75	5800	70
12	7200	120	6000	62	—	—	—	—	—	—

Tabela 13.

Wyniki pomiarów własności magnetycznych próbek chłodzonych w wodzie od temperatury 1100° C, następnie odpuszczanych w temperaturze 700° C w różnych czasach.

Czas odpuszczania w godz.	9,6% Al		10,9% Al		12,5% Al		13,5% Al		14,5% Al	
	B _r gauss	H _c oersted	B _r gauss	H _c oersted	B _r gauss	H _c oersted	B _r gauss	H _c oersted	B _r gauss	H _c oersted
1/4	9800	160	8100	85	6600	210	7100	200	8000	120
1/2	9700	180	8400	95	6750	215	7250	200	8200	210
1	9600	220	9600	210	7100	235	7100	220	7000	230
2	9800	210	9500	220	6950	240	6750	235	6500	250
4	9300	205	9700	230	6600	225	6800	220	6300	230
8	9100	160	9400	205	6750	200	6500	210	6100	200
12	8200	125	8100	150	—	—	—	—	—	—

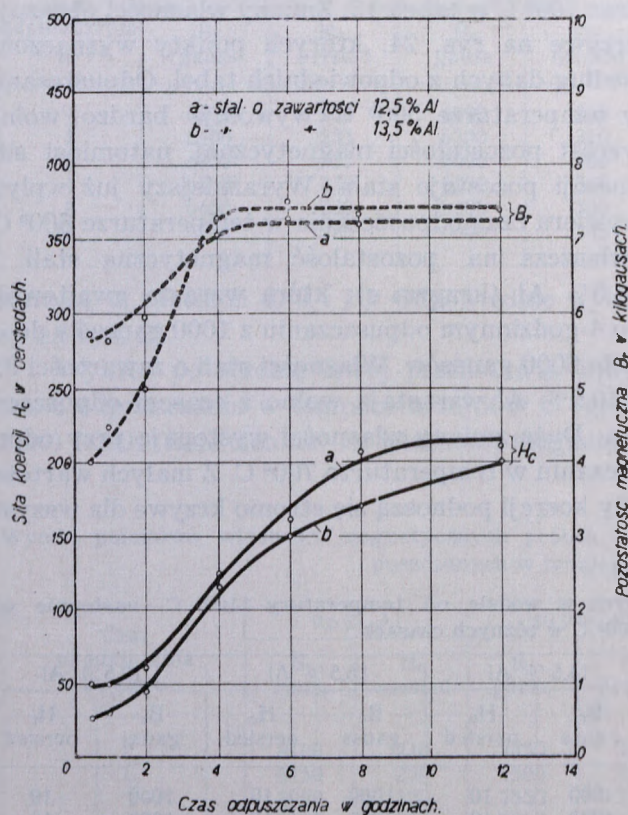
kich rodzajów stali i po 2-godzinym ogrzewaniu osiągają najwyższe liczby 220 do 250 oerstedów, jest to jednak wartość niższa od występującej w stalach z 12,5 do 14,5% Al w stanie lanim. Natomiast w stalach o 9,6 i 10,9% Al nastąpił po 2-godzinym odpuszczaniu duży wzrost pozostałości magnetycznej, bo blisko 10.000 gaussów, równocześnie jednak siła koercji dochodzi do wartości 200—250 oerstedów równorzędnym z występującymi w stanie lanim.

Próby odpuszczania w 650° C (wyniki w tabeli 14, wykres na rys. 25) dały wynik podobny co do osiągniętych wartości B_r i H_c, jak przy odpuszczaniu

Tabela 14.

Wyniki pomiarów własności magnetycznych próbek chłodzonych od temperatury 1100° C w wodzie, następnie odpuszczanych w temperaturze 650° C w różnych czasach.

Czas odpuszczania w godz.	12,5% Al		13,5% Al	
	B _r gauss	H _c oersted	B _r gauss	H _c oersted
1/2	5700	50	4000	25
1	5600	50	4450	30
2	5950	60	5000	45
4	7050	125	7250	115
6	7250	160	7500	150
8	7250	205	7300	170
12	7250	210	7400	200
16	7050	210	7300	210
24	6700	190	7100	195



Rys. 25.

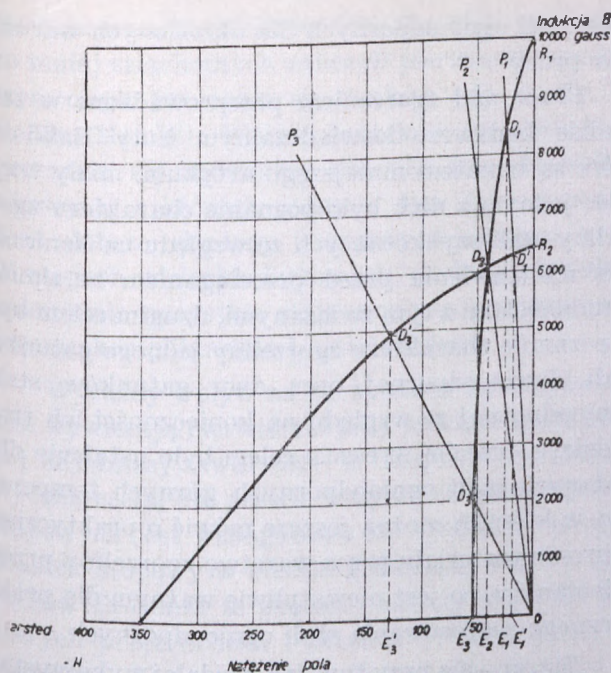
Wpływ czasu odpuszczania w temperaturze 650° C stali niklowo-glinowych chłodzonych od temperatury 1100° C w wodzie na własności magnetyczne.

niu w 700° C, tylko po znacznie dłuższym czasie (12 godzin, a w 700° C — 2 h).

Stosowanie więc dla stali o niższych ilościach glinu (9,6 i 10,9% Al) hartowania w wodzie od 1100° C z następnym odpuszczaniem w 700° C przez 2 h daje bardzo wysoką pozostałość magnetyczną 9000—10.000 gaussów i stosunkowo dużą siłę koercji 200—250 oerstedów.

Przebieg krzywej odmagnesowania stali o zawartości 10,9% Al, poddanej obróbce cieplnej: hartowaniu w wodzie od 1100° C, następnie odpuszczaniu w 700° C przez 2 h, przedstawiono na rys. 10, jest to krzywa „stroma“ o wyższej pozostałości, a niższej siły koercji, oraz druga krzywa stali o 14,5% Al w stanie lanim posiada znacznie większą wartość H_c przy mniejszej B_r. Na krzywych prawdziwych wyznaczono punkty (a i b) odpowiadające (B × H) max., która to wartość wynosi: dla stali 10,9% Al obrobionej cieplnie — 135 × 6300 = 850.500, dla stali zaś 14,5% Al w stanie lanim (B × H) max — 195 × 3600 = 702.000, zatem niższa.

Dla uwydatnienia różnicy własności stali wolframowej na magnesy trwałe w porównaniu ze stalą niklowo-glinową (25% Ni, 14,5% Al) nakreślono



Rys. 26.

krzywe odmagnezowania obydwu stali na rys. 26. Linie wychodzące z punktu O wykresu, oznaczone OP_1 , OP_2 i OP_3 , przedstawiają linie odmagnezowania dla różnych kształtów magnesu, przy czym linie więcej pochylone (OP_3) odpowiadają kształtom otwartym, bliższe zaś osi rzędnych kształtom prawie zamkniętym, w których jest słabe odmagnezowanie i pozostałość pozorna D_1E_1 , lub $D'_1E'_1$ jest bliska prawdziwej (OR_1 i OR_2). Następną linię odmagnezowania OP_2 nakreślono przez punkt, w którym pozostałości pozorne magnesów z obu tworzyłybyby jednakowe. Wreszcie linia OP_3 silnie nachylona odpowiada magnesom o kształtach krótkich, przysadzistych, o dużym odmagnezowaniu, wówczas występuje znaczenie wysokiej siły koercji,

gdyż stal niklowo-glinowa zachowuje pozostałość pozorną ok. 5.000 gaussów ($D'_3E'_3$), podczas gdy magnes ze stali wolframowej wykaże tylko 2.000 gaussów (D_3E_3).

WNIOSKI

Zawartość glinu w granicach 9,6 — 17,5% Al w stali o przeciętnej ilości niklu 25% wywiera dominujący wpływ na siłę koercji, pozostałość zaś magnetyczna ulega małym zmianom.

Najwyższe własności magnetyczne w stanie litym wykazały stale z dodatkiem niklu ok. 25%, glinu 13,5 i 14,5%, wynoszące: $H_c = 280—300$ oerstedów, $B_r = 5.200—6.500$ gaussów.

Grubość ścianki odlewu ma wpływ na własności magnetyczne, szczególnie zmienia się siła koercji.

Różnice własności magnetycznych odlewów różnych grubości zmniejszają się znacznie po obróbce cieplnej, mianowicie po ochłodzeniu od temperatury 1100°C w powietrzu, równocześnie wzrasta siła koercji o 50 oerstedów.

Długotrwałe nawet ogrzewanie do 600°C nie obniża własności magnetycznych.

Hartowanie w wodzie od 1100°C i następne odpuszczanie w 700°C przez 2 h stali o niskiej zawartości glinu (9,6% i 10,9%) daje w wyniku duży wzrost pozostałości magnetycznej do 9.000—10.000 gaussów przy zachowaniu stosunkowo wysokiej siły koercji 200—250 oerstedów. Takie własności magnetyczne mogą być pożądane w magnesach o kształtach wykazujących słabe odmagnezowanie. Natomiast większą siłę koercji daje stal o zawartości 13,5% do 14,5% Al, chłodzona w powietrzu od 1100°C .

ZGORZENIE ŻELAZA I STALI

Napisał

ALOJZY FARNIK

inż. chemik, doktor nauk technicznych

i

FRANCISZEK KAŁUŻA

Przez pojęcie zgorzenia rozumiemy utlenianie się żelaza lub stali w temperaturach wyższych w atmosferze gazów spalinowych lub powietrzu. Wytwór tego utleniania, tzw. zgorzelina, pokrywa dość szczelną warstwą wszystkie wyroby hutnicze, dostarczane w stanie kutym lub walcowanym, albo też dostarczane po określonej obróbce cieplnej, o ile

nie nastąpiła późniejsza obróbka mechaniczna, która by tę warstwę usuwała. Żelazo lub stal, od momentu odlania we wlewkę do momentu wykonania ostatecznego wymiaru zamówionego przez klienta, przeważnie podlega kilkakrotnemu nagrzaniu, a zatem możliwości zachodzenia tego procesu powtarzają się.

Z punktu widzenia uzyskania jak największej wydajności z materiału wsadowego przedstawia proces zgorzenia niewątpliwie czynnik niepożądany, gdyż w trakcie samego walcowania, przy niekorzystnym stosunku powierzchni do ciężaru, straty w materiale mogą dojść do 8%. Powstawanie zgorzeliny, jej charakter i jej przyczepność do materiału mogą się ponadto bardzo ujemnie odbijać na dalszej przeróbce tego materiału, na przykład w czasie ciągnięcia lub zimnego walcowania. Materiały gorąco walcowane muszą być przed tymi obróbkami poddane wytrawianiu i nawet drobne pozostałości zgorzeliny powodują na materiale ciągnionym zarysowania, oraz szybkie ścieranie się ciągadeł, a na zimnej walcowni — wygniecenia na bednarce i walcach. Zbyt długie przechowywanie materiałów w kwasach aż do zupełnego usunięcia silnie przylegających plam zgorzeliny powoduje straty w materiale przez nagryzanie w miejscach już wytrawionych oraz straty wskutek dużego rozchodu kwasów.

Są jednak również gatunki stali, dla których zbita i dobrze przylegająca warstwa tlenków jest podstawą ich praktycznego zastosowania i do tych stali należą wszystkie stale ognioodporne. W tym przypadku dążymy do tego, by stale ognioodporne cechy te zachowały do możliwie najwyższych temperatur. Jak z tych przykładów widać, zgorzenie jest zjawiskiem nierozzerwalnie związanym z wytwórczością hutniczą, zjawiskiem o dużym wpływie na kształtowanie się kosztów wytwórczych i zjawiskiem, które w pewnych przypadkach może również być wyzyskane z korzyścią dla celów praktycznych.

Na ogół, wskutek nierozzerwalności zjawiska zgorzenia z procesami hutniczymi, prawie że zaprzestano się nim zajmować i traktuje się je jako zło konieczne, na które, wskutek silnego powinowactwa żelaza do tlenu w temperaturach wysokich, nie można nic zrobić. Walka z tym zjawiskiem jest niewątpliwie bardzo trudna, niemniej poznanie czynników, sprzyjających i utrudniających powstawanie zgorzeliny, poznanie charakteru zgorzeliny w zależności od składu chemicznego stali i temperatury, w której zgorzelina powstaje, łatwość trawienia wyrobów walcowanych w zależności od charakteru zgorzeliny, wpływ składu chemicznego stali na opory dyfuzyjne zgorzeliny w temperaturach wyższych, są wiadomościami, które umiejętnie wykorzystane niewątpliwie mogą się przyczynić do zmniejszenia kosztów wytwórczych oraz do ustalenia np. najodpowiedniejszych składów chemicz-

nych stali ognioodpornych dla określonych warunków pracy.

Prace nad zgorzeniem przeprowadzone w zakładzie badawczo-doświadczalnym hutby Baildon, które są tematem niniejszego artykułu, miały trzy cele: jednym z nich było poznanie charakteru zgorzeliny stali szybkoogniowych ze względu na konieczność ich trawienia przed przeciąganiem na zimno i trudnościami z tym związanymi, drugim celem było poznanie charakteru zgorzeliny jednego gatunku stali kwasoodpornej oraz dwu gatunków stali ognioodpornej ze względu na konieczności ich trawienia, a trzecim wreszcie celem było ustalenie dla badanych stali ognioodpornych górnych temperatur, w których można jeszcze mówić o praktycznej ochronie materiału przez warstwę zgorzeliny przed utlenianiem, co jest niewątpliwie ważnym dla praktycznego zastosowania stali ognioodpornych.

Starano się przy tym jak najdalej wykorzystać prace autorów zagranicznych i w pewnej mierze skontrolować uzyskane przez nich wyniki na badanych stalach. Zagadnieniem zgorzenia czystego żelaza zajmował się Karol Kiwit i charakter zgorzeliny powstałej na tym żelazie w czasie 5-godzinnej nagrzewania w 1000° C przedstawia rys. 1, zaczerpnięty z jego pracy. Jak widać z niego, zgorzelina składa się jakby z czterech wyraźnych odmiennych warstw, które okazały się tlenkami żelaza o różnej zawartości tlenu.

Niewątpliwie pierwotnie powstała warstwa zgorzeliny stanowi zaporę, utrudniającą dalsze utlenianie się żelaza, a zatem, jeśli nie będziemy uwzględniali mechanicznego odpadania zgorzeliny i tworzenia się na jej miejscu nowej w czasie kucia i walcowania, mechanizm procesu zgorzenia należy tłumaczyć jako dyfuzję tlenu przez warstwę zgorzeliny do materiału zdrowego. Przy czystym żelazie i stalach niestopowych powstała warstwa zgorzeliny nie stanowi większych oporów i proces dyfuzji odbywa się dość szybko.

Charakter zgorzeliny zmienia się silnie pod wpływem różnych dodatków stopowych, wchodzących w skład stali specjalnych. Jeśli idzie o podział tych dodatków stopowych, to E. Scheil i K. Kiwit¹⁾ podzielili je na dwie grupy:

- a) dodatki więcej szlachetne od żelaza,
- b) dodatki mniej szlachetne od żelaza.

Jako podstawę podziału przyjęli oni ciepło tworzenia się odpowiednich tlenków i do więcej szlachetnych zaliczyli pierwiastki o mniejszym cie-

¹⁾ E. Scheil i K. Kiwit, Archiv für das Eisenhüttenwesen, r. 1935/36, str. 405.

ple tworzenia się tlenków (Ni, Cu, Co), natomiast do mniej szlachetnych zaliczyli pierwiastki o większym cieple tworzenia się tlenków (Al, Si, Cr, Ti, V, Mn, Mo, W). Wpływ dodatków stopowych na tworzenie się zgorzeliny dla układów dwuskładnikowych, z których jednym jest żelazo, został dość dobrze zbadany i opisany w szeregu prac. W stopach wieloskładnikowych, do których należą przeważnie wszystkie stałe stopowe, procesy te są więcej skomplikowane i mało zbadane.

Wyraźny wpływ na zachowanie się stopów żelaza wywierają pierwiastki przy przekroczeniu pewnej najniższej zawartości w stopie. Charakterystyczną cechą dla prawie wszystkich pierwiastków stopowych jest wzbogacanie się zgorzeliny w pierwiastek stopowy w strefie granicznej stal — zgorzelina. Stosunki te zbadane zostały dla stali glinowych przez Scheila i Schulza²⁾, dalej przez A. Portevina, K. Preteta i K. Joliveta³⁾. Badacze ci stwierdzili, że wraz ze wzrostem zawartości glinu w stali odporność jej na zgorzenie rośnie, że na granicy zetknięcia się zgorzeliny z materiałem zgorzelina zawiera procentowo więcej glinu, niż zawierała go stal, oraz że przejście między materiałem a warstwą zgorzeliny nie jest gładkie, lecz istnieje pewna warstwa przejściowa, składająca się z metalu i tlenków glinu.

Podobne zjawiska zostały zbadane i dla innych pierwiastków. Scheil i Schulz stwierdzili, że dodatek chromu zwiększa odporność na zgorzenie, jednakowoż aby uzyskać ten sam stopień odporności, co i przy stalach glinowych, użyć trzeba większych ilości chromu. Stwierdzili oni również, że następuje z bogacenie zgorzeliny w chrom w warstwie sąsiadującej z metalem i że przejście między warstwą tlenków a metalem nie jest gładkie, lecz istnieje warstwa, która jest mieszaniną metalu i tlenków chromu.

Wpływ krzemu na zgorzenie stali zbadany został przez F. Kanza, E. Scheila i E. H. Schulza⁴⁾, którzy stwierdzili, że następuje — podobnie jak przy glinie i chromie — z bogacenie warstwy zgorzeliny sąsiadującej z metalem w krzemionkę i wykazali poza tym, że warstwa przejściowa, składająca się z mieszaniny metalu i krzemionki, jest znacznie silniej wykształcona, aniżeli przy glinie i chromie.

Dodatek krzemu chroni żelazo przed zgorzeniem w znacznie słabszym stopniu, niż glin i chrom.

Pierwiastki: glin, chrom i krzem, dzięki wyżej wymienionym cechom, znane są jako istotne składniki stali ogniodpornych, przy czym działanie ich w tym kierunku tłumaczy się w ten sposób, że powstały w pierwszym momencie zgorzenia tlenek żelazawy FeO zredukowany zostaje przez mniej szlachetne dodatki stopowe Al, Cr, lub Si, a zdolność dyfuzyjna tlenków tych pierwiastków jest znacznie mniejsza, niż tlenku żelaza. Warstwa takich tlenków pokrywając powierzchnię metalu w formie ścisłej powłoki i będąc ponadto jakby zakotwiczoną w metalu przez przejściową warstwę, składającą się z mieszaniny odpowiednich tlenków i metalu, stanowi dostateczną ochronę przed dalszym zgorzeniem. W zbyt wysokiej temperaturze następują jednak zmiany strukturalne zgorzeliny i przez utworzenie się skomplikowanych związków tlenków mieszanych o niskich punktach topliwości tlenki te spływają z powierzchni metalu, odsłaniając go na działanie tlenu; tym samym zgorzelina traci charakter osłaniający.

Dalsze pierwiastki mniej szlachetne, jak Ti, V, W, Mo, Mn, wybitniejszego wpływu na odporność na zgorzenie nie wywierają. Stwierdzono, że również przy tych pierwiastkach następuje z bogacenie zgorzeliny sąsiadującej z metalem w te pierwiastki. Stosunkowo najmniejsze z bogacenie wykazuje mangan, którego tlenek MnO tworzy z tlenkiem FeO roztwór ciągły, i wskutek tego dyfuzja manganu przez warstwę tlenków FeO odbywa się prawie z taką samą szybkością, jak dyfuzja żelaza. Charakterystyczne jest również zachowanie się molibdenu i wolframu, gdyż pierwiastki te tworzą lotne tlenki. Pierwiastki te stopione z żelazem i żarzone lotnych tlenków nie wywiązują, a to wskutek tworzenia się nielotnych tlenków mieszanych FeO MoO₃ i FeWO₃. K. Bischoff zauważył w stalach chromowo-molibdenowych silne wywiązywanie się gazów, co tłumaczy tym, że chrom przeszkadza w tworzeniu się nielotnego związku FeOMoO₃ i że wskutek tego tlenek MoO₃ ulatnia się⁵⁾.

Co się tyczy pierwiastków więcej szlachetnych od żelaza, to najważniejsze z nich są miedź i nikiel. Znane jest zjawisko gromadzenia się miedzi pod zgorzeliną, co określane jest mianem „pocenia się” i co powoduje poważne trudności w obróbce plastycznej stali z dodatkiem miedzi większym, niż

²⁾ E. Scheil i H. Schulz: Archiv für das Eisenhüttenwesen, r. 1932/33, str. 155/160.

³⁾ A. Portevin, E. Pretet et H. Jolivet, Revue de Métallurgie Mémoires, r. 1934, str. 219/236.

⁴⁾ F. Kanz, E. Scheil i H. Schulz, Archiv für das Eisenhüttenwesen, r. 1934/35, str. 67/74.

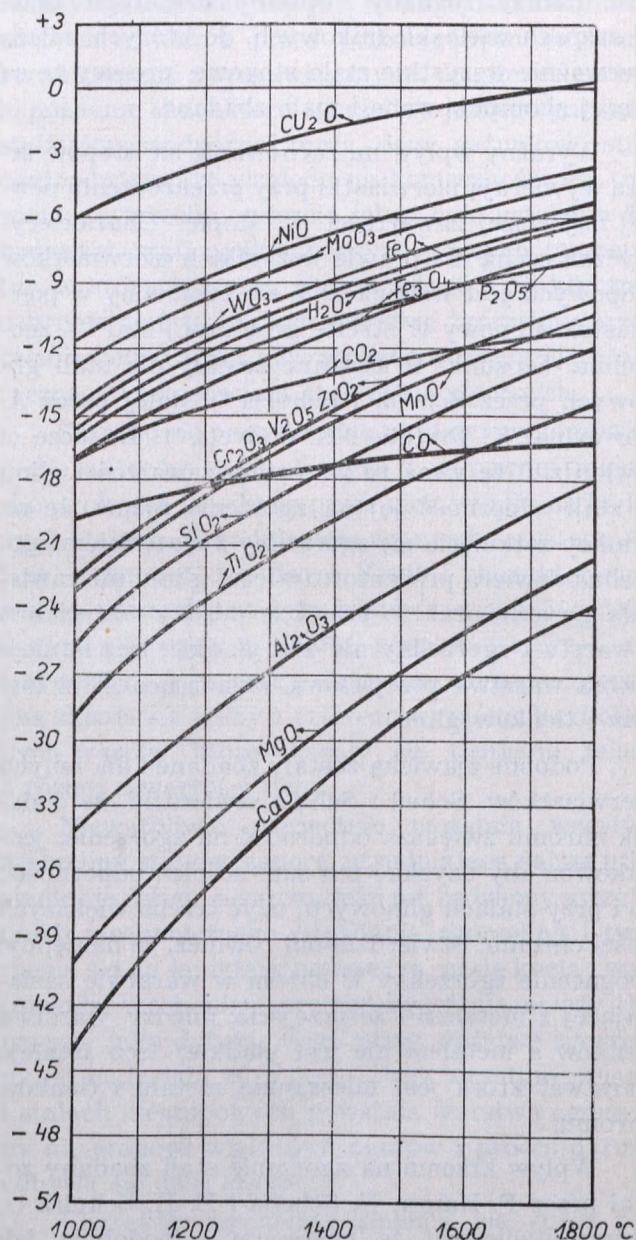
⁵⁾ G. Tamman, Zeitschrift für anorganische allgemeine Chemie, r. 1925, str. 21/98.

0,5%. Takie samo zubożenie stwierdził E. Houdremont dla stali niklowych ⁶⁾.

Bardzo interesujące jest równoczesne dodanie do żelaza składników stopowych mniej i więcej szlachetnych od żelaza, np. chromu i niklu równocześnie. Przy stalach ognioodpornych chromowo-niklowych stwierdzono, że czynnikiem ochronnym przed zgorzeniem jest wyłącznie tlenek chromu, natomiast dodatek niklu wpływa korzystnie wyłącznie na postać wytworzenia się warstwy tlenków chromu.

Jak widać z tych wywodów, skład chemiczny stali wpływa bardzo silnie na charakter i wielkość zgorzenia. Drugim ważnym czynnikiem, który bardzo silnie wpływa na szybkość zgorzenia, jest atmosfera pieca. Z punktu widzenia procesu zgorzenia odróżnić można atmosferę aktywną, w której żelazo i stal będą gorzały, i atmosferę obojętną, w której stal i żelazo nie będą gorzały. Według badań G. Neumanna wystarczy w gazach zawartość 0,01% O_2 , aby atmosfera pieca stała się aktywną. Z punktu widzenia technicznego odróżniać należy atmosferę naturalną od atmosfery sztucznej. Atmosferą naturalną będą spaliny dowolnie wybranego paliwa, atmosferą zaś sztuczną będzie specjalnie doprowadzany gaz obojętny (H_2 lub N_2) do przestrzeni żarzelnej. Atmosfera naturalna, niezależnie od składu i formy użytego paliwa i od sposobu spalania z nadmiarem czy z niedoborem tlenu, będzie zawsze przy opalaniu bezpośrednim atmosferą aktywną, a to ze względu, że nawet atmosfery w technicznym pojęciu określane jako redukujące są w rzeczywistości utleniające, gdyż zawarte w nich CO_2 , CO i H_2O w wyższych temperaturach, zwłaszcza na skutek katalitycznego działania żelaza, rozkładają się i działają utleniająco. Miarodajnym jest, czy ciśnienie dysocjacji powstających tlenków jest większe, czy mniejsze od ciśnienia parcjalego tlenu otaczającej atmosfery. Na to pytanie daje konkretną odpowiedź rys. 2, przedstawiający ciśnienie dysocjacji tlenu różnych tlenków, z którego widać, że w spalinach zawierających parę wodną, CO i CO_2 przy zawartości $O_2 = 0$ nie mogą powstać tlenki miedzi, niklu, wolframu i molibdenu, powstają natomiast tlenki żelaza, chromu, wanadu, krzemu, glinu i tytanu. Jasnym jest, że atmosfera spalin z tzw. spalania niezupełnego działa mniej utleniająco, niż atmosfera spalin z nadmiarem powietrza, toteż atmosfera taka w technice jest w bardzo wielu przypadkach z korzyścią stosowa-

wana, w braku niemożliwości zastosowania środków innych. Atmosferę obojętną uzyskać można tylko przy ogrzewaniu pośrednim w piecach mufłowych lub garnkach do żarzenia przez usunięcie zawartego w przestrzeni martwej tlenu, lub też wprowadzenie gazu obojętnego H_2 lub N_2 .



Rys. 2. Ciśnienie dysocjacji tlenków metali w różnych temperaturach.

Badania własne

Badaniu zgorzenia poddano stal szybko tnącą Baildon M R, stal nierdzewną Baildon KAWh, stal kwasoodporną Baildon KNR i stal ognioodporną Baildon KNS12.

Składy chemiczne badanych stali były następujące:

⁶⁾ E. Houdremont, Stahl und Eisen, r. 1926, zes. 47, str. 1687/88.

Oznac. stali	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	W	Mo	V
M R	0,71	0,26	0,29	0,022	0,012	4,59	0,16	21,07	0,83	1,19
KAWh	0,35	0,42	0,32	0,034	0,009	14,73	0,68	0,17		
KNR	0,12	0,57	0,27	0,013	0,014	17,77	8,82			
KNS12	0,19	0,70	1,91	0,017	0,010	24,53	19,77			

Badania zgorzenia przeprowadzono w atmosferze powietrza oraz w atmosferze gazów spalinowych o następującym przeciętnym składzie chemicznym:

8% CO₂

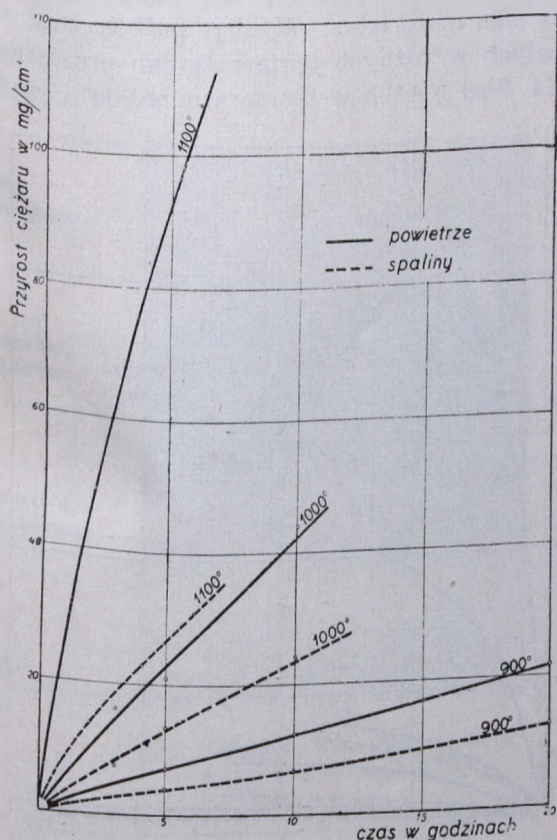
7,2 CO

3,03% H₂

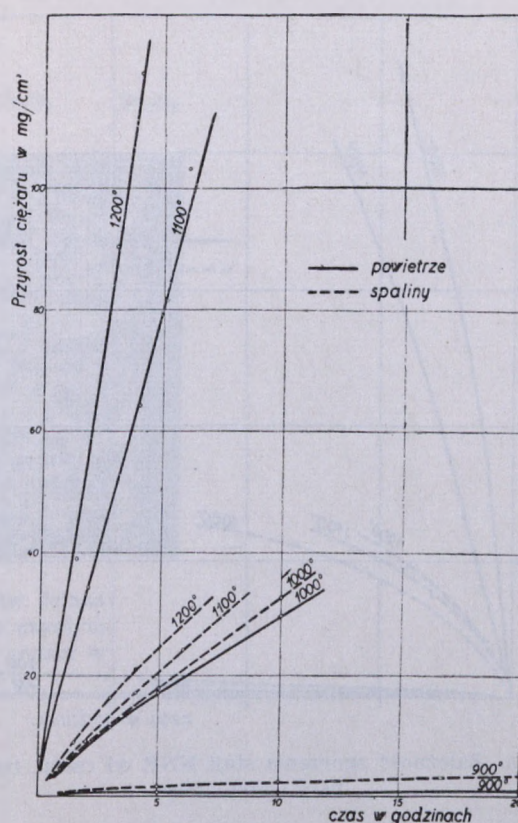
reszta — para wodna i azot.

Badania zgorzenia przeprowadzono w temperaturach 900, 1000, 1100 i 1200° C na próbkach o tych samych wymiarach, wyciętych z blach walcowanych. Powierzchnię próbek przed próbami zgorzenia szlifowano, a ilość zgorzeliny powstałej w czasie prób obliczano wagowo i przeliczano na jednostkę powierzchni badanego materiału.

Ilość powstającej zgorzeliny na badanych materiałach w zależności od temperatury, długości czasu zgorzenia i atmosfery pieca przedstawiają rys. 3—6.



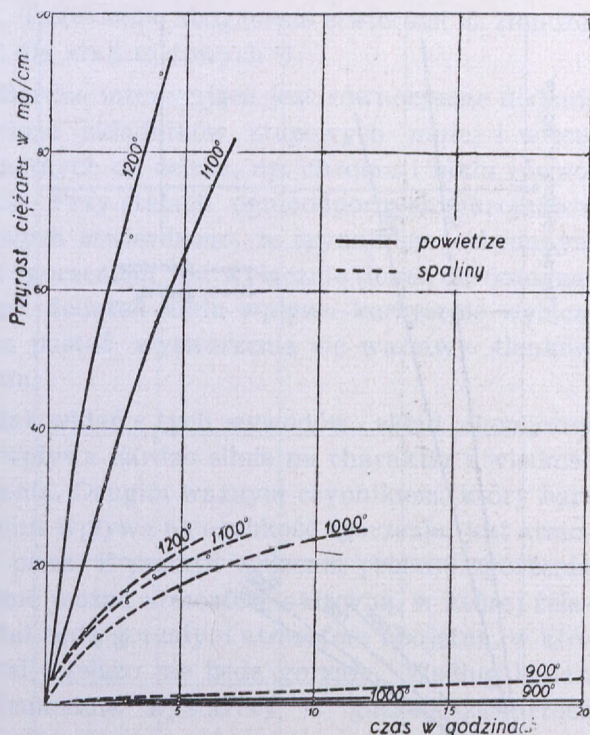
Rys. 3. Zależność zgorzenia stali MR od czasu, temperatury i atmosfery.



Rys. 4. Zależność zgorzenia stali KAWh od czasu, temperatury i atmosfery.

Jak wynika z przebiegu krzywych zgorzenia, atmosfera spalin jest na ogół mniej aktywna, niż atmosfera powietrza. Stal szybkołączna MR we wszystkich temperaturach gorzała silniej w atmosferze powietrza, niż w atmosferze spalin. Stal nierdzewna KAWh w temp. 900° C silniej gorzała w spalinach, niż w powietrzu; to samo stwierdzono dla stali KNR w temperaturze 900 i 1000° C, a dla stali KNS12 — w temperaturze 1200° C. Zjawisko silniejszego zgorzenia stali kwasoodpornych w atmosferze pary wodnej, niż w atmosferze czystego tlenu, zaobserwował już W. H. Hatfield. Dla przekonania się, czy zaobserwowane nienormalności przy gatunkach KAWh, KNR i KNS12 są związane z zawartością pary wodnej w spalinach, przeprowadzono porównawcze próby zgorzenia przy 900° C w czasie 5 godzin w powietrzu, w atmosferze czystego CO₂, w atmosferze czystej pary wodnej i w atmosferze spalin. Uzyskano przy tym następujące wyniki:

Gatunek	Przyrost ciężaru w mg/cm ² dla atmosfery			
	powietrza	CO ₂	H ₂ O	spalin
MR	7,10	3,14	28,80	3,98
KAWh	0,61	2,11	19,65	1,34
KNR	0,27	1,13	5,90	1,03
KNS12	0,20	0,18	0,07	0,12



Rys. 5. Zależność zgorzenia stali KNR od czasu, temperatury i atmosfery.

Jak wynika z zestawienia, atmosfera pary wodnej jest najaktywniejszą, prawdopodobnie, wskutek równoczesnego mechanicznego jej działania na tworzące się warstwy tlenków.

Dla zbadania składu chemicznego powstałej zgorzeliny oddzieloną z powierzchni próbek zgorzeliny poddano analizie chemicznej, przy czym oddzielnie badano zgorzelinę powstałą w atmosferze powietrza, a oddzielnie zgorzelinę powstałą w atmosferze spalin. Ze względu na potrzebę posiadania większej ilości zgorzeliny do przeprowadzenia analizy, badano zgorzelinę powstałą w 1200° C, przy czym oznaczano jedynie zawartość składników najistotniejszych w danej stali.

Analiza chemiczna zgorzeliny dała wyniki następujące:

Gatunek stali	MR		KAWh	KNR	KNS12
	Cr	W	Cr	Cr	Cr
% w stali	4,19	21,07	14,73	17,77	24,83
% w zgorzelinie z atmosf. powietrza	6,38	11,53	7,77	12,90	27,17
% w zgorzelinie z atmosfery spalin	7,90	16,80	6,36	12,90	29,86

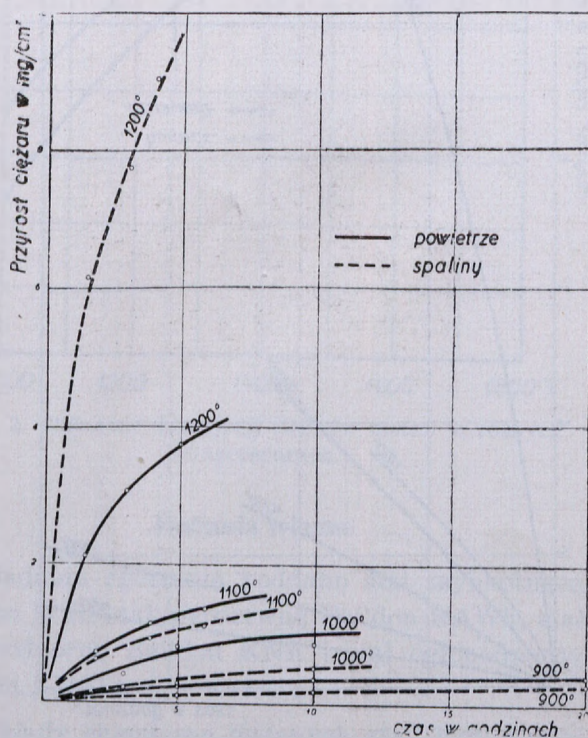
Charakter powstałej zgorzeliny oraz przejście między warstwą zgorzeliny a metalem dla stali MR przedstawia rys. 7, dla stali KAWh — rys. 8, dla stali KNR — rys. 9 i dla stali KNS12 — rys. 10.

Jak widać z rys. 7, przedstawiającego przejście między metalem a zgorzeliną dla stali szybko-

tnącej MR, warstwa przejściowa jest dość płytka, a następnie występuje wyraźnie oddzielona warstwa samej zgorzeliny. Stal nierdzewna czysto chromowa marki KAWh, przedstawiona na rys. 8, wykazuje wybitnie wykształconą głęboką warstwę przejściową. Stal ognioodporna KNS12, przedstawiona na rys. 10, nie wykazuje żadnej warstwy przejściowej, a sama warstwa zgorzeliny jest bardzo cienka.

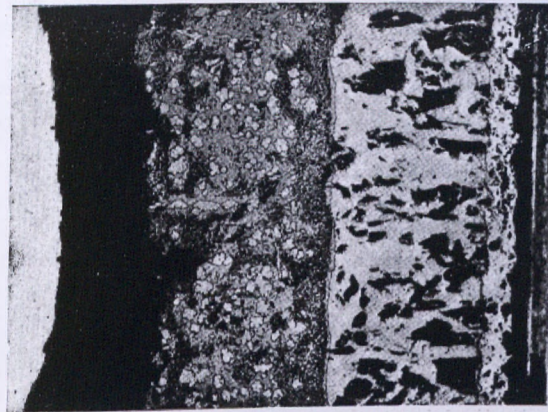
Analiza chemiczna zgorzeliny stali szybko-tnącej MR wykazała zbogacenie w chrom, a zubożenie w wolfram, co należy uważać za potwierdzenie obserwacji poczynionej przez Bischoffa, mianowicie że w obecności chromu tlenki wolframu wykazują skłonność do ulatniania się. Przy stalach KAWh i KNR stwierdzono mniejszą zawartość chromu w zgorzelinie, niż w metalu, co należy tłumaczyć tym, że nie udało się oddzielić dość grubej warstwy przejściowej, w której znajdują się według Scheila i Schulza najbogatsze skupienia dodatku stopowego.

Krytycznemu rozpatrzeniu poddano również przyczepność zgorzeliny do metalu. Zgorzelina na stali MR już w temperaturze 900° C wykazywała wzdęcia i odpadała całymi płatami, a w temperaturach wyższych zachodziło bardzo silne zgorzenie, gdyż zgorzelina topiąc się nie stanowiła żadnej osłony dla materiału. Wygląd próbek stali MR zgorzałych w różnych temperaturach przedstawia rys. 11. Stal KAWh w temperaturze 900° C wyka-



Rys. 6. Zależność zgorzenia stali KNS12 od czasu, temperatury i atmosfery.

FeO FeO + Fe₃O₄ Fe₃O₄ Fe₂O₃



Rys. 1. Rozłożenie warstw żelaza w zgorzelinie na żelazie czystym po nagrzewaniu przez 5 godzin w temperaturze 1000° C.

Stop
drukarski

Warstwa
tlenków

Warstwa
przejściowa

Metal



Rys. 7. Rozłożenie warstw tlenków w zgorzelinie stali MR.

Warstwa
tlenków

Warstwa
przejściowa

Metal



Rys. 8. Rozłożenie warstw tlenków w zgorzelinie stali KAWh

Warstwa
tlenków

Warstwa
przejściowa

Metal



Rys. 9. Rozłożenie warstw tlenków w zgorzelinie stali KNR.

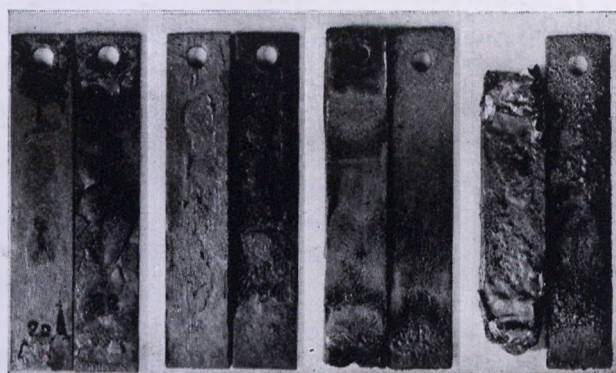
Stop
drukarski

Warstwa
tlenków

Metal



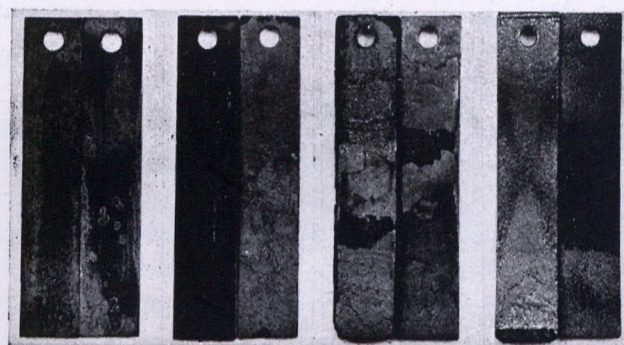
Rys. 10. Rozłożenie warstw tlenków w zgorzelinie stali KNS12



b c b c b c b c
900° C 1000° C 1100° C 1200° C

b próbka żarzona w powietrzu
c próbka żarzona w spalinach gazu świetlnego

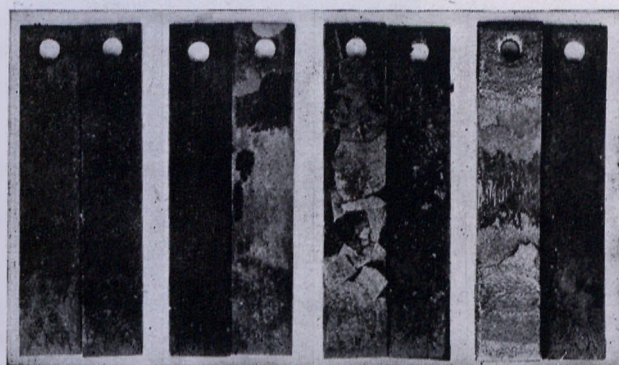
Rys. 11. Wygląd próbek stali MR żarzonych w różnych temperaturach



b c b c b c b c
900° C 1000° C 1100° C 1200° C

b próbka żarzona w powietrzu
c próbka żarzona w spalinach gazu świetlnego

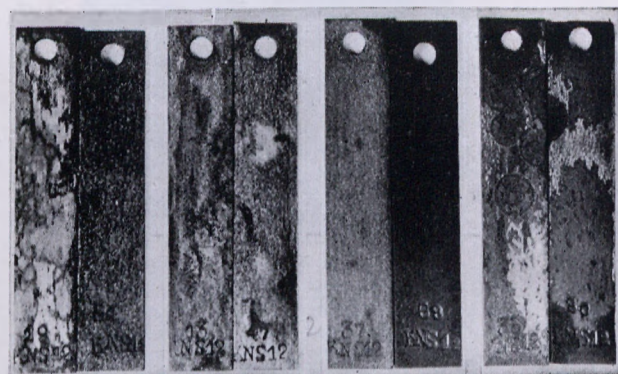
Rys. 12. Wygląd próbek stali KAWh żarzonych w różnych temperaturach



b c b c b c b c
900° C 1000° C 1100° C 1200° C

b próbka żarzona w powietrzu
c próbka żarzona w spalinach gazu świetlnego

Rys. 13. Wygląd próbek stali KNR żarzonych w różnych temperaturach



b c b c b c b c
900° C 1000° C 1100° C 1200° C

b próbka żarzona w powietrzu
c próbka żarzona w spalinach gazu świetlnego

Rys. 14. Wygląd próbek stali KNS12 żarzonych w różnych temperaturach

zuje jeszcze silnie przylegającą zgorzelinę, lecz w miarę podnoszenia temperatury zgorzelina silnie narasta i odpryskuje tak, że praktycznie w temperaturze ponad 900° C traci już swe cechy ochronne. Stal KNR w temperaturze 1000° C wykazuje jeszcze cienką warstwę dobrze i silnie przylegającej zgorzeliny, natomiast w temperaturze 1100 i 1200° C zgorzelina silnie narasta, odpryskuje i traci przez to swą zdolność chroniącą. Rys. 12 przedstawia wygląd próbek zgorzałych stali KAWh, a rys. 13 próbek KNR. Najlepszą odporność na zgorzenie wykazuje stal KNS12, która jeszcze w temperaturze 1200° C pokrywa się cienką warstwą dość silnie przylegającej zgorzeliny. Widoczne na rys. 14 dla temperatury 1200° C wżery pochodzą na skutek zanieczyszczenia powierzchni pyłem szamotowym z pieca, w wyniku czego nastąpiło obniżenie punktu topliwosci warstwy tlenków i miejscowe nadżarcia.

Dodatkowo przeprowadzono badania nad sztuczną i neutralną atmosferą w piecu przez zastosowanie azotu. Azot handlowy sprzedawany w butlach zawiera zawsze pewną ilość tlenu i wilgoci i te składniki usunięto, przepuszczając go przez płuczkę z kwasem siarkowym i płuczkę z chlorkiem wapnia, a następnie przez wióry glinowe ogrzane do temperatury 800° C.

Dalsze trudności stanowiło całkowite odizolowanie się od atmosfery tlenowej. W tym celu próbki umieszczono w szczelnie zaspawanej skrzynce, przez którą przepuszczano oczyszczony azot. Próbkę szlifowaną, żarzoną w takich warunkach w granicach temperatur od 900 do 1200° C, nie wykazały żadnego zgorzenia, a nawet nie straciły wcale metalicznego połysku.

Badania wykazały, że całkowite uniknięcie zgorzenia, jakkolwiek połączone z dużymi trudnościami, jest możliwe. W praktyce jednak bardzo trudno stworzyć takie idealne warunki żarzenia, a mniejsze lub większe zbliżenie się do tego ideału jest kwestią mniej lub więcej szczęśliwego rozwią-

zania konstrukcyjnego pieców żarzelnych. Niemniej jednak zagadnienie to jest dużej wagi i powinno znaleźć jeszcze obszerniejsze naświetlenie.

WNIOSKI

Reasumując wyniki badań stwierdzić należy, że:

- 1) Przyrost ciężaru w zależności od czasu w stałej temperaturze graficznie przedstawia się jako parabola, co dowodzi, że warstewka utworzonych tlenków w miarę grubienia zwiększa opór dla dyfuzji tlenu, tym samym działa ochronnie przed dalszym utlenianiem.
- 2) W atmosferze spalin zgorzenie było słabsze, niż w atmosferze powietrza. Wartość spalin, jako atmosfery ochronnej przed zgorzeniem, zależna jest od koncentracji pary wodnej i dwutlenku węgla; przy opalaniu pieców gazem i stykaniu się materiałów żarzonych ze spalinami należy stosować do opalania raczej gazy o dużej zawartości CO, niż H₂.
- 3) Stale badane wykazują na granicy metal — zgorzelina gorzej lub lepiej wykształconą warstewkę przejściową, składającą się z metalu i tlenków; tylko stal KNS12 wolna jest od niej i posiada zgorzelinę ostro odgraniczoną.
- 4) Całkowite uniknięcie zgorzenia jest możliwe przez żarzenie w atmosferze obojętnej np. czystego azotu.
- 5) Stal szybko tnąca w gatunku MR jest bardzo wrażliwa na zgorzenie, a ponieważ zawiera dużo kosztownych składników i w warunkach produkcji cienkich prętów ciągnionych jest kilkakrotnie żarzona i trawiona, należy zwrócić baczniejszą uwagę na warunki jej żarzenia, co pociągnie za sobą znaczne oszczędności i lepszy powierzchnię prętów ciągnionych.
- 6) Praktyczne granice stosowalności stali ognioodpornych huty Baildon zostały oznaczone dla gatunku KAWh — 900° C, KNR — 1000° C i KNS12 — 1200° C.

PRZEGLĄD WYDAWNICTW

STUDIA NAD STRUKTURĄ WIDMANSTÄTTENA PO- WSTAJĄCĄ W PROCESIE SPAWANIA¹⁾

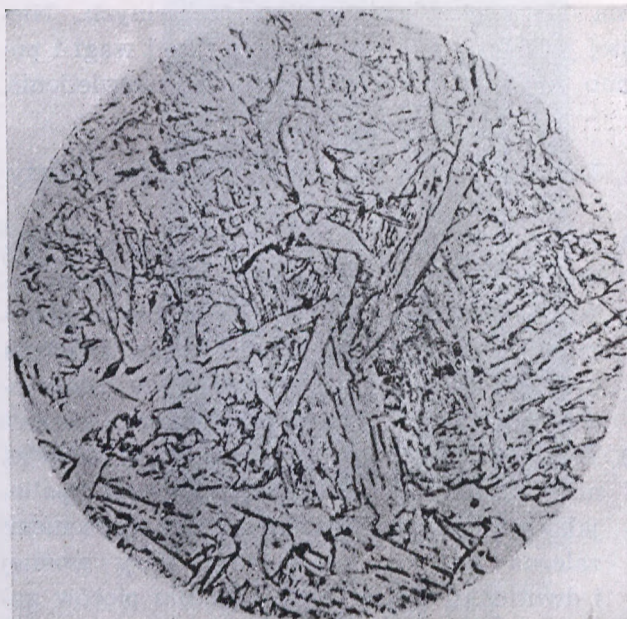
Struktura, nad którą przeprowadzone zostały poniższe rozważania, została odkryta przez A. Widmanstättena w żelazie pochodzenia meteorytycznego; wytworzenie jej przy

pomocy procesów obróbki cieplnej zostało pierwszy raz uskutečněnione w roku 1908 przez N. T. Belaiewa, który nazwał tę strukturę „strukturą Widmanstättena”.

Struktura Widmanstättena charakteryzuje się symetrią według trzech lub czterech płaszczyzn symetrii, a pojawienie się jej w stali połączone jest z kruchością; stąd zrozumiałym się staje, dlaczego tyle prac poświęcono badaniom tej struktury.

W roku 1934 Owen W. Ellis ogłosił wyniki badań na temat warunków cieplnych, sprzyjających tworzeniu się

¹⁾ Pater Nr 11, Institut de Soudure Autogène, Paryż 1937, art. prof. pułk. N. T. Belaiewa i D. Seferiana.

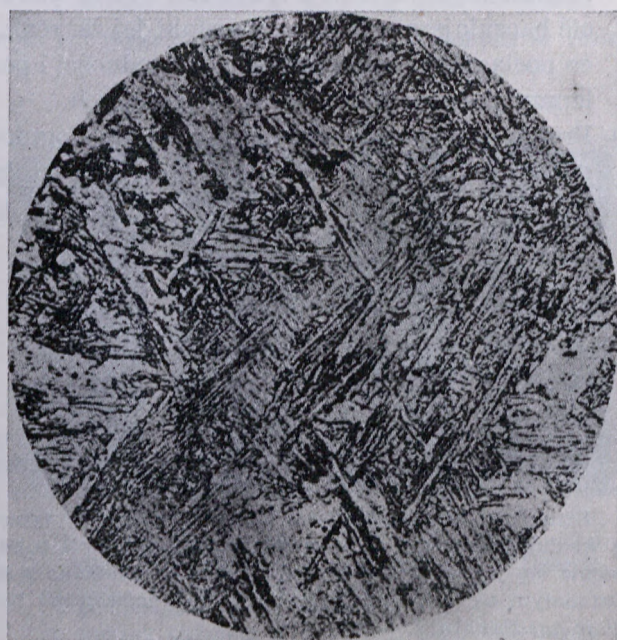


Rys. 1.

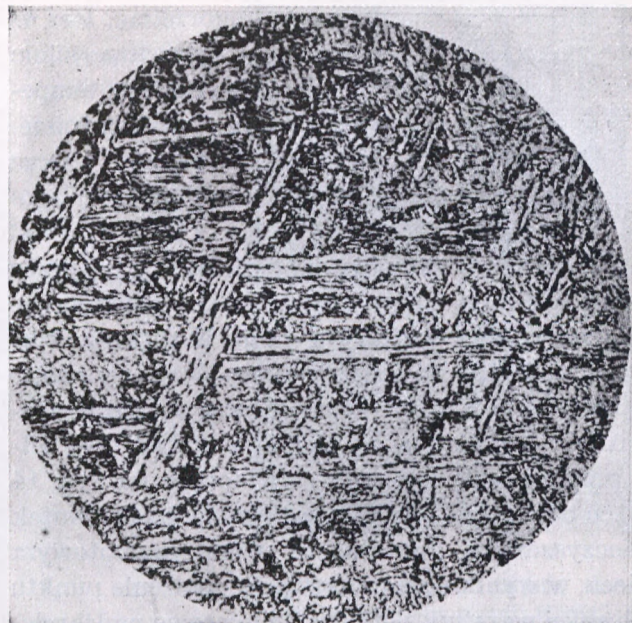
struktury Widmanstättena. Mniej więcej w tym samym czasie N. T. Belaiew, I. Musatti i A. Reggiori ogłosili niektóre spostrzeżenia, dotyczące powstawania tej struktury w spoinach podczas spawania elektrycznego. Powyżsi autorowie uważają, iż struktura Widmanstättena jest wynikiem chłodzenia, szybkość którego znajduje się pomiędzy szybkościami: a) umożliwiającą powstanie troostytu i b) umożliwiającą powstanie martenzytu.

Rozróżniamy trzy typy struktury Widmanstättena:

- 1) Struktura komórkowa lub siatkowa. Wielkość i charakter „komórek” tworzy w stalach podeutektoidalnych ferryt, w nadeutektoidalnych — cementyt.
- 2) Krystalograficzna struktura, której płaszczyzny są ułożone równoległe do płaszczyzn łupliwości.
- 3) Struktura dużych kryształów, tworząca wtórny system równoległy do osi krystalograficznych, (np. w przypadku kryształu Czernowa).



Rys. 2.



Rys. 3.

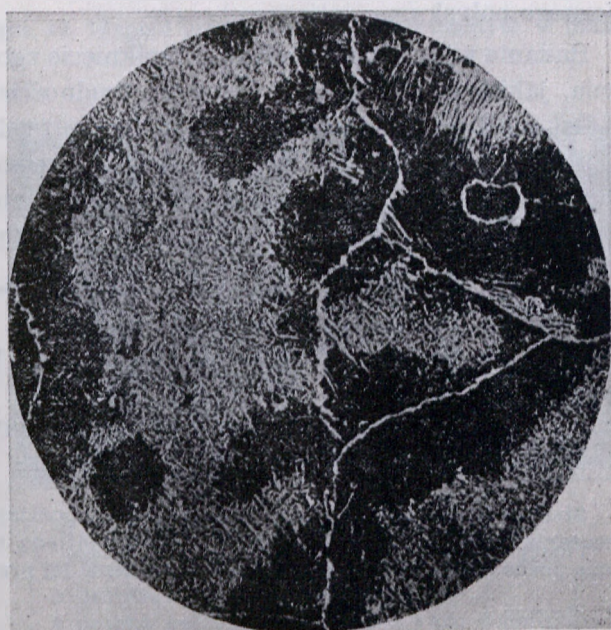
Te struktury powstają w zakresie istnienia fazy γ i pojawienie się ich jest uwarunkowane:

- a) składem chemicznym tworzywa,
- b) wielkością ziarn austenitu

oraz c) szybkością chłodzenia.

Struktura Widmanstättena może powstać podczas spawania albo w roztopionym metalu tworzącym spoinę, albo w podgrzanym materiale spawanym. Powstanie jej zależy od zabiegów cieplnych, metod spawania oraz od wielkości kawałków spawanych. Autorowie zbadali tę wtórną krystalizację we wszystkich procesach spawania, jak również w przypadkach cięcia przy pomocy tlenu. Ze znanego rozkładu ciepła należało by oczekiwać, że stan wysoce sprzyjający tworzeniu się struktury Widmanstättena będzie w przypadku spawania tlenowo-acetylenowego.

Z obserwacji autorów nad tworzeniem się struktury Widmanstättena w spawanej stali o zawartości 0,37% C



Rys. 4.

wynika, że na powstawanie tej struktury mają wpływ następujące czynniki:

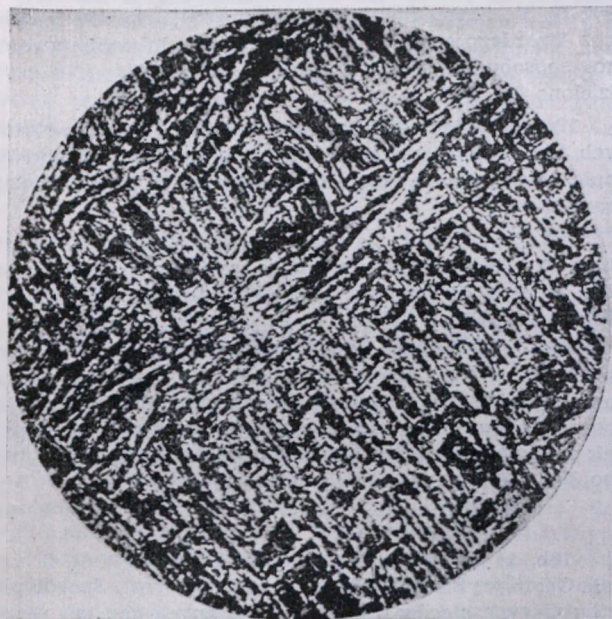
- a) skład chemiczny metalu,
- b) najwyższa temperatura powyżej A_3 ,
- c) czas przebywania stali w zakresie istnienia fazy γ ,
- d) szybkość chłodzenia poprzez zakres przemiany alotropowej.

Agregat ułożony równolegle do płaszczyzn łupliwości, który tworzy strukturę Widmanstättena, składa się z perlitu i ferrytu. Z praktycznego punktu widzenia ciekawą jest natura tego perlitu, zwłaszcza odległość międzylamelarna δ_0 . N. T. Belaiew udowodnił, że wartość δ_0 dla normalnego perlitu waha się w granicach 0,27 do 0,34 mikrona, zależnie od rodzaju obróbki cieplnej. W wyżarzanej eutektoidalnej stali średnia odległość lamel wynosi 0,30 mikrona.

Obecnie znaną jest rzeczą, że rozmaite składniki strukturalne stali takie, jak sorbit, osmondyt i troostyt, posiadają budowę pasemkową i mogą być scharakteryzo-



Rys. 6.



Rys. 5.

wane przez ich międzylamelarną odległość. I tak dla troostytu δ_0 wynosi 0,10 do 0,15 mikrona, dla sorbitu 0,15 do 0,25 mikrona, dla osmondytu δ_0 , prawdopodobnie, wynosi 0,15 mikrona. Interesującym zatem będzie określenie struktury Widmanstättena za pomocą odległości międzylamelarnej δ_0 . Na podstawie licznych doświadczeń udowodniono, że odległość δ_0 dla struktury Widmanstättena w stalach o różnych zawartościach węgla waha się w granicach od 0,22 do 0,26 mikrona. Te wyniki dostarczyły środków do określenia struktury Widmanstättena bardziej ściśle. A więc:

a) Struktura Widmanstättena z agregatem sorbitycznym lub tzw. „sorbityczny Widmanstätten” jest wówczas, kiedy wartość δ_0 wynosi ściśle tyle, ile δ_0 dla sorbitu, a więc 0,22 mikrona.

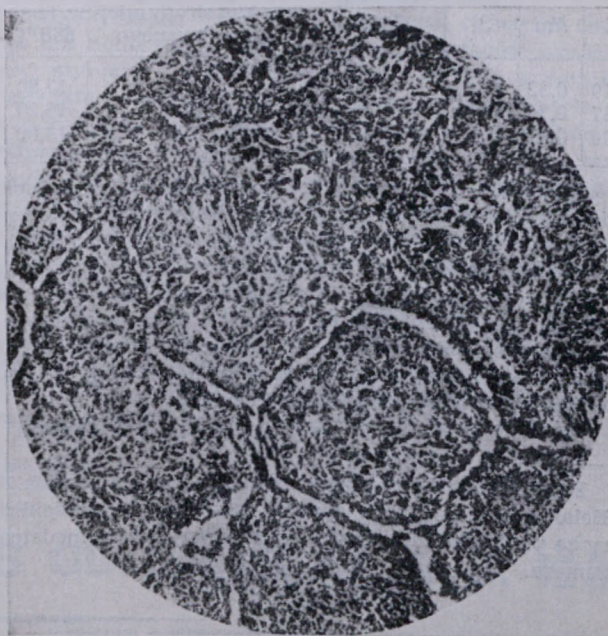
b) Struktura Widmanstättena z perlitycznym agregatem występuje wówczas, kiedy wartość δ_0 przekracza 0,25 mikrona.

Okazuje się, że przy tych samych warunkach spawania stali wzrastająca zawartość węgla wywołuje powstawanie sorbitycznej struktury Widmanstättena. Jest to zjawisko, które znajduje swe uzasadnienie we wzrastającej skłonności stali do hartowania.

W handlowych gatunkach czystego żelaza (np. żelaza Armco, żelaza szwedzkiego) po spawaniu przy użyciu dru-

tu z tego samego żelaza zaobserwowano tylko gruboziarnisty ferryt. W jednym tylko przypadku, kiedy spawano stal manganową (C 0,25, Mn 1,30%) ze szwedzkim żelazem, zaobserwowano w spoinie ułożenie ferrytu podobne do struktury Widmanstättena — rys. 1.

Przeprowadzono również badania nad strukturą stali niskowęglowej (0,21% C) spawanej zarówno łukiem elektrycznym, jak też płomieniem tlenowo-acetylenowym. Druć użyty do spawania posiadał ten sam skład chemiczny, co materiał spawany. Struktury Widmanstättena w spoinie nie znaleziono, prawdopodobnie, z powodu utraty węgla w czasie, kiedy spoina znajdowała się w stanie płynnym (zawartość bowiem węgla w zakrzepłej spoinie wynosiła 0,07%), natomiast w materiale spawanym w częściach przylegających do spoiny struktura Widmanstättena wystąpiła w całej pełni. To samo zaobserwowano w przypadku spa-



Rys. 7.

wania łukowego. Pomiar odległości δ_0 wykazał, że w przypadku spawania tlenowo-acetylenowego mamy do czynienia z „perliyczną strukturą Widmanstättena” ($\delta_0 = 0,26$ mikrona), natomiast w przypadku spawania łukowego mamy do czynienia z „sorbityczną strukturą Widmanstättena” ($\delta_0 = 0,23$ do $0,24$ mikrona).

Poddano następnie badaniu dwie stale węglowe o następujących składach chemicznych:

I C 0,37; Mn 0,74; Si 0,36%

II C 0,46; Mn 0,87; Si 0,15%

Stale te spawano zarówno łukiem elektrycznym, jak palnikiem. Badania mikrostruktury oraz własności mechanicznych wykazały, że wzrastająca zawartość węgla w stali sprzyja tworzeniu się struktury Widmanstättena oraz ułatwia formowanie się struktury sorbitycznej.

O ile idzie o wpływ składników stopowych na formowanie się struktury Widmanstättena, to okazało się, że pojawia się ona jedynie w stali chromowo-molibdenowej na pograniczu materiału spawanego i spoiny. Rys. 2 i 3. Wygląd tej struktury podobny jest do wyglądu struktury spotykanej w meteorytycznym żelazie (oktaedry). Stale z innymi dodatkami stopowymi (stale chromowo-manganowe, chromowo-manganowo-niklowe, manganowe) wykazały obecność struktury, jaką spotyka się po ulepszeniu cieplnym: a więc troosto-martenzyt — rys. 4 — a nawet w przypadku stali manganowej — martenzyt rys. 5. Stąd wniosek, że pierwiastek stopowy, który podwyższa hartowność stali, zapobiega podczas spawania tworzeniu się struktury Widmanstättena.

Jak już wspomniano, pierwszą charakterystyczną cechą stali, jaką zaobserwowano w związku z badaniem struktury Widmanstättena, była kruchość. W związku z tym prof. N. T. Belaiew przeprowadził pomiary udatności na następujących próbach ze stali węglowych: a) próba po spawaniu, b) próba po spawaniu i po następnym ogrzaniu palnikiem odwrotnej strony spoiny do temperatury wywołującej w efekcie częściowe wyżarzanie, c) próba po spawaniu i następnym wyżarzeniu w temperaturze 850°C .

Wyniki obrazuje poniższa tabela:

Skład chemiczny stali			Udatność w kgm stali spawanej		
			O strukturze Widmanstättena	Wyżarzonej przez podgrzanie odwrotnej strony miejscy spawanego	Wyżarzonej w temp 850°C
C	Mn	Si			
0,19	0,32	ślady	3,20	9,40	17,80
0,37	0,74	0,36	2,35	10,00	15,20
0,46	0,87	0,15	2,80	7,20	14,60

Jak widać z zestawienia, pewne pokąźne odprężenie stali nastąpiło na skutek podgrzania odwrotnej strony spoiny, lecz mikrobudowa nie wykazała zupełnego zaniku struktury Widmanstättena, jak to obrazują rys. 6 i 7. Przykłady powyższe dają podstawę do wnioskowania, że struktura Widmanstättena odznacza się pewnego rodzaju stałością; może ona ulec częściowemu lub całkowitemu zniszczeniu, lecz tylko przez zastosowanie odpowiedniej metody spawania lub przez odpowiednią obróbkę cieplną.

Inż. Albin Kaliński

Przy okazji należy przypomnieć, że prof. pułkownik N. T. Belaiew jest jedynym spośród uczonych słowiańskich, który za pracę naukową został odznaczony złotym medalem Bessemera.

NOWE PATENTY

udzielone przez Urząd Patentowy R. P., bezpośrednio lub pośrednio obchodzące hutnictwo

Trustym drukiem oznaczono numer patentu. Liczby i litery przed numerem patentu oznaczają klasę, podklasę i grupę, do której zaliczono wynalazek. Następnie kolejno umieszczone są: nazwisko właściciela patentu, tytuł wynalazku, data zgłoszenia; po skrócie „Pierwsz.”, który oznacza pierwszeństwo ze zgłoszenia w jednym z krajów, należących do Konwencji Związkowej Paryskiej, data zgłoszenia zagranicznego i w nawiasie kraj, gdzie zgłoszenia dokonano; data udzielenia patentu.

I¹⁾

7a, 16,01 25457. Tube Reducing Corporation (New York, N. Y., Stany Zjednoczone Ameryki). Sposób wyrobu rur z twardego metalu oraz urządzenie do wykonywania tego sposobu. 14.8 1934. Pierwsz. 10.7 1934 (Niemcy). Udzielono 8.9 1937.

12m, 3 25577. Wspólnota Interesów Górniczo-Hutniczych Spółka Akcyjna (Katowice, Polska). Sposób wytwarzania wodorotlenku magnezu z dolomitu. 9.7 1936. Udzielono 30.9 1937.

18d, 2/10 25485. Deutsche Edelstahlwerke Aktiengesellschaft (Krefeld, Niemcy). Stal zawierająca chrom i kobalt i służąca do wyrobu magnesów stałych. 2.6 1936. Udzielono 8.9 1937.

48d, 4/02 25588. The Pyrene Company Limited (Brentford, Wielka Brytania). Kąpiel lub pasta do wytwarzania ściśłych i twardych powłok na przedmiotach z glinu albo ze stopów glinowych, proszek do przyrządzania i proszek do uzupełniania tej kąpeli lub pasty. 2.12 1935. Udzielono 30.9 1937.

I²⁾

18b, 14/04 25697. Neunkircher Eisenwerk A. G. vormals Gebrüder Stumm (Neunkirchen, Niemcy). Sposób pracy hutniczych pieców topielnych, opalanych gazem i zaopatrzonych w regeneratory, oraz urządzenie do wykonywania tego sposobu. 19.6 1936. Pierwsz. 27.6 1935 (Niemcy). Udzielono 28.10 1937.

80b, 5/01 25660. Fried. Krupp Aktiengesellschaft (Essen, Niemcy). Sposób wytwarzania cementu hutniczego. 10.1 1936. Pierwsz. 2.2 1935 (Niemcy). Udzielono 21.10 1937.

I³⁾

31a, 6/01 25787. Maurycy Engelhardt (Żory, Polska). Zeliwiak. 5.11 1936. Udzielono 22.11 1937.

31c, 15/03 25742. Jan Czochralski (Warszawa, Polska). Sposób otrzymywania prętów metalowych bez wtrąceń i likwacji. 9.7 1934. Udzielono 17.11 1937.

1) Wiadomości Urzędu Patentowego, r. 1937, zesz. 10, str. 431/5.

2) Wiadomości Urzędu Patentowego, r. 1937, zesz. 11, str. 476/80.

3) Wiadomości Urzędu Patentowego, r. 1937, zesz. 12, str. 518.

Otwarcie Kongresu nastąpi dnia 8 września r. 1938 w Warszawie, przy czym dni 8, 9 i 10 poświęcone będą pracom Kongresu, posiedzeniu Comité International des Associations Techniques de Fonderie oraz jego komisjom, jak również zwiedzeniu zakładów przemysłowych w Warszawie i okolicy.

Dzień 11 września Członkowie Kongresu pozostaną w Warszawie, poświęcając go zapoznaniu się z zabytkami stolicy Polski oraz oficjalnemu przyjęciu wg specjalnego programu, który będzie wkrótce ogłoszony.

Dnia 12 września przewidziane jest obejrzenie zakładów odlewniczych, położonych w przemysłowych dzielnicach Polski; — planowane jest urządzenie jednej wycieczki przez Starachowice i Ostrowiec, drugiej przez Górny Śląsk, po

czym obydwie grupy spotkają się w Węgierskiej Górze i po obejrzeniu Zakładów odlewniczych, dnia 14 września przybędą do Zakopanego, górskiej miejscowości turystycznej.

Dni 14—16 poświęcone będą na wycieczki turystyczne w polskich Tatrach i Pieninach oraz do słynnej kopalni soli w Wieliczce.

W ostatnim dniu Kongresu, zamknięcie którego nastąpi dnia 17 września w Krakowie, umożliwione będzie zapoznanie się z pięknem dawnej stolicy Polski — Krakowem i Wawelem, dawnym Zamkiem Królewskim i Katedrą — miejscem wiecznego spoczynku królów polskich i obywateli najwięcej zasłużonych Ojczyźnie, na czele których stoi Wskrzesiciel Polski — Marszałek Józef Piłsudski.

KURS INŻYNIERSKI POD HASŁEM „TECHNIKA BADAŃ RUCHOWYCH W PRZEMYSŁE HUTNICZYM“

Wyżej wspomniany kurs urządzą w Katowicach w miesiącach marcu i kwietniu b. r. trzy stowarzyszenie inżynierskie a mianowicie: Stowarzyszenie Hutników Polskich, Oddz. Śląski Stow. Inż. Mech. Pol., i Oddz. Śląski Towarzystwa Wojskowo-Technicznego.

Jest to dalszy ciąg podobnego kursu, urządzonego przez wyżej wymienione organizacje w roku ubiegłym, tylko że na ówczesnym kursie omawiano w pierwszym rzędzie szereg zagadnień teoretycznych i ogólnych a kurs obecny obejmuje swym zakresem tylko pewną wybraną dziedzinę.

W poszczególnych referatach poruszony zostanie szereg zagadnień dotyczących się badań ruchowych w różnych działach produkcji hutniczej, oraz tematy pokrewne. Prócz tego omówione zostaną niektóre zagadnienia dokumentowania i interpretowania wyników badań.

Na prelegentów uproszono ludzi, którzy bezpośrednio z poszczególnymi zagadnieniami się stykali i to nie tylko teoretycznie ale i praktycznie.

Ponieważ omawiane tematy będą ujęte w pierwszym rzędzie z punktu widzenia ich praktyczności i celowości zastosowania w praktyce, przewidziano po wygłoszeniu poszczególnych referatów dyskusję, celem wymienienia własnych spostrzeżeń słuchaczy na dany temat, względnie dorzucenia własnych myśli i uwag oświeclających czy też uzupełniających wywody prelegenta. Przez dyskusję pragniemy nawiązać łączność, wprowadzić nastrój zespołowego działania oraz ożywić pracę ruchowo-badawczą w gronie technicznym.

Zgłoszenia na Kurs przyjmuje sekretariat Stowarzyszenia Hutników Polskich, Katowice, ul. Zamkowa 3, tel. 345-90 w terminie do dnia 25 lutego b. r. Informacyj w sprawach programowych udziela inż. Z. Majewski, Katowice, sekretariat Rady Stalowej, ul. Lompy 14, tel. 329-31. Opłata za kartę wstępu na cały Kurs wynosi zł 10,—. Ze względu na małą ilość miejsc w sali odczytowej liczba uczestników jest ograniczona.

Wykłady odbywać się będą w gmachu syndykatu Polskich Hut Żelaznych, Katowice, ul. Lompy 14, punktualnie o godz. 19.

Program wykładów:

1. Czwartek 3. III. Laboratorium badawcze na usługach praktyki. Dr inż. A. Farnik (huta Baildon).
 2. Wtorek 8. III. Z teorii korelacji i konstrukcja linii regresji przy rozsiewie punktów. O nomografii (2 godz.).
 3. Czwartek 10. III. Kontrola fabrykacji na hucie. Inż. M. Kowalewski (Starachowice).
 4. Wtorek 15. III. Znaczenie wyników prób laboratoryjnych dla określenia jakości metalu w odniesieniu do jego zastosowania w praktyce (2 godz.). Inż. M. Popiel (Mech. Stacja Doświadczalna).
 5. Czwartek 17. III. Pobieranie prób i odbiór tworzyw hutniczych. Inż. Wł. Sławiński (huta Pokój).
 6. Wtorek 22. III. Pomiary temperatur, przepływu cieczy i gazów oraz analizatory gazów. Inż. T. Maryński (Stow. Dozoru Kotłów).
 7. Czwartek 24. III. Gospodarka energetyczna na hutach. Inż. Zdz. Ficki (Gen. Dyr. Hut W. I.).
 8. Wtorek 29. III. Smarowanie i racjonalna gospodarka smarami. Inż. M. Pruba (Polmin).
 9. Czwartek 31. III. Badanie i odmiękczenie wody zasilającej kotły. Inż. T. Maryński (Stow. Dozoru Kotłów).
 10. Wtorek 5. IV. Ocena jakości i zastosowania materiałów ogniotrwałych. Dr Inż. Wł. Malanowicz (huta Pokój).
 11. Czwartek 7. IV. Badania w koksowni. Dr Inż. J. Salcewicz (huta Pokój).
 12. Wtorek 12. IV. Metody badań wielkopiecowych. Inż. J. Polewko (Zakł. Modrzej.).
 13. Czwartek 21. IV. Badania w stalowni. Inż. J. Wielgus (huta Piłsudski).
 14. Wtorek 26. IV. Badania konstrukcyj spawanych. Inż. P. Tułacz (Stow. Spaw. i Cięcia Metali).
 15. Czwartek 28. IV. Współpraca konstruktora z odlewnikiem w warsztacie. Inż. A. Łukowski (Ferrum).
- Kierownictwo Kursu zastrzega sobie ewentualne zmiany programu.

KOMUNIKAT TOWARZYSTWA NAUKOWEJ ORGANIZACJI I KIEROWNICTWA W KATOWICACH

Stosownie do porozumienia, zawartego między S. H. P. i Towarzystwem Naukowej Organizacji i Kierownictwa w Katowicach, członkowie S. H. P. na podstawie indywidualnych zgłoszeń przyjmowani będą do Towarzystwa, bez obowiązku opłacenia wpisowego i składek członkowskich, tworząc w nim odrębną sekcję hutniczą.

W związku z powyższym dołącza się dla wiadomości Kolegów statut Towarzystwa Naukowej Organizacji i Kie-

rownictwa, oraz kartę członkowską, stanowiącą zgłoszenie na członka Towarzystwa.

Koledzy, pragnący wpisać się do Towarzystwa Naukowej Organizacji, zechcą wypełnione karty członkowskie, z zaznaczeniem przynależności do S. H. P., wysłać wprost do sekretarza Towarzystwa, p. inż. Kwiecińskiego, Katowice, ul. Zamkowa 14, tel. 313-11.

JUBILEUSZ DYR. INŻ. K. GIERDZIEJEWSKIEGO

15 stycznia b. r. w Fabryce Metalurgicznej „Ursus“ Państwowych Zakładów Inżynierii odbył się obchód 15-letniej pracy inż. K. GIERDZIEJEWSKIEGO na stanowisku Dyrektora tej wytwórni, który zbiegł się z 25-leciem Jego pracy zawodowej.

Pięknie udekorowana hala Odlewni Aluminium wypełniła się pracownikami wszystkich wytwórni P. Z. Inż., przedstawicielami miejscowego społeczeństwa i organizacji oraz zaproszonymi gośćmi. Przybyli Prezes Rady Administracyjnej Państwowych Zakładów Inżynierii gen. MAKSYMOWICZ RACZYŃSKI, członkowie płk. WYRWIŃSKI i płk. SZYCHOWSKI, oraz Naczelna Dyrekcja P. Z. Inż. w osobach: dyr. inż. JANUSZEWSKI, dyr. inż. BRZEZIŃSKI i dyr. SOROKO.

Po owacyjnym powitaniu Jubilata zebranie zagał dyr. G. WOJTOWICZ, po czym dłuższe przemówienie poświęcone wszechstronnej działalności dyr. Gierdziejewskiego wygłosił inż. J. HOLTORP.

Mówca podkreślił ogrom pracy włożonej przez Jubilata w budowę i następną rozbudowę Fabryki Metalurgicznej „Ursus“, która dzięki Jego energii i niezmordowanym wysiłkom zajmuje jedno z przodujących miejsc nie tylko w Polsce, lecz i w Europie.

Inicjatywie dyr. GIERDZIEJEWSKIEGO zawdzięczamy uruchomienie w kraju nowych działów produkcji jak odlewnictwa stopów aluminium, kuźnictwa tych stopów oraz stopów miedzi, produkcji odlewów dla przemysłu lotniczego, samochodowego itd. Dorobek naukowy przedstawia się również imponująco; przeszło 50 prac z różnych dziedzin, wśród których jest szereg publikacji podstawowych, przetłumaczonych na języki obce, świadczy wymownie o osiągnięciach na polu unaukowania odlewnictwa.

Jako pedagog dyr. GIERDZIEJEWSKI podniósł Zakład Odlewnictwa Politechniki Warszawskiej do rzędu najlepiej urządzonych i prowadzonych instytucji tego rodzaju w Europie, prowadząc jednocześnie pracę nad zorganizowaniem niższego i średniego szkolnictwa odlewniczego.

Jubilat jest również pionierem zorganizowania odlewnictwa w Polsce jak w kierunku technicznym w Stowarzyszeniu Technicznym Odlewników Polskich tak i gospodarczym w Grupie Odlewni przy P. Z. P. M. na czele których to organizacji stoi w chwili obecnej.

Nie można nie podkreślić prac dyr. GIERDZIEJEWSKIEGO nad podniesieniem obronności Państwa, które prowadzi na terenie T. W. T., jako przewodniczący jednego z największych odpowiedzialnych działów tej organizacji przy najbliższej współpracy z czołowymi przedstawicielami świata przemysłowego, jak np. p. min. KLARNER i inni.

Zasługi Jubilata na polu odlewnictwa zostały należycie ocenione nie tylko w kraju, lecz i za granicą, gdzie wybrano Go członkiem szeregu organizacji technicznych oraz powierzono szereg zaszczytów i odpowiedzialnych obowiązków.

Następni mówcy podkreślali i uwypuklali poszczególne etapy i kierunki pracy Jubilata zwłaszcza w organizacjach społecznych (opieka nad szkołą w Ursusie i nad jedną ze szkół na Polesiu, opieka nad sportem itp.), po czym odczytano licznie nadesłane depecze.

Po części oficjalnej obchodu odbyła się część koncertowa, w której wzięły udział chóry szkolne i fabryczny, oraz orkiestra fabryczna.

Na zakończenie krótko przemówił nac. dyr. JANUSZEWSKI, po czym Jubilat złożył zebranym podziękowanie za okazane dowody uznania jego działalności, oraz w podniosłych słowach nawoływał obecnych do dalszej wyteżonej pracy na polu odlewnictwa.

DZIAŁ GOSPODARCZY

SPRAWOZDANIE Z DZIAŁALNOŚCI HUT ŻELAZNYCH W GRUDNIU R. 1937

Wytwórczość hutnictwa żelaznego w grudniu r. ub. wzrosła tylko w dziale wielkich pieców, zmniejszyła się natomiast w stalowniach, walcowniach i w ruralniach. Również zmniejszył się nieco krajowy zbyt wyrobów walcownianych, mianowicie o 1,66%. Ogólny wywóz tych wyrobów za granicę (łącznie z obrotem uszlachetniającym) wzrósł o 31,15%.

Napływ zamówień krajowych, otrzymanych przez huty za pośrednictwem Syndykatu Polskich Hut Żelaznych w grudniu r. ub. zwiększył się znacznie, głównie wskutek zamówień rządowych.

Liczba robotników w hutach żelaznych w miesiącu sprawozdawczym zmniejszyła się.

Tabela 1 przedstawia wytwórczość zasadniczych działów w grudniu r. 1937 w porównaniu z poprzednim miesiącem.

Tabela 1.

Działy hutnicze	Listopad 1)	Grudzień 2)	R ó ż n i c a	
	tony	tony	tony	%
Wielkie piece	68.383	73.229	+ 4.846	+ 7,09
Stalownie	134.010	127.352	- 6.658	- 4,97
Walcownie	85.926	84.247	- 1.679	- 1,95
Ruralnie	6.874	4.804	- 2.070	- 30,11

Kształtowanie się wytwórczości wymienionych działów w grudniu r. ub. i w latach poprzednich uwidocznia tabela 2.

W porównaniu z grudniem 1936 r. wytwórczość hutnicza w grudniu r. ub. była większa w dziale wielkich pieców o 18.484 t (o 33,76%), w stalowniach o 32.342 t (o 34,04%), w walcowniach o 17.978 t (o 27,13%), mniejsza natomiast w ruralniach o 465 t (o 8,83%).

Tabela 2.

R o k	Wielkie piece		Stalownie		Walcownie		Ruralnie	
	grudzień t	przec. mies. t	grudzień t	przec. mies. t	grudzień t	przec. mies. t	grudzień t	przec. mies. t
1928	57.577	56.980	128.011	119.741	84.929	87.075	8.440	9.112
1929	46.017	58.703	84.441	114.727	63.595	80.193	8.023	10.266
1930	35.432	39.829	78.429	103.125	60.166	75.349	6.196	7.459
1931	18.221	28.926	36.860	86.414	26.586	62.710	3.389	5.177
1932	19.947	16.556	49.175	45.896	38.081	32.279	2.361	2.754
1933	22.244	25.469	48.609	68.087	35.502	47.028	4.100	3.766
1934	29.453	31.850	63.636	70.376	47.489	50.240	2.685	4.302
1935	36.903	32.841	62.865	78.716	42.323	56.152	3.960	4.615
1936	54.745	48.698	95.010	95.044	66.269	68.804	5.269	4.822
1937	73.229	60.358	127.352	120.684	84.247	87.270	4.804	7.226
% w stosunku do listopada r. 1928	127,18		99,49		99,20		56,92	

W ciągu całego roku 1937 wytwórczość hut żelaznych wynosiła w dziale wielkich pieców 724.296 t, czyli o 139.915 t (o 23,94%) więcej niż w roku 1936, w stalowniach 1.448.204 t, czyli o 307.679 t (o 26,98%) więcej, w walcowniach 1.047.234 t, czyli o 221.584 t (o 26,84%) więcej i w ruralniach 86.717 t, czyli o 28.853 t (o 49,86%) więcej.

ZBYT W KRAJU

Wysyłka wyrobów walcownianych na rynek krajowy (łącznie z wysyłką do innych hut) w grudniu r. ub. wynosiła 53.227 t wobec 54.126 t¹⁾ w poprzednim miesiącu, czyli o 899 t (o 1,66%) mniej. Zmniejszyła się przy tym wysyłka dźwigarów (o 2.790 t), żelaza na drut (o 1.855 t), szyn wąskotorowych (o 531 t) i tramwajowych (o 281 t) oraz innych wyrobów walcownianych (o 1.157 t); zwiększyła się natomiast wysyłka krajowa blachy o grubości poniżej 1 mm (o 1.503 t), szyn normalnotorowych (o 1.169 t), blachy o grubości 5 mm i wyżej (o 729 t), żelaza handlowego i kształtowego (o 628 t), drobnego materiału nawierzchni kolejowej (o 606 t), blachy o grubości poniżej 5—1 mm (o 583 t) oraz stali specjalnej (o 497 t).

Wysyłka rur spawanych i ciągnionych oraz ich części na rynek krajowy wynosiła w grudniu r. ub. 3.767 t wobec 4.540 t¹⁾ w listopadzie r. ub., czyli o 773 t (o 17,03%) mniej.

W porównaniu z grudniem 1936 roku ogólna wysyłka wyrobów walcownianych w grudniu 1937 roku była większa o 15.225 t (o 40,06%), wysyłka zaś rur o 1.211 t (o 47,38%).

W ciągu całego roku 1937 wysyłka wyrobów walcownianych na rynek krajowy wynosiła 687.147 t, czyli o 169.954 t (o 32,86%) więcej niż w roku 1936, a wysyłka rur — 56.387 t, czyli o 25.468 t (o 82,37%) więcej.

Z poszczególnych wyrobów walcownianych przypadało w roku 1937: na żelazo handlowe i kształtowe 235.411 t (+ 65.843 t), żelazo na drut 107.850 t (+ 17.799 t), dźwigiary 65.727 t (+ 18.528 t), szyny normalnotorowe 54.386 t

(+ 5.283 t), blachę o grubości 5 mm i wyżej 42.973 t (+ 19.875 t), blachę o grubości poniżej 1 mm 40.644 t (+ 26 t), blachę o grubości poniżej 5—1 mm 28.255 t (+ 4.831), drobny materiał nawierzchni kolejowej 19.438 t (+ 5.195 t), stal specjalną 12.474 t (+ 5.764 t), szyny wąskotorowe 5.561 t (+ 4.001 t) i tramwajowe 4.125 t (+ 1.026 t) oraz na inne wyroby walcownicze 70.273 t (+ 21.783 t).

Wysyłka rur stalowych na rynek krajowy stanowiła w roku 1937 ogółem 56.387 t, czyli o 25.468 t (o 82,37%) więcej niż w roku 1936, z tego przypadało na rury ciągnięte 43.485 t (+ 22.447 t) i spawane 12.902 t (+ 3.021 t).

Po potrąceniu zaś wysyłki do innych hut ogólny zbyt krajowy wyrobów walcowniczych i rur w latach 1928/1937 przedstawiał się jak wykazuje tabela 3.

Tabela 3.

	Wyroby walcowane			R u r y		
	ogółem wysyłka w kraju t	z tego poza ob- ręb hut t	% w sto- unku do 1928 r.	ogółem wysyłka w kraju t	z tego poza ob- ręb hut t	% w sto- unku do 1928 r.
1928	822.009	756.930	100,0	43.955	43.938	100,0
1929	710.706	635.664	84,0	48.280	48.269	109,9
1930	472.068	412.133	54,0	31.303	31.285	71,2
1931	358.584	305.770	40,4	19.366	19.303	43,9
1932	220.098	187.900	24,8	10.267	10.250	23,3
1933	267.466	231.192	30,5	14.330	14.270	32,5
1934	329.741	280.127	37,0	16.933	16.657	37,9
1935	399.172	350.562	46,3	21.245	21.170	48,2
1936 ¹⁾	517.193	464.704	61,4	30.919	30.427	69,2
1937 ²⁾	687.147	620.845	82,0	56.387	55.933	127,3

Za pośrednictwem Syndykatu Polskich Hut Żelaznych huty żelazne otrzymały w grudniu r. ub. zamówienia na wyroby żelazne w ilości 74.424 t, czyli o 48.852 t (o 191,04%) więcej niż w poprzednim miesiącu.

Podział zamówień podług grup odbiorców ilustruje poniższa tabela.

Tabela 4.

O d b i o r c y	Listopad 1937 r.		Grudzień 1937 r.	
	tony	%	tony	%
1. Handel hurtowny	8.867	34,68	10.488	14,09
2. Przemysł	7.332	28,67	9.095	12,22
3. Uczestnicy Syndykatu	428	1,67	567	0,76
4. Zakłady Południowe	1.348	5,27	1.346	1,81
5. Różni	14	0,06	327	0,44
<i>Razem zamówienia prywatne i samorz.</i>	<i>17.989</i>	<i>70,35</i>	<i>21.823</i>	<i>29,32</i>
6. Franc.-Pol. Tow. Kol.	20	0,08	—	—
7. Rząd	7.563	29,57	52.601	70,68
Ogółem (1-7)	25.572	100,00	74.424	100,00

Jak z powyższych danych wynika, większa część zleceń, otrzymanych w grudniu r. ub., tj. 52.601 t, przypadała na zamówienia rządowe, pozostała zaś ilość, tj. 21.823 t, na zamówienia prywatne.

Na uwagę zasługuje fakt zwiększenia się, w porównaniu z listopadem r. ub., zleceń składowych handlu (o 1.621 t), jak również przemysłu (o 1.763 t), wówczas gdy w okresie zimowych miesięcy w latach poprzednich, następowało zazwyczaj kurczenie się obrotów.

Z poszczególnych działów przemysłu żelazo-przerobczego zwiększyły swe zamówienia głównie właściwy przemysł metalowy (o 596 t) oraz fabryki śrub i nitów (o 217 t);

poza tym nieznacznie wzrosły obstalunki ocynkowni blach; poważniej spadły natomiast zamówienia fabryk drutu i gwoździ (o 827 t).

Ponadto na podkreślenie zasługuje dosyć znaczny wzrost zamówień górnictwa, mianowicie do 497 t.

Zlecenia przemysłu budowlanego utrzymały się na poziomie poprzedniego miesiąca.

Z ogólnej ilości zamówień Rządu (52.601 t) na Ministerstwo Komunikacji przypadało 52.278 t.

Podział zamówień według materiałów obrazuje tabela 5.

Tabela 5.

Wyszczególnienie	Listopad 1937 r.		Grudzień 1937 r.	
	tony	%	tony	%
1. Żelazo prętowe	9.805	38,34	10.979	14,75
2. „ uniwersalne	209	0,82	1.134	1,52
3. Kształtowniki	2.241	8,77	2.557	3,44
4. Żelazo na drut	2.942	11,51	1.560	2,10
5. Blacha cienka	3.858	15,09	2.835	3,81
6. „ gruba	2.512	9,82	2.427	3,26
7. Szyny kolejowe	492	1,92	46.449	62,41
8. Drobny mat. naw. kol.	39	0,15	6.182	8,31
<i>Razem (1-8)</i>	<i>22.098</i>	<i>86,42</i>	<i>74.123</i>	<i>99,60</i>
9. Zestawy kołowe	3.085	12,06	277	0,37
10. Wyroby kute	112	0,44	47	0,06
<i>Razem (9-10)</i>	<i>3.197</i>	<i>12,50</i>	<i>324</i>	<i>0,43</i>
11. Półwyrób	277	1,08	—	—
Ogółem (1-11)	25.572	100,00	74.424	100,00

Z przytoczonych powyżej danych wynika, że w grudniu r. ub. w porównaniu z listopadem r. ub. najwięcej wzrosły zamówienia na szyny kolejowe (o 45.957 t); poza tym zwiększyły się zamówienia na drobny materiał nawierzchni kolejowej (o 6.143 t), żelazo prętowe (o 1.174 t), żelazo uniwersalne (o 925 t) i na kształtowniki (o 316 t); zmniejszyły się natomiast zamówienia na zestawy kołowe (o 2.808 t), żelazo na drut (o 1.382 t), blachę cienką (o 1.023 t), półwyrób (o 300 t), blachę grubą (o 85 t) oraz na wyroby kute (o 65 t).

W ciągu całego roku 1937 huty żelazne otrzymały za pośrednictwem Syndykatu Polskich Hut Żelaznych zamówienia krajowe w ilości 544.883 t, czyli o 175.847 t (o 47,65%) więcej niż w roku 1936. Z ilości tej przypadało na zamówienia rządowe 116.275 t, czyli o 10.790 t (o 10,23%) więcej, a na zamówienia prywatne 426.522 t, czyli o 165.233 t (o 63,24%) więcej, oraz na zamówienia samorządowe 2.086 t, czyli o 176 t (o 7,78%) mniej. Z zamówień prywatnych przypadało w roku 1937 na zamówienia handlu 234.032 t, czyli o 85.955 t (o 58,05%) więcej, na zamówienia zaś przemysłu (bez zamówień uczestników Syndykatu) 169.282 t, czyli o 59.685 t (o 54,46%) więcej.

WYWÓZ ZA GRANICĘ

Wywóz wyrobów walcowniczych³⁾ w grudniu r. ub. wynosił 17.911 t wobec 12.575 t¹⁾ w listopadzie r. ub. czyli o 5.336 t (o 42,43%) więcej, wywóz zaś rur — 2.812 t, czyli o 153 (o 15,16%) mniej.

Tabela 6 przedstawia wywóz⁵⁾ wyrobów walcowniczych i dalszej obróbki w listopadzie i w grudniu r. ub. według wyrobów.

W grudniu r. ub. w porównaniu z listopadem r. ub. zwiększył się wywóz żelaza handlowego i kształtowego (o 1.645 t), szyn normalnotorowych (o 1.245 t), dźwigarów (o 943 t), żelaza na drut (o 567 t), blachy o grubości poniżej 5—1 mm (o 437 t), blachy o grubości poniżej 1 mm (o 326 t), blachy o grubości 5 mm i wyżej (o 240 t) oraz innych wyrobów walcowniczych (o 285 t); zmniejszył się

Tabela 6.

Wyszczególnienie	L i s t o p a d ¹⁾ 1937 r.		G r u d z i e Ń ²⁾ 1937 r.	
	tony	%	tony	%
I. Wyroby walcowniane				
Szyny kolejowe normalnotorowe	3.632	28,88	4.877	27,23
„ tramwajowe	—	—	—	—
„ wąskotorowe	—	—	—	—
Drobny mat. naw. kolejowej	516	4,10	183	1,02
Belki i korytka	484	3,85	1.427	7,97
Żelazo handl. i fasonowe	4.443	35,33	6.088	33,99
„ na drut	1.009	8,02	1.576	8,80
Blacha o grub. 5 mm i wyż.	847	6,74	1.087	6,07
„ poniż. 5-1 mm	420	3,34	857	4,77
„ poniż. 1 mm	891	7,09	1.217	6,79
Stal spec. we wszelk. wyrobach	251	2,00	232	1,30
Inne wyroby walcowniane	82	0,65	367	2,05
<i>R a z e m</i>	<i>12.575</i>	<i>100,00</i>	<i>17.911</i>	<i>100,00</i>
II. Wyroby dalszej obróbki				
Osie kol., koła, obręcze, zest. kołowe	222	6,31	150	.
Inne wyroby kute i prasowane	103	2,93	57	.
Wyroby walc. i ciagn. na zimno	58	1,65	.	.
Rury żel. i stal. oraz ich części:				
„ spawane	635	18,05	795	.
„ wyciągane	2.330	66,23	2.017	.
Razem rury i ich części	2.965	84,28	2.812	.
Konstrukcje żelazne	—	—	—	—
Inne wyr. dalszej obróbki	170	4,83	.	.
<i>R a z e m</i>	<i>3.518</i>	<i>100,00</i>	<i>.</i>	<i>100,00</i>

Tabela 7.

Rok	Wyroby walcowniane		R u r y	
	tony	% w sto- sunku do 1928 r.	tony	% w sto- sunku do 1928 r.
1928	96.917	100,0	62.360	100,0
1929	131.058	135,2	69.515	111,5
1930	339.617	350,4	56.972	91,4
1931	326.921	337,3	42.927	68,8
1932	117.433	121,2	23.793	38,2
1933	226.496	233,7	29.344	47,1
1934	186.884	192,8	34.919	54,6
1935	181.453	187,2	32.962	52,9
1936	196.309	202,6	27.465	44,0
1937 ²⁾	201.890	208,3	29.593	47,5

natomiast wywóz drobnego materiału nawierzchni kolejowej (o 333 t) i stali specjalnej (o 19 t).

W porównaniu z grudniem 1936 roku wywóz wyrobów walcownianych w grudniu r. ub. był mniejszy o 3.935 t (o 18,09%), a wywóz rur — o 806 t (o 22,28%).

W ciągu całego roku 1937 wywóz wyrobów walcownianych w obrocie zwykłym wynosił 201.890 t, czyli o 5.581 t (o 2,84%) więcej niż w roku 1936, a wywóz rur — 29.593 t, czyli o 2.128 t (o 7,75%) więcej.

Kształtowanie się wywozu (w obrocie zwykłym) wyrobów walcownianych i rur w latach 1928/1937 ilustruje tabela 7.

STAN ZATRUDNIENIA ⁴⁾

W końcu grudnia r. ub. zatrudnionych było w hutach żelaznych ogółem 43.453 robotników, czyli o 239 osób mniej niż w końcu listopada r. ub. Z powyższej liczby przypadało na huty województwa śląskiego 25.981 robotników (o 51 mniej), a na huty województwa kieleckiego ⁵⁾ — 17.472 osoby (o 188 mniej).

W porównaniu z końcem grudnia 1936 roku ogólna liczba robotników w hutach żelaznych w końcu grudnia 1937 roku była większa o 6.955 osób (o 19,06%), a w porównaniu z końcem grudnia 1935 roku o 10.795 osób (o 33,05%).

¹⁾ Liczby poprawione. ²⁾ Liczby tymczasowe. ³⁾ W obrocie zwykłym. ⁴⁾ Bez S. A. „Ferrum“. ⁵⁾ Huta „Kraków“ unieruchomiona.

POLSKI RYNEK ŻELAZA W ROKU 1937

Napisał

JANUSZ IGNASZEWSKI

Rok 1937 zapisał się w historii rozwoju polskiego hutnictwa żelaznego, jako okres wzmocnionej, nader intensywnej pracy nad rozbudową aparatu wytwórczego, rozszerzeniem zasięgu zbytu na rynku wewnętrznym, wzmocnieniem aktywności w zakresie ekspansji wywozowej oraz skoordynowaniem wysiłków nad przebudową struktury organizacyjnej, technicznej i handlowej.

Rozpatrując przebieg prac i osiągnięć na poszczególnych odcinkach, wypada przede wszystkim zająć się zagadnieniem przebudowy zrębów organizacyjnych, na których opiera się obecnie polskie hutnictwo żelazne. W tej dziedzinie zarówno Rząd, jak sfery hutnicze nie szczędziły w roku minionym wysiłków, ażeby przez przeprowadzenie dokładnej analizy obecnego stanu rzeczy ocenić obiektywnie sytuację i potrzeby hutnictwa żelaznego i na rzeczowych przesłankach opracować wytyczne przyszłej organizacji hutnictwa.

O wybitnym zainteresowaniu Rządu tymi zagadnieniami świadczy m. i., że w krótkim stosunkowo czasie stanowiły one przedmiot badań specjalnie w tym celu powołanych czynników, a mianowicie:

- 1) Podkomisji Surowców Hutniczych, pod przewodnictwem dyrektora Departamentu Górniczo-Hutniczego Ministerstwa Przemysłu i Handlu dra Czesława Pechego, utworzonej w grudniu 1936 r.
- 2) Komisji Kontroli Cen pod przewodnictwem podsekretarza stanu Wincentego Jastrzębskiego, utworzonej na zasadzie uchwały Rady Ministrów z dnia 7 kwietnia 1937 r.
- 3) Komisji Hutniczej pod przewodnictwem min. Józefa Kozuchowskiego, powołanej do życia przez Ministra Przemysłu i Handlu w maju 1937 r.

O ile prace Podkomisji Surowców Hutniczych i Komisji Kontroli Cen objęły tylko pewne fragmenty problemu, o tyle Komisji Hutniczej powierzone zostało ogromnie rozległe zadanie zbadania całokształtu czynników i warunków, składających się na współczesną rzeczywistość hutnictwa żelaznego w Polsce i wysnucia na tej podstawie wniosków, które by mogły posłużyć do opracowania na szeroką skalę programu racjonalnej rozbudowy tej podstawowej gałęzi przemysłu.

Niezwykle trafny wybór przewodniczącego Komisji, który powierzonej mu funkcji poświęcił wiele osobistego wysiłku przy równoczesnym pozyskaniu do współpracy liczego grona wytrawnych fachowców ze sfer oficjalnych i hutniczych oraz szybkie tempo prac podkomisji: inwestycyjnej pod przewodnictwem min. Cz. Klarnera i handlowej pod przewodnictwem dyr. M. Drozdowskiego, złożyły się na stworzenie w rekordowo szybkim czasie dzieła o zasadniczym znaczeniu dla wytyczenia przyszłych poczynąń i dróg rozwojowych hutnictwa.

Wszechstronne i głębokie ujęcie całokształtu zagadnienia z zachowaniem nieodzownej ostrożności w formułowaniu wniosków sprawiły, iż wyniki prac Komisji Hutniczej pod wielu względami przewyższają znacznie rezultaty badań Komisji Ankietowej, opublikowane w r. 1928. Na zasadzie wiadomości, jakie w tym względzie zostały dotychczas udostępnione opinii publicznej można stwierdzić, iż żadna z gałęzi polskiego przemysłu nie została poddana tak gruntownej analizie, jak hutnictwo żelazne. Nader charakterystyczne jest również, że wnioski wysnute przez Komisję Hutniczą nie poszły bezkrytycznie za wzorami polityki gospodarczej państw totalnych, lecz stworzona została własna koncepcja, w istocie swej najbardziej zbliżona do wzorów angielskich¹⁾. Wskazuje na to przytoczony poniżej wyjątek z oficjalnego oświadczenia, jakie złożył w dniu 27 stycznia 1938 r. w Komisji Budżetowej Sejmu Min. A. Roman:

„Sprawa w tej chwili znajduje się w stadium realizacji, mianowicie w stadium ustalania statutu przyszłej naczelnej organizacji hutnictwa, której struktura oparta ma być na koncepcji samorządu branżowego przy racjonalnym i celowym nadzorze czynnika rządowego. W organizacji tej wszystkie siły twórcze, istniejące w przemyśle hutniczym, znajdą pole do ujawnienia swej inicjatywy, a Państwo będzie miało pewność, że rozwój przemysłu hutniczego pójdzie po linii

¹⁾ Porównaj „Hutnik” r. 1937, zeszyt 9, str. 473, J. Ignaszewski: „Przemiany strukturalne w hutnictwie żelaznym”.

naszych najżywniejszych interesów. Mam głębokie przeświadczenie, że projektowana organizacja przemysłu hutniczego będzie mogła zadość uczynić potrzebom zarówno tego przemysłu, jak i gospodarstwa narodowego. Idzie tylko o to, aby członkowie przyszłej organizacji hutniczej rozwinęli odpowiednio swoją działalność. Sama organizacja nie stworzy jednak, oczywiście, środków materialnych na potrzebne inwestycje dla warsztatu hutniczego i w dziedzinie górnictwa rudnego. Środki te muszą być racjonalnie wygospodarowane“.

Jeszcze w trakcie trwania prac Komisji Hutniczej, bo w dniu 2 lipca 1937 r. zagadnienia hutnicze były omawiane na posiedzeniu Rady Ministrów, odbytej pod przewodnictwem premiera F. Sławoj-Składkowskiego. Rada, po wysłuchaniu referatu min. A. Romana o sytuacji hutnictwa żelaznego — „biorąc pod uwagę, że jedną z naczelných wytycznych Rządu jest podniesienie potencjału obronności Państwa, że stan obecny przemysłu hutniczego, jako najbardziej z obroną związanego wymaga, obok zasadniczych reform kapitałowych, techniczno-produkcyjnych i organizacyjno-handlowych, również szeregu n a t y c h m i a s t o w y c h p o s u n i ę ć — upoważniła ministra przemysłu i handlu do uchYLENIA rozporządzenia z dnia 4 grudnia 1935 r. o uregulowaniu cen wytworów hutniczych na rynku krajowym (Dz. Ust. R. P. nr 89 poz. 565)“. W dniu 12 lipca 1937 r. nastąpiło w myśl wspomnianego rozporządzenia p r z y w r ó c e n i e cen żelaza na rynku wewnętrznym do poziomu, obowiązującego przed dekretem z grudnia 1935 r.

Sfery hutnicze — niezależnie od wydatnego współudziału w pracach, przeprowadzanych pod egidą czynników oficjalnych — korzystając z pomyślniejszej sytuacji, pozwalającej na realizowanie zamierzeń, które w okresie kryzysu musiały być odsuwane na dalszą metę z uwagi na brak środków finansowych, dążyły do praktycznego rozwiązywania najbardziej żywotnych zagadnień, jak: dostosowanie gospodarki tworzywami krajowymi do potrzeb bieżących, rozbudowa zakładów i powiększanie ich zdolności wytwórczej oraz racjonalizacja produkcji i zbytu.

Troska o zaopatrzenie hutnictwa w tworzywa, głównie zaś w r u d y ż e l a z n e znalazła w r. 1937 wyraz w szczególnie silnym natężeniu prac poszukiwawczych i eksploatacyjnych. Wprawdzie ziemie

polskie wyposażone są przez naturę dość szczerze w pokłady rudy żelaznej, jednakże, według dotychczasowego stanu badań geologicznych, rudy te należą do niskoprocentowych, przy czym sposób ich zalegania nastręcza poważne trudności w stosowaniu nowoczesnych metod wydobywczych. Posługiwanie się zatem rudami krajowymi podraża znacznie koszty procesu wielkopiecowego, zwłaszcza że istniejące urządzenia nie są przystosowane do wytopu surówki wyłącznie z rud niskoprocentowych, dostosowanie zaś aparatu produkcyjnego do tych rud połączone jest z ogromnym n a k ł a d e m k a p i t a ł u, jak o tym świadczą przykłady zagraniczne (niemieckie zakłady Hermann Goering). Pomijając jednakże te względy stwierdzić należy, iż kwestia wyłącznego stosowania rud krajowych w hutnictwie żelaznym zależy w Polsce przede wszystkim od tego, czy i l o ś ć p o s i a d a n y c h z a s o b ó w rudnych przemawia za przedstawieniem procesu wielkopiecowego wyłącznie na rudy krajowe. „Gazeta Polska“ reprezentuje np. stanowisko, iż: „źródłowe badania Komisji Hutniczej, dotyczące tworzyw dla przemysłu hutniczego, wysunęły i podkreśliły z całym możliwym naciskiem dezcyderat naukowego, geologicznego przestudiowania sprawy polskich złóż rudy żelaznej. Komisja Hutnicza słusznie postawiła zagadnienie sanacji przemysłu hutniczego w ten sposób, że uzależniła snucie jakichkolwiek planów na ten temat od kompetentnego oświadczenia się w tym względzie P a ń s t w o w e g o I n s t y t u t u G e o l o g i c z n e g o. Dlatego, w zestawieniu z tym autorytatywnym i poważnym stanowiskiem, jakie zajęła odnośnie do zagadnienia rud krajowych Komisja Hutnicza — wydaje się być nieco przedczesnym i ryzykownym wyciąganie daleko idących wniosków z ostatnich „odkryć rud“, wniosków — tak bardzo reklamowanych“²⁾.

Miarodajne czynniki hutnicze zajmowały w stosunku do problemu zwiększenia zużycia rud krajowych postawę aktywną, nacechowaną równocześnie realizmem w rozwiązywaniu tego zagadnienia. Na Pierwszy Polski Kongres Inżynierów odbyty w dn. 12 — 14 września 1937 r. zgłoszony został obszerny referat o kopalnictwie rud żelaznych w Polsce, w którym po wielostronnym i na obfitym materiale cyfrowym opartym rozpatrzeniu problemu, wysunięty został m. i. następujący wniosek: „Stwierdzone i prawdopodobne zasoby rudy żelaznej w Polsce wynoszą około 60

²⁾ Gazeta Polska z 16. II. 1938 r. artykuł pt. „Prace nad reorganizacją hutnictwa“.

mil. ton lub 18 mil. ton żelaza metalicznego. Przy rocznym zużyciu w ilości 1.300.000 t zasoby te wystarczą na lat niespełna 40; okres czasu niewielki. Wobec tego należy uznać za rzecz ważną z punktu widzenia najistotniejszych interesów państwowych, by gospodarka tymi skromnymi zasobami prowadzona była oględnie i by dla chwilowych korzyści nie pozbywano się lub nie marnowano rud uboższych, które dziś być może nie nadają się dla korzystnego przerobu, jednak w chwili nadzwyczajnej potrzeby mogą być bardzo przydatne dla własnej produkcji hutniczej. Z tytułu swych szczupłych zasobów rudy Polska nie może i nie powinna dążyć do pokrywania zapotrzebowań hutnictwa wyłącznie rudami krajowego pochodzenia. Sytuacja ta może naturalnie ulec zmianie w razie odkrycia nowych złóż zasobnych w dobre gatunki rudy żelaznej“.

Hutnictwo polskie ocenia w pełni doniosłe znaczenie badań geologicznych. Z tego też względu, niezależnie od prac, przeprowadzanych przez Państwowy Instytut Geologiczny, którego gruntowna reorganizacja jest w toku, huty żelazne prowadzą od szeregu lat roboty poszukiwawcze, łącząc na ten cel milionowe kwoty.

Niemniej intensywną działalność rozwinęło hutnictwo w zakresie wzmocnienia zdolności wytwórczej zakładów drogą rozbudowy istniejących urządzeń oraz realizowania nowych inwestycji o kapitalnym znaczeniu. Przede wszystkim zasługuje w tym względzie na wymienienie budowa zakładów hutniczych w Centralnym Okręgu Przemysłowym pod nazwą Zakładów Południowych w Nisku.

Wzrost zapotrzebowania na surówkę pociągnął za sobą konieczność rozbudowy wielkopiecownictwa. W tej dziedzinie zasługuje na uwagę uruchomienie w ciągu minionego roku trzech wielkich pieców, z których dwa a mianowicie: we Wspólnocie Interesów i Hucie Pokój są piecami nowymi, trzeci zaś, w Zawierciu — przez szereg lat nieczynny — uruchomiony został po gruntownym remoncie przez Hutę Bankową i Towarzystwo Sosnowieckich Fabryk Rur i Żelaza.

Omawiając problem inwestycji hutniczych, nie można pominąć milczeniem prac nad racjonalizacją produkcji, ściśle związanych z zagadnieniem planowej rozbudowy hutnictwa. W tym zakresie, obok ożywionej działalności Komitetu Przygotowawczego, zasługuje na uwagę wznowienie w 1937 r. przez Syndykat

Polskich Hut Żelaznych prac nad statystyką wymiarów, stanowiącą podstawę do racjonalizacji programu wytwórczego poszczególnych zakładów hutniczych.

II.

Światowa wytwórczość surówki, która w r. 1936 wynosiła 91,2 mil. ton, w r. 1937 osiągnęła 104,6 mil. ton, to znaczy wzrosła o 14,7%. Stali surowej wytopiono w r. 1937 — 136,1 milionów ton wobec 124,1 milionów ton w roku 1936, czyli, o 9,7% więcej. W porównaniu z rokiem 1929, uważanym do niedawna za okres najpomyślniejszej koniunktury, wytwórczość światowa surówki zwiększyła się w r. 1937 o 5,8 mil. ton, a wytwórczość stali surowej o 14,2 mil. ton. Ogólnie biorąc, pomyślna sytuacja w hutnictwie żelaznym utrzymała się w większości państw do końca r. 1937, jakkolwiek w drugim półroczu nie brakowało oznak, świadczących, iż rozwój koniunktury ulega załamywaniu. Zjawisko to wystąpiło najdobitniej w Stanach Zjednoczonych, których hutnictwo po osiągnięciu w lecie 1937 r. najwyższej przeciętnej wytwórczości miesięcznej stali surowej (ponad 5 mil. ton), w jesieni tegoż roku weszło w fazę nowego kryzysu, które wyraziło się w katastrofalnym zmniejszeniu zatrudnienia hut z 90 na 30% ich zdolności wytwórczej.

Procentowo biorąc, polska wytwórczość hutnicza wykazała znaczniejszy wzrost, aniżeli światowa.

O wybitnej poprawie sytuacji Polski w 1937 r. — na tle której wytwórczość i zbył polskiego hutnictwa wykazały wyraźny zwrot ku lepszemu — świadczą następujące, znamienne dla całokształtu przebiegu procesów gospodarczych, przejawy:

- a) wytwórczość przemysłowa, głównie w dziedzinie dóbr inwestycyjnych oraz urobek górnictwa wykazały znaczny wzrost,
- b) rynek pracy ujawnił wydatne podniesienie się stanu zatrudnienia i zwykłą tendencję płać,
- c) wymiana dóbr ożywiła się, w związku z czym nastąpił wzrost transportów lądowych i morskich (Gdynia i Gdańsk) oraz obrotów handlu wewnętrznego i zagranicznego,
- d) ceny w odniesieniu do artykułów przemysłowych wykazały stabilizację, w odniesieniu zaś do płodów rolnych — tendencję zwykłą,

- e) rynek pieniężny i kapitałowy charakteryzowały: wzrost rezerw kruszcowych oraz zapasu walut i dewiz w instytucji emisyjnej, obiegu pieniężnego, obrotów bezgotówkowych, wkładów i oszczędności, kursów akcji i papierów wartościowych, wypłacalności, a wreszcie obniżka oprocentowania wkładów oraz stopy dyskontowej w bankach prywatnych i państwowych,
- f) opłacalność procesów gospodarczych znacznie się wzmogła, wpływając korzystnie na zwiększenie zdolności nabywczej szerokich warstw ludności,
- g) gospodarka państwowa w wyniku wymienionych znamion poprawy koniunkturalnej osiągnęła pomyślniejsze rezultaty, które wyraziły się wzrostem dochodów budżetowych oraz ich nadwyżki nad wydatkami,
- h) inwestycje publiczne i prywatne znacznie się wzmogły.

Przechodząc do liczbowej charakterystyki polskiej wytwórczości hutniczej stwierdzić przede wszystkim wypada, iż osiągnęła ona w roku minionym w stosunku do roku 1936 znacznie wyższy poziom, a mianowicie:

	r. 1937 t	r. 1936 t	wzrost o	
			t	%
wielkie piece	724 296	584 381	139 915	23,94
stalownie	1 448 169	1 140 525	307 644	26,97
walcownie	1 045 146	825 650	219 496	26,58
rurarnie	87 435	57 864	29 571	51,10

Na wysyłki eksportowe przypadało:

	r. 1937 t	r. 1936 t	wzrost o	
			t	%
wyroby zsyndykowane	204 971	197 142	7 829	3,97
wyroby dalszej obróbki (niezsyndykowane)	9 318	4 345	4 973	114,45
Rury	35 605	28 897	6 708	23,21
Żelazo mangan	12 478	8 130	4 348	53,48
Razem	262 372	238 514	23 858	10,00

Na zbyty w kraju przypadało:

	r. 1937 t	r. 1936 t	wzrost o	
			t	%
surówki	221 266	159 074	62 192	39,10
wytworów walc.	687 538	517 382	170 156	32,89
rur (ciągn. i spaw.)	56 347	30 934	25 413	82,15

Z ogólnej ilości zbytu materiałów walcowniarnych na rynku wewnętrznym wytwory, podlegające sprzedaży przez Syndykat Polskich Hut Żelaznych, określały się liczbami:

w r. 1937 — 544 883 t
w r. 1936 — 369 036 „

a zatem w tej dziedzinie osiągnięto w roku ubie-

głym w zestawieniu z r. 1936 wyniki korzystniejsze o 175 847 t, tzn. o 47,65%.

Napływ zamówień na poszczególne materiały zsyndykowane przedstawiał się następująco:

W y t w ó r	r. 1937 t	r. 1936 t
Półwyroby	3.091	1.720
Żelazo prętowe	174.221	114.111
Żelazo bednarskie	8.879	5.378
Żelazo betonowe	26.233	17.607
Żelazo kształtowe	59.941	30.920
Żelazo uniwersalne	5.750	1.621
Drut walcowany	70.060	58.149
Blachy cienkie poniżej 1 mm	17.159	17.197
Blachy cienkie od 1—3 mm	11.548	6.221
Blachy średnie 3—5 mm	8.861	3.796
Blachy cienkie wytrawiane	7.307	6.337
Blachy cienkie wybrakowane	5.407	2.677
Blachy grube	27.804	10.127
Szyny do 115 mm wraz z akcesoriami	5.952	1.178
Szyny o wys. powyżej 115 mm	79.966	62.453
Łubki, podkładki i łapki	20.575	19.371
Zestawy do kół i ich części	11.556	9.931
Sztuki kute	573	242

W zmożenie się zapotrzebowania wystąpiło zatem w wymienionych grupach:

	wzrost o	
	t	%
Żelazo prętowe	60.110	52,68
Żelazo kształtowe	29.021	93,86
Blachy grube	17.677	174,55
Szyny o wys. powyżej 115 mm	17.513	28,04
Drut walcowany	11.911	20,48
Żelazo betonowe	8.626	48,99
Blachy cienkie 1—3 mm	5.327	85,63
Blachy średnie 3—5 mm	5.065	133,43
Szyny do 115 mm wraz z akcesoriami	4.774	405,26
Żelazo uniwersalne	4.129	254,72
Żelazo bednarskie	3.501	65,10
Blachy cienkie wybrakowane	2.730	101,98
Zestawy do kół i ich części	1.625	16,36
Półwyroby	1.371	79,71
Łubki, podkładki i łapki	1.204	6,22
Blachy cienkie wytrawiane	970	15,31
Sztuki kute	331	136,78

Pewien znikomy zresztą spadek zbytu zaznaczył się jedynie w grupie blach cienkich poniżej 1 mm, której zamówienia zmniejszyły się o 38 t, czyli 0,22%.

W stosunku do teoretycznych kwot udziałowych (obowiązujących do 1 lipca 1937 r.), ogólna ilość zleceń, uzyskanych w r. 1937 stanowiła 82%, wobec 56% w r. 1936.

W kształtowaniu się napływu zleceń z punktu widzenia grup klienteli prywatnej wystąpiły w stosunku do r. 1936 nader pomyślne odchylenia.

Zamówienia, udzielone Syndykatom przez handel, wykazały wzrost o 106.565 t, czyli o 62,58%, przy czym zamówienia składowe

zwiększyły się o 85.955 t, czyli o 58,05%, a transytowe zaś o 20.610 t, czyli o 92,78%.

O znacznej poprawie sytuacji finansowej handlu żelazem świadczy m. in. wzmianka, zawarta w sprawozdaniu Banku Polskiego, złożonym walnemu zebraniu akcjonariuszy w dniu 18 lutego 1938 r., a stwierdzająca, iż: „zmniejszenie się kwoty weksli z podaży firm handlowych spowodowane zostało tym, że niektóre większe przedsiębiorstwa handlu żelazem i węglem wykorzystywały kredyty w słabym stopniu. Fakt ten pozostaje w związku ze wzrostem płynnych środków wspomnianych przedsiębiorstw, wskutek znacznego ożywienia obrotów w tych dziedzinach handlu“.

Zlecenia przeznaczone dla przemysłu wykazały w roku ubiegłym wzrost w stosunku do roku 1936 o 52%. Warto podkreślić, że zapotrzebowanie górnictwa, które w r. 1936 wynosiło 1.883 t, wzrosło w roku ubiegłym o 4.701 t, osiągając tym samym poziom, nie notowany w żadnym z minionych lat ubiegłego 6-lecia, odbiegający jednakowoż jeszcze bardzo znacznie od najpomyślniejszego okresu, jakim był w tym względzie rok 1929, w którym zapotrzebowanie górnictwa doszło do 16.517 t.

Rozpatrując zmiany, jakie zaszły w napływie zamówień, przeznaczonych dla poszczególnych gałęzi przemysłu, stwierdzić należy, że w wymienionych poniżej grupach nastąpił wzrost zapotrzebowania, który wyraził się ilościowo, jak następuje:

fabryki budowy parowozów i wagonów	15.453 t
przemysł budowlany	7.961 t
odlewnie, fabr. maszyn, kotłów i konstr. żel.	7.954 t
fabryki drutu i gwoździ	6.579 t
fabryki śrub	3.903 t
stocznie	2.470 t
inne zakłady przemysłu metalowego	2.232 t
fabryki budowy mostów	2.165 t
fabryki maszyn i narzędzi rolniczych	1.145 t
fabryki wyrobów blaszanych	1.015 t
fabryki obrabiarek	708 t
zakłady ślusarskie i mechaniczne	656 t
zakłady urządzeń kolejowych	397 t
przemysł drzewny	272 t
huty cynkowe	250 t
prywatne przedsiębiorstwa komunikacji	196 t
fabryki łańcuchów	118 t
cukrownie	97 t
fabryki wag	96 t
fabryki kas ogniotrwałych	74 t
fabryki samochodów, samolotów i rowerów	60 t
fabryki maszyn i przyborów elektrycznych	54 t
pozostałe gałęzie przemysłu	992 t

s p a d e k zaś wykazały:

ocynkownie blach	2.416 t
fabryki mebli żelaznych	141 t

Wypada nadmienić, że o ile chodzi o wzrost zamówień, przeznaczonych dla przemysłu, to dane powyższe nie są zupełnie wyczerpujące, gdyż pewna część odbiorców tej grupy, podobnie jak w latach poprzednich, pokrywała swe zapotrzebowanie w składach hurtowych, co rzecz jasna wymyka się z ewidencji statystycznej Syndykatu.

Niezwykle znamiennej ewolucji sytuacji obserwować było można w ciągu r. 1937 w odniesieniu do zamówień druciarni i gwoździarni. Mimo rozwiązania z dniem 1 maja 1937 r. kartelu drutu i gwoździ, które pociągnęło za sobą początkowo bardzo poważne anulacje zamówień na walcówkę i chaos na rynku w miesiącach, przypadających na pełnię sezonu, ogólna pomyślna koniunktura zdołała wziąć górę nad ujemnymi skutkami rozwiązania kartelu. Znacznie gorzej przedstawiała się sytuacja w ocynkowniach blach, których wspólne biuro sprzedaży zostało rozwiązane z dniem 31. XII. 1935 r. Z poważniejszych gałęzi przemysłu jest to bowiem jedyna, która w r. 1937 wykazała katastrofalny wprost spadek zatrudnienia.

Zamówienia rządowe, na które w 88% składały się zlecenia Ministerstwa Komunikacji, zwiększyły się o 10.790 t. Ministerstwo Komunikacji zamówiło o 4.133 t więcej, niż w roku poprzednim (tj. o 4,2%), pozostałe zaś instytucje rządowe o 6.657 t (tj. o 94,76%).

Napływ zleceń, przeznaczonych dla samorządów, wykazał spadek o 179 t.

Zamówienia uczestników Syndykatu łącznie z Zakładami Południowymi, które w roku 1937 pojawiły się po raz pierwszy w statystyce zbytu, wykazały w zestawieniu z r. 1936 wzrost o 7.430 t.

Reasumując stwierdzić należy, że zlecenia głównych grup odbiorców Syndykatu ujawniły pomyślny rozwój, a mianowicie:

	1937 r. t	1936 r. t	wzrost t
handel	234.032	148.077	85.955
przemysł	166.588	109.597	56.991
samorządy i różni	3.066	2.273	793
Rząd	116.275	105.485	10.790
Francusko-Polskie			
Tow. Kolejowe	13.888	—	13.888
huty (łącznie z Zakł. Południowymi)	11.034	3.604	7.430

Zamówienia klienteli prywatnej, uzyskane przez Syndykat bezpośrednio, dzieliły się na poszczególne rejony, jak niżej:

Województwo	r. 1937 t	r. 1936 t	wzrost t	spadek t
Warszawskie	132.705	81.604	51.101	—
Kieleckie	79.064	54.739	24.325	—
Śląskie	75.157	43.150	32.007	—
Krakowskie	44.538	31.766	12.772	—
Lwowskie	22.529	17.852	4.677	—
Poznańskie	16.611	8.105	8.506	—
W. M. Gdańsk	15.360	9.842	5.518	—
Łódzkie	5.489	4.807	682	—
Lubelskie	3.458	1.906	1.552	—
Wileńskie	3.440	2.639	801	—
Pomorskie	1.522	1.595	—	73
Nowogrodzkie	1.495	1.563	—	68
Białostockie	1.330	627	703	—
Wołyńskie	31	2	29	—
Poleskie	18	20	—	2
Stanisławowskie	3	3	—	—
Tarnopolskie	—	—	—	—
Razem:	402.750	260.220	142.530	—

Uzupełnieniem przytoczonego zestawienia są zamieszczone poniżej dane, obrazujące rozgrupowanie zleceń przeznaczonych dla poszczególnych rejonów:

Województwo	r. 1937 t	r. 1936 t	wzrost t
Warszawskie	88.517	47.927	40.590
Kieleckie	71.936	53.588	18.348
Śląskie	55.991	30.223	25.768
Krakowskie	38.868	29.502	9.366
Poznańskie	27.201	15.311	11.890
Łódzkie	22.333	14.920	7.413
Lwowskie	20.650	13.018	7.632
W. M. Gdańsk	14.280	9.501	4.779
Lubelskie	10.830	7.948	2.882
Białostockie	9.649	6.022	3.627
Wołyńskie	7.050	4.873	2.177
Nowogrodzkie	6.080	4.805	1.275
Poleskie	6.027	3.646	2.381
Pomorskie	5.977	5.005	972
Stanisławowskie	5.605	4.680	925
Wileńskie	5.339	3.633	1.706
Tarnopolskie	5.270	3.083	2.187
Razem:	401.603	257.685	143.918

Pomiędzy ogólnym tonażem zleceń poszczególnych rejonów zbytu według pochodzenia zamówień a ich przeznaczeniem zachodziły różnice, które w r. 1936 określały się liczbą 2.535 t, w r. 1937 — 1.147 t. (Wyjaśnienie tych różnic, które są zjawiskiem stałym, zawarte jest w „Hutniku“ rocznik VII, zeszyt 1, strona 32).

Zlecenia pochodzące z poszczególnych dzielnic, jak to wynika z przytoczonych powyżej zestawień, przedstawiały się, jak następuje:

	r. 1937 t	r. 1936 t
Woj. Śląskie i Rej. Dąbrowski	148.713	93.256
Kongresówka (bez Rej. Dąbrowskiego)	148.490	93.578
Małopolska Zachodnia	44.588	31.766
Woj. Poznańskie, Pomorskie i Gdańsk	33.493	19.541
Małopolska Wschodnia	22.532	17.855
Kresy Wschodnie	4.984	4.224

Natomiast zlecenia, przeznaczone dla poszczególnych dzielnic, wykazują odmienny obraz:

	r. 1937 t	r. 1936 t
Kongresówka (bez Rej. Dąbrowskiego)	140.210	84.405
Woj. Śląskie i Rej. Dąbrowski	119.046	76.222
Woj. Poznańskie, Pomorskie i Gdańsk	47.458	29.818
Małopolska Zachodnia	38.868	29.502
Małopolska Wschodnia	31.525	20.781
Kresy Wschodnie	24.496	16.957

Analiza wyników, osiągniętych przez Syndykat w poszczególnych dzielnicach wskazuje, iż tak pod względem pochodzenia zamówień, jak również ich przeznaczenia, poprawa sytuacji przybrała charakter ogólny, albowiem we wszystkich dzielnicach kraju zarysowała się wyżka zleceń, a mianowicie:

	wg pochodzenia zamówień wzrost t	wg przeznaczenia zamówień wzrost t
Woj. Śląskie i Rej. Dąbrowski	55.457	42.824
Kongresówka (bez Rej. Dąbr.)	54.912	55.805
Woj. Poznańskie, Pomorskie i Gdańsk	13.952	17.640
Małopolska Zachodnia	12.822	9.366
Małopolska Wschodnia	4.677	10.744
Kresy Wschodnie	760	7.539

Procentowo biorąc, dynamika napływu zleceń wykazuje w odniesieniu do poszczególnych dzielnic niejednorodną tendencję zwyżkową:

	wg pochodzenia zamówień wzrost %	wg przeznaczenia zamówień wzrost %
Woj. Poznańskie, Pomorskie i Gdańsk	71,40	59,16
Woj. Śląskie i Rej. Dąbrowski	59,47	56,18
Kongresówka (bez Rej. Dąbr.)	58,68	66,12
Małopolska Zachodnia	40,36	31,75
Małopolska Wschodnia	26,19	51,70
Kresy Wschodnie	17,99	44,46

Wypada wreszcie wspomnieć, że zamówienia na eksport pośredni wzrosły w roku minionym w stosunku do r. 1936 o 64,13%.

III.

Jakkolwiek pod koniec r. 1937 w skali światowej zarysowywał się coraz wyraźniej zmierzch niezwykle pomyślnej koniunktury, obserwowanej jeszcze na początku tegoż roku, to jednak z powyższego faktu nie można wysnuwać wniosków, że pogorszenie się warunków polskiej produkcji hutniczej, będzie się ujawniało w r. 1938 w analogicznym stopniu, jak w innych państwach. Za słuszością tego twierdzenia przemawia fakt, że poprawa koniunktury w Polsce zaznaczyła

się w odniesieniu do produkcji dóbr inwestycyjnych o wiele później, aniżeli w innych krajach, objawy zaś kryzysu, które w Stanach Zjednoczonych wystąpiły z niezwykłą siłą już w jesieni 1929 r., dotarły do Polski ze znacznym opóźnieniem. Ponadto falowanie wahań koniunkturalnych jest w Polsce znacznie słabsze, niż w krajach bardziej uprzemysłowionych, a tempo tego falowania ma charakter łagodniejszy.

Nie wolno również zapominać, że ogólny przebieg koniunktury do r. 1929 miał w poszczególnych państwach analogiczne znamiona, wpływające z polityki liberalnej, jaka cechowała wówczas zarówno towarowe, jak i pieniężne obroty międzynarodowe.

Potęgowanie zarządzeń autarkicznych i postępująca reglamentacja tak w odniesieniu do wymiany dóbr, jak w dziedzinie pieniądza i kredytu sprawiają — łącznie z wzmaganiem się interwencyjnej polityki poszczególnych państw oraz działalności inwestycyjnej, noszącej specjalny charakter — że trudno już dziś mówić o koniunkturze w skali światowej, albowiem czynniki uboczne, związane z gospodarką kierowaną wypaczyły automatyzm procesów gospodarczych, komplikując niesłychanie sytuację w tej dziedzinie i zaciemniając ogólny obraz przebiegu cyklu koniunkturalnego w świecie. Na różnorodność kształtowania się przebiegu koniunktury w ramach poszczególnych państw wpływały ponadto w wybitnym stopniu wydarzenia na terenie Hiszpanii oraz zaburzenia na Dalekim Wschodzie.

WNIOSKI

- 1) Znaczące postępy, jakie poczyniło polskie hutnictwo żelazne w dziedzinach: przebudowy organizacyjnej, prac poszukiwawczych

i eksploatacji rud krajowych, wzmożenia zdolności wytwórczej oraz racjonalizacji programów produkcyjnych świadczą, iż wytężona praca hutnictwa w r. 1937 uwieńczona została szeregiem pozytywnych wyników.

- 2) Wyniki działalności polskiego hutnictwa w zakresie zbytu wykazały zwiększenie się napływu zleceń krajowych na materiały walcowniane o 32,89%, podczas gdy ekspansja wywozowa wzmogła się w tym względzie zaledwie o 3,97%, co m. in. wskazuje, iż — ogólnie biorąc — warunki na międzynarodowym rynku żelaza kształtowały się mniej pomyślnie, aniżeli wewnątrz kraju.
- 3) Zamówienia klienteli prywatnej zwiększyły się o 55,3%, podczas gdy zlecenia rządowe wzrosły tylko o 10,2%. Stosunkowo słaby napływ zamówień rządowych w dziale kolejnictwa i robót publicznych, zwłaszcza w zakresie, stanowiącym nieodzowne założenie planowego rozwoju motoryzacji kraju, nie był w stanie sprostać narastającemu na tych odcinkach potrzebom komunikacyjnym i obronnym Państwa.
- 4) Zakończone u schyłku r. 1937 prace Komisji Hutniczej — stanowiące obiektywne i głęboko przemyślane studium, w wyniku którego wytyczono polskiemu hutnictwu żelaznemu linie rozwojowe na przyszłość — dostarczyły czynnikom oficjalnym i sferom hutniczym niezwykle cennego materiału do dalszych poczynąń, mających na celu reorganizację i rozrost tej podstawowej gałęzi przemysłu zgodnie z najistotniejszymi potrzebami kraju.

STATYSTYKA

LICZBA CZYNNYCH PIECÓW HUTNICZYCH W POLSCE

(w końcu miesiąca)

Wyszczególnienie ¹⁾	Październik			Listopad			Grudzień			G r u d z i e ń					
	1937			1937			1937			1936			1935		
	a	b	c	a	b	c	a	b	c	a	b	c	a	b	c
Wielkie piece	6	9	15	4	9	15	6	10	16	4	7	11	2	6	8
Piece martinowskie	17	20	37	17	20	37	16	19	35	10	16	26	10	10	20
w tym piece do odlewów . .	—	1	1	—	1	1	—	1	1	—	1	1	—	1	1
Piece elektryczne	4	6	10	4	5	9	4	5	9	4	5	9	4	4	8

¹⁾ UWAGA: Liczby w rubryce a) dla okręgu kielecko-krakowskiego, w rubryce b) dla okręgu śląskiego, w rubryce c) dla całej Polski.

LICZBA PIECO-DNI BIEGU W HUTNICTWIE ŻELAZNYM W POLSCE W GRUDNIU R. 1937

Wyszczególnienie	Październik	Listopad	Grudzień	G r u d z i e ń		Styczeń - Grudzień	
	1 9 3 7			1936	1935	1936	1937
Wielkie piece	440	441	470	340	232	3.646	4.564
Piece martinowskie . .	951	966	907	659	444	7.834	10.214
w tym piece do odlewów	20	22	27	23	24	303	320
Piece elektryczne . . .	242	245	239	214	173	2.300	2.740

PRZECIĘTNA DZIENNA WYDAJNOŚĆ 1 WIELKIEGO PIECA W POLSCE

W GRUDNIU R. 1937

(w t o n a c h)

O k r ę g i	Październik	Listopad	Grudzień	G r u d z i e ń		Styczeń - Grudzień	
	1 9 3 7			1936	1935	1936	1937
Woj. kieleckie i krakowskie	131,0	139,1	139,8	136,4	148,4	131,5	135,4
Woj. śląskie	157,2	165,8	166,4	175,4	162,8	176,4	171,5
Ogółem Polska	146,5	155,0	155,9	161,2	159,0	160,3	158,7

PRZECIĘTNA DZIENNA WYDAJNOŚĆ 1 PIECA MARTINOWSKIEGO W POLSCE

W GRUDNIU R. 1937

(w t o n a c h)

O k r ę g i	Październik	Listopad	Grudzień	G r u d z i e ń		Styczeń - Grudzień	
	1 9 3 7			1936	1935	1936	1937
Woj. kieleckie i krakowskie	117,9	121,6	121,2	136,0	123,9	126,1	122,6
Woj. śląskie	162,2	150,0	155,8	147,7	165,1	160,4	155,5
Ogółem Polska	141,6	136,6	139,9	143,1	144,3	146,8	141,2

**WYTWÓRCZOŚĆ, WYSYLKA NA RYNEK KRAJOWY I WYWÓZ WYROBÓW HUTNICZYCH Z POLSKI
W GRUDNIU R. 1937**
(w tonach)

WYSZCZEGÓLNIENIE	Listopad 1937			Grudzień 1937			Przeciętna mies. 1936			Styczeń-Grudzień 1937		
	wytwór- czość	wysyłka na rynek krajowy	wywóz a)	wytwór- czość	wysyłka na rynek krajowy	wywóz a)	wytwór- czość	wysyłka na rynek krajowy	wywóz a)	wytwór- czość	wysyłka na rynek krajowy	wywóz a)
I. Wielkie piece												
Surówka odlewnicza	7.765	5.459	—	6.825	5.386	—	6.817	6.231	—	88.480	78.003	250
„ martinowska	52.166	8.296	—	57.892	11.727	—	36.475	5.469	—	536.070	114.806	1.000
„ inna	1.150	—	—	4.645	—	—	3.036	—	—	50.590	—	—
Stopy żelaza ¹⁾	7.302	2.530	934	3.867	1.634	308	2.370	1.556	677	49.156	28.457	11.227
Razem	68.383	16.285	934	73.229	18.747	308	48.698	13.256	677	724.296	221.266	12.477
Wytwórczość na 1 dzień roboczy	2.279	—	—	2.362	—	—	1.597	—	—	1.984	—	—
II. Stalownie												
Wlewki martinowskie i inne	132.690	25.255	—	125.964	23.639	—	94.207	17.427	—	1.434.318	279.400	—
Odlewy stalowe nieobrobione	1.320	487	—	1.353	512	—	837	412	—	13.851	6.552	—
Razem	134.010	25.742	—	127.317	24.151	—	95.044	17.839	—	1.448.169	285.952	—
Wytwórczość na 1 dzień roboczy	4.859	—	—	4.695	—	—	3.476	—	—	4.352	—	—
III. Walcownie												
Półwyrób	22.197	15.528	3.712	16.533	14.785	—	15.720	14.752	60	236.523	210.980	4.823
Dźwigary (belki i korytka)	6.999	5.138	1.187	3.557	2.176	1.657	7.126	3.933	2.653	98.601	65.544	24.025
Żelazo handlowe i kształtowe	30.676	21.286	4.443	28.527	22.231	6.086	21.712	14.134	7.060	324.176	235.739	66.490
„ na drut	11.534	9.381	1.009	9.495	7.515	1.576	9.040	7.504	1.450	122.692	107.839	14.380
Stal specj. we wszelkich wyrobach	1.744	734	251	2.140	1.013	227	1.058	562	106	22.607	12.223	2.540
Inne gatunki żelaza i stali walc.	11.956	6.512	429	9.991	4.968	554	7.828	4.048	937	127.377	69.774	10.468
Blachy żelazne i stalowe	15.074	7.434	3.146	15.788	11.757	3.979	13.868	7.267	4.064	196.835	113.344	46.989
Szyny	7.121	3.440	3.639	10.983	3.440	4.877	6.536	4.480	2.301	125.357	63.687	55.766
Inny mater. naw. kolejowej	822	201	516	1.678	757	183	1.636	1.187	275	27.501	19.388	3.932
Razem wyroby gotowe walcowni ²⁾	85.926	54.126	14.620	82.159	53.857	19.139	68.804	43.115	18.846	1.045.146	687.538	224.590
IV. Dział dalszej obróbki												
Osie kol., koła, obręcze, zest. do kół.	1.710	968	222	2.509	1.948	150	967	806	12	14.001	10.685	540
Inne wyroby kute i tłoczone	1.945	1.280	103	2.231	1.177	64	1.082	611	85	21.238	12.952	1.527
Wyroby walcow. i ciągn. na zimno	3.633	3.086	58	3.621	3.258	60	2.635	2.432	52	41.175	36.481	710
Rury stalowe:												
Spawane	1.861	949	635	1.507	741	795	1.615	825	821	25.325	12.899	11.222
Ciągnione	5.013	3.591	2.330	4.015	2.997	2.015	3.207	1.753	1.468	62.110	43.448	18.369
Razem rury i ich części	6.874	4.540	2.965	5.522	3.738	2.810	4.827	2.578	2.289	87.435	56.347	29.591
Konstrukcje	2.276	2.099	—	1.670	1.644	—	1.091	1.057	—	22.146	21.329	2
Inne wyroby	5.347	4.277	170	5.742	4.174	491	4.827	3.940	245	76.195	59.417	4.461
Razem wyroby dalszej obróbki	21.785	16.250	3.518	21.295	15.939	3.575	15.424	11.424	2.683	262.190	197.211	36.831

¹⁾ żelazomangan, żelazokrzem itp. ²⁾ tj. bez półwyrobu. ³⁾ Razem z obrotem uszlachetniającym. ⁴⁾ W tym 2.045 t w obrocie uszlachetniającym. ⁵⁾ W tym — t w obrocie uszlachetniającym. ⁶⁾ W tym 1.468 t w obrocie uszlachetniającym. ⁷⁾ W tym 6 t w obrocie uszlachetniającym.

OBRÓT WYROBÓW HUTNICZYCH W POLSCE

W GRUDNIU R. 1937

(w tonażach)

WYSZCZEGÓLNIENIE	Zapasy na 1 grudnia r. 1937	Wytwór- czość	Dowóz spoza zakładu		Zużycie własne zakładów	Zbyt w kraju i zagr.	Zapasy na 1 stycznia r. 1937
			kraj.	zagran.			
I. Wielkie piece							
Surówka odlewnicza	8.123	6.825	839	—	1.377	5.386	7.888
„ martinowska	13.312	57.892	11.834	—	48.113	11.727	22.520
„ inna	167	4.645	—	—	4.406	—	370
Stopy żelaza ¹⁾	7.243	3.867	1.652	613	5.186	1.942	6.427
Razem	28.845	73.229	14.325	613	59.082	19.055	37.205
II. Stalownie							
Wlewki martinowskie i inne	45.742	125.964	27.243	2.136	116.726	23.639	54.387
Odlewy stalowe nieobrobione	1.215	1.353	333	—	1.327	512	1.094
Razem	46.957	127.317	27.576	2.136	118.053	24.151	55.481
III. Walcownie							
Półwyrób	7.700	16.533	16.007	418	13.507	14.785	8.378
Dźwigary (belki i korytka)	13.025	3.557	119	—	1.349	3.833	10.606
Żelazo handlowe i kształtowe	27.107	28.527	740	—	2.359	28.317	24.558
Żelazo na drut	4.381	9.495	171	—	198	9.091	4.378
Stal specjalna we wszelkich wyrobach	4.331	2.140	2	—	587	1.240	4.719
Inne gatunki żelaza i stali walcowan.	12.962	9.991	1.654	—	5.936	5.522	12.712
Blachy żelazne i stalowe	20.649	15.788	938	—	3.617	15.736	18.171
Szyny	5.850	10.983	302	—	388	8.317	8.406
Inny materiał nawierzchni kolejowej	1.406	1.678	—	—	196	940	1.949
Razem wyroby gotowe walcowni ²⁾	89.711	82.159	3.926	—	14.630	72.996	85.499
IV. Dział dalszej obróbki							
Osie kol., koła, obręcze, zest. do kół	2.070	2.509	34	—	164	2.098	2.373
Inne wyroby kute i tłoczone	2.061	2.231	8	—	677	1.241	2.669
Wyroby walc. i ciągnięte na zimno	1.565	3.621	6	—	294	3.318	1.497
Rury stalowe:							
Spawane	2.325	1.507	8	—	2	1.536	2.317
Ciągnięte	3.716	4.015	11	—	126	5.012	2.604
Razem rury i ich części	6.041	5.522	19	—	128	6.548	4.921
Konstrukcje	404	1.670	—	—	26	1.644	404
Inne wyroby	11.933	5.742	3	—	757	4.665	12.014
Razem wyroby dalszej obróbki . . .	24.074	21.295	70	—	2.046	19.514	23.878

¹⁾ Żelazomangan, żelazokrzem itp. ²⁾ tj. bez półwyrobu.

KRONIKA

Z HUTNICTWA KRAJOWEGO

Wydajność wielkiego pieca A) Huty Piłsudski. Wielki piec A) Huty Piłsudski, uruchomiony w październiku r. 1937, przez pierwszych parę miesięcy był przeznaczony dla prób mających na celu wypracowanie najkorzystniejszych metod przetapiania krajowych rud darniowych na surówkę fosforową. W styczniu r. b. piec prowadzono na surówkę martinowską. Przy wsadzie ok. 45% Fe i ilości żużla ok. 60% piec dał przeciętnie za okres 2 tygodni 350 t/24 h dobrej surówki. Następne 2 tygodnie piec pracował przy wsadzie ok. 35% Fe i 93% żużla, dając średnio 300,5 t/24 h surówki martinowskiej. W lutym piec wytapiał surówkę thomasowską na aglomerowanych rudach darniowych przy wsadzie ok. 33% Fe i ilości żużla 114%, wytapiając przeciętnie 293 t/24 h surówki fosforowej. W ostatnich dniach zaczęto znów wytop surówki martinowskiej przy wsadzie 39% Fe i ilości żużla 85%; jak dotychczas produkcja ustala się ok. 340 t/24 h.

Z RADY STALOWEJ

Prace Międzynarodowego Biura Propagandy Stali

Jak to już mieliśmy możność donieść, (Hutnik Nr 10/1937 str. 486) przy Międzynarodowym Kartelu Stali Surowej (E. I. A.) utworzone zostało w ubiegłym roku Międzynarodowe Biuro Propagandy Stali. Zadaniem jego jest rozbudowa międzynarodowych rynków zbytu stali wobec wzrastającej konkurencji innych i nowych materiałów, głównie w krajach, które nie posiadają własnego przemysłu stalowego i nie prowadzą działalności propagandowej na rzecz stali.

Komitet wykonawczy Międzynarodowego Biura Propagandy Stali, złożony z kierowników istniejących już krajowych biur propagandowych ustalił na kilku zebraniach wytyczne działalności Biura. Postanowiono zająć się narażając bliżej następującymi problemami:

1. budownictwo stalowo-szkieletowe,
2. budownictwo mostowe,
3. konstrukcje z rur stalowych,
4. zastosowanie stali w rolnictwie,
5. zbyt blach cienkich.

Prace propagandowe w poszczególnych dziedzinach uchwalono rozpocząć wydaniem odpowiednich broszur. Opracowanie ich powierzono poszczególnym biurom krajowym, które drogą międzynarodowej wymiany przystąpiły niezwłocznie do zebrania potrzebnego materiału. Każda z broszur ma być ujęta w ten sposób, by po ogólnym omówieniu tematu i podkreśleniu zalet konstrukcji stalowych, podać najciekawsze i najcharakterystyczniejsze przykłady z danej dziedziny w poszczególnych państwach.

Na ostatnim posiedzeniu odbytym w styczniu b. r. w Londynie, a które miało na celu omówienie dotychczasowych prac oraz ustalenie formy zewnętrznej międzynarodowych broszur propagandowych, poszczególne biura krajowe przedłożyły gotowe projekty broszur, które poddano szczegółowej dyskusji.

Biuro belgijskie przedłożyło całokształt zebranych od poszczególnych biur krajowych materiałów do broszury „Budownictwo Stalowo-Szkieletowe”. W dyskusji nad tym wydawnictwem zwrócono specjalną uwagę na szczegóły dotyczące treści.

Opracowaniem broszury o mostach stalowych mniejszych rozpiętości zajęło się biuro niemieckie. Przy omawia-

niu otrzymanego z poszczególnych państw materiału ilustracyjnego okazało się, że zebranie danych technicznych dotyczących mostów stalowych oraz wymiana materiału ilustracyjnego natrafia w pewnych państwach na trudności, ze względu na istniejące rozporządzenia i zakazy. Treść rozdziałów ogólnych, traktujących o materiale konstrukcyjnym, systemach oraz zaletach mostów stalowych jest już gotowa, tak że wydania broszury należy się spodziewać w ciągu 2—3 miesięcy. Broszura ta ma się ukazać w trzech językach w nakładzie 100.000 sztuk.

Przedstawiciele biura francuskiego przedłożyli projekt wydawnictwa „Stal w rolnictwie”. Układ treści ma tu być raczej popularny, a nie techniczny, ze względu na rodzaj i poziom głównych konsumentów stali w tej dziedzinie. Nad celowością i układem tej broszury rozwinęła się dłuższa dyskusja, dotycząca zagadnienia, czy ze względu na różnorodny charakter prac na roli w różnych szerokościach geograficznych nie trzeba będzie opracować kilka wariantów broszury, w zależności od kraju dla którego ona będzie przeznaczona.

Następnie omówiono szczegółowo tekst i formę broszury p. t. „Rusztowania z rur stalowych”, której opracowaniem zajęło się biuro angielskie ze względu na to że posiada w tej dziedzinie największe doświadczenie. W projekcie broszury wykazano, że rusztowanie stalowe jest w użyciu znacznie ekonomiczniejsze od rusztowania drewnianego. Zalety rusztowań stalowych zobrazowano na całym szeregu ciekawych przykładów. Tekst tej broszury oraz zebrany materiał ilustracyjny są już kompletne, tak że będzie się ona mogła ukazać również w ciągu 2—3 miesięcy.

W dalszej dyskusji nad powyższymi wydawnictwami ustalono, że ich forma zewnętrzna ma być ujednoliconą. Dotyczy to zarówno formatu jak i rodzaju okładki, tak aby wszystkie wydawnictwa tworzyły razem estetyczną całość.

Rozpowszechnieniem broszur w poszczególnych krajach, które mają być objęte działalnością międzynarodowego biura propagandy stali zajmą się osoby względnie firmy miejscowe, które będą pracowały w charakterze przedstawicieli Międzynarodowego Biura. Odpowiednie kroki celem nawiązania współpracy z przedstawicielami są już w toku.

Akcja publicystyczna objąć ma również m. i. współpracę z prasą codzienną w danym kraju. W tym celu Sekretariat międzynarodowego biura nawiązał kontakt z firmami prasowymi celem rozważenia możliwości współpracy.

Trzecim czynnikiem propagandowym ma być film. Celem obniżenia kosztów sporządzenia filmów propagandowych, mają one być zmontowane na zasadzie istniejących już filmów poszczególnych biur krajowych, z pewnymi niezbędnymi nowymi uzupełnieniami. Krajowe biura nadeślą w tym celu do międzynarodowego Sekretariatu Propagandy Stali kopie swoich filmów.

Bardzo aktualną sprawą jest również konkurencja nowych materiałów i namiastek ze stałą. Wobec wyczerpywania się bowiem niektórych surowców i ograniczeń przewozowych, w całym szeregu państw podjęto produkcję nowych materiałów, opartych na surowcach krajowych. Materiały te rozpowszechniają się coraz szerzej i wielokrotnie wypierają stal z dotychczas opianowanych przez nią dziedzin. W tych nowo wytworzonych warunkach przemysł stalowy podjąć musi planową działalność w kierunku zabezpieczenia swego stanu posiadania. W tym celu biuro niemieckie zebrało na podstawie rozesłanego innym biur krajowym kwestionariusza, ciekawe dane na powyższy temat, które opracowano w formie referatu. Dane powyż-

sze, jak również i sprawozdanie z dotychczasowej działalności poszczególnych biur na rzecz propagandy międzynarodowej, zostaną w najbliższym czasie przedłożone Międzynarodowemu Kartelowi Stali Surowej.

Ponieważ zagadnienie zwiększenia zastosowań, a więc i zbytu blach cienkich wysunięto dopiero na ostatnim posiedzeniu, nie przedłożono tutaj jeszcze konkretnych wniosków, które mają być opracowane na najbliższe posiedzenie które odbędzie się w marcu b. r.

Ogólne cele tak pomyślanej i zapoczątkowanej międzynarodowej propagandy stali określił jeszcze raz na ostatnim zebraniu londyńskim przewodniczący międzynarodowego Komitetu Wykonawczego p. Gen. Dyr. Maulick. — Rozbudowa istniejącego aparatu produkującego i budowa nowych hut w całym szeregu państw oraz związane z tym silne zwiększenie zdolności wytwórczej, zmuszają przemysł stalowy do rozpatrywania i przewidywania dalszego biegu wypadków.

Należy liczyć się z tym, że obecna normalna koniunktura, oraz dodatkowa zbrojeniowa są zjawiskami przemijającymi. Zarówno więc na platformie międzynarodowej, jak i krajowej przemysł stalowy musi prowadzić planową i szeroko pomyślaną akcję propagandową, która odpowiednio do rozbudowywanej produkcji zapewni mu zatrudnienie przez pogłębienie możliwości konsumpcyjnych.

R U D Y

Anglia. Sytuacja na rynku. Ostatnio ceny frachtów morskich na rudę poczęły wykazywać tendencję zniżkową. Fracht Bilbao — Middlesbrough przeciętnie biorąc wynosi 10 — 10/6 sh, zaś fracht z portów północno-afrykańskich był wyższy od poprzedniego o 6 d. Mimo tej zniżki frachtów ceny na rudę hematytową północno-afrykańską utrzymują się stale na poziomie 30 — 30/6 sh za tonę cif angielskie porty (przy zawartości od 50%). Transakcje w zakresie rud żelaznych mają charakter sporadyczny, co spowodowane jest z jednej strony dostatecznym zaopatrzeniem odbiorców, z drugiej ograniczoną podażą ze strony właścicieli kopalń.

Ceny rud manganowych pierwszego gatunku wynoszą w przybliżeniu sh 2 za procent Mn, przy 48% Mn — sh 1/11 cif, przy 46 — 48% Mn sh 1/10.

Bulgaria. Projekt budowy pieca do wytopu manganu. Według oświadczenia dyrektora państwowych kopalń węgla Pernika, w ciągu r. 1938 ma zostać wybudowany przy kopalni manganu Paszarewo podległej jego zarządowi, piec doświadczalny, celem wytopiania na miejscu manganu z wydobywanej rudy.

Kopalnia rud manganowych Paszarewo znajduje się w odległości zaledwie 30 km od Sofii. Właścicielem tej kopalni jest państwo.

Francja. Sytuacja na rynku rud. Po uchynieniu przez senat projektu wprowadzenia 8% opłaty wywozowej za rudę, rząd francuski zdecydował się na wycofanie odnośnego wniosku, który godził najpoważniej w interesy importerów belgijskich i niemieckich.

Ceny wywozowe rud francuskich nie wykazują od dłuższego czasu zmian, wynosząc:

rudy z Briey (z zawart. Co) 35% Fe — 13,50 belga za tonę loco wagon Homecourt przy wysyłkach miesięcznych poniżej 25.000 t,
rudy hematytowe normandzkie ok. 50% Fe — sh 17/6 fob Caen,
rudy bretańskie ok. 48% Fe — sh 16/6 fob Nantes, zaś 45% sh 15/9 fob Nantes.

Holandia. Przywóz rud w 1937 r. Przywóz rud żelaznych do Holandii w r. 1937 wynosił 610.004 t, wobec 488.695 t w r. 1936.

Dostawcami Holandii były następujące kraje (w tonach):

	1937 r.	1936 r.
Szwecja	175.530	133.415
Hiszpania	110.454	143.944
Francja	108.630	78.782
Algier	56.267	64.911
Tunis	73.446	34.632
Marokko Hiszp.	24.294	16.720
Norwegia	31.222	14.767

Przywóz pirytów w r. 1937 wynosił 367.727 t (w r. 1936 — 290.453 t), rud manganowych 13.783 (8.548 t).

Frachty morskie wynosiły ostatnio:

Benisaf — Rotterdam	sh 8/3 — 8/6
Huelva — Rotterdam	„ 10/3 — 10/6
Setubal — Rotterdam	„ 9/6 — 9/9
Poti — Rotterdam	„ 16/9 — 17/1

Kanada. Odkrycie złóż rud. Według oficjalnych wiadomości, w okolicy Whitefish Lake na północnym stoku łańcucha górskiego Mesabi, około 50 km na północno-zachód od m. Fort William, odkryto znaczne pokłady rud hematytowych. Dotychczasowe obliczenia oceniają wartość nowo odkrytych złóż rudy na 6 do 7 mil. ton. Metodyczna eksploatacja rudy ma zostać zapoczątkowana z wiosną r. 1938.

Rumunia. Wywóz rud do Węgier. Zapotrzebowanie na rudę rumuńską, których złoża znajdują się na Bukowinie, wykazują od pewnego czasu wzrost, spowodowany głównie przez hutnictwo węgierskie.

Rumuńskie towarzystwo Mangomet (S. A. R. Miniera Romana), które posiada wymienione złoża rud, przeprowadza obecnie szereg rokowań, w wyniku których ma wkrótce dojść do skutku transakcja, dotycząca wywozu 6.000 t rumuńskich rud manganowych do Węgier.

Szwecja. Wzrost wydobywania rudy. W okresie od października 1937 r. do stycznia r. b. załadowało towarzystwo kopalni rudy Grängesberg 3.966.000 t rud żelaznych wobec 3.036.000 t w analogicznym okresie poprzednim.

Rząd szwedzki postawił w parlamencie wniosek, który na podstawie umowy z państwem ma możliwość zwiększenia wydobywania rud żelaznych w kopalniach towarzystwa Lussavaara — Kirunavaara do wysokości 6,6 mil. ton w okresie do dnia 1 października 1940 r. Rozbudowa kopalnictwa rud spowodowana jest głównie wzmocnieniem się wywozu do Anglii.

Stany Zjednoczone Am. Płn. Sytuacja na rynku rud. Znacne i dość raptowne pogorszenie się sytuacji w hutnictwie żelaznym Stanów Zjednoczonych nie pozostanie zapewne bez wpływu na kopalnictwo rud żelaznych. Obecnie jest zbyt wcześnie na stawianie w tym względzie horoskopów, bowiem zazwyczaj dopiero w marcu rozpoczynają się pertraktacje o dostawę rud, największe zaś nasilenie transakcji przypada rok rocznie na miesiące kwiecień i maj, jednakże zdaje się nie ulegać wątpliwości, że ceny rud, które doszły w roku ubiegłym do poziomu, przekraczającego poważnie przeciętne notowania lat minionych, ujawnia tendencję zniżkową.

Ceny te wynosiły za rudę:

Old Range Bessemer — dol. 5,25 (4,80)
Old Range Nou Bessemer — dol. 5,10 (4,65)
Mesaby Bessemer — dol. 5,10 (4,65).

Liczyby w nawiasach oznaczają przeciętną w okresie 1928/36.

RYNKI I CENY

Stan cen zasadniczych żelaza prętowego na poszczególnych rynkach wewnętrznych (za 1000 kg gat. S. M.).

Styczeń 1938 r.

Polska	zł	258,—
Anglia ¹⁾	£	12.0.0
Austria (loco Wiedeń) ²⁾	S	350,—
Belgia	fr. belg.	1.475,—
Czechosłowacja	Kč	1.350,—
Francja	frs. fr.	1.255,—
Niemcy ³⁾		
loco Oberhausen	RM	115,40
„ Gliwice	RM	142,60
U. S. A. (loco Pittsburg)	\$	54,05
Węgry	P	260,—

Z HUTNICTWA ZAGRANICZNEGO

Rumunia. Hutnictwo żelazne w r. 1937. Wytwórczość hutnicza Rumunii wykazała w ciągu r. 1937 znaczny wzrost, spowodowany głównie akcją zbrojeniową. W ciągu trzech kwartałów r. ub. wyłoniła się konieczność zwiększenia wytwórczości krajowej, bowiem dotychczasowa, łącznie z przywozem z zagranicy nie pozwalała na pełne pokrycie wzrastającego zapotrzebowania.

Wydobycie rud manganowych wynosiło w ciągu 9 miesięcy 1937 r. — 3.777,3 wagonów, wobec 3.057,6 wagonów w ciągu całego r. 1936. Wydobycie rud żelaznych określało się liczbą 9.493,4 wagonów, niewątpliwie zatem w ciągu całego roku przekroczy wytwórczość r. 1936, która wynosiła 10.894 wagonów.

Wydobycie pirytów w ciągu 3 kwartałów r. 1937 wynosiło liczbą 745 wagonów wobec 999,9 wagonów w całym r. 1936. Warto nadmienić, iż wydobycie pirytu wzrasta normalnie w ostatnich miesiącach, wobec czego i w tej dziedzinie wydobyte r. 1937 przewyższy wydobyte roku poprzedniego.

Wytwórczość surówki wynosiła 9.608 wagonów, wobec 9.709,5 wagonów w całym r. 1936.

Wytwórczość stali osiągnęła 17.069,7 wagonów, podczas gdy w r. 1936 określała się liczbą 21.973 wagonów.

Stany Zjedn. Am. Płn. Inwestycje w hutnictwie w r. 1937. Rok 1937 — którego pierwsza połowa upłynęła pod znakiem niebywałego ożywienia w hutnictwie żelaznym, druga zaś pod znakiem pogłębiającej się z miesiąca na miesiąc depresji koniunkturalnej — był okresem, jeżeli nie największym w dziejach hutnictwa Stanów Zjednoczonych, to w każdym razie bardzo znacznych inwestycji, dokonanych kosztem 255.682.000 dol. Warto nadmienić, iż prawie $\frac{2}{3}$ kosztów zostało wydatkowane w pierwszej połowie roku.

Urugwaj. Projekt wzmoczenia eksploatacji bogactw mineralnych. Do parlamentu urugwajskiego wpłynął projekt ustawy, stosownie do którego państwowe przedsiębiorstwa elektryczne mają zostać uprawnione łącznie z „Anglo-Uruguayen Exploitation Syndicate“, którego główna siedziba znajduje się w Londynie do utworzenia konsorcjum, którego zadaniem będzie badanie i eksploatacja bogactw mineralnych Urugwaju, głównie w zakresie węgla i rud. Zarząd konsorcjum ma liczyć 5 członków, z których trzech (w tym przewodniczący) byłoby mianowani przez rząd.

¹⁾ Za 1 tonę ang. = 1016 kg.

²⁾ Łącznie z podatkiem obrotowym i dodatkiem kryzysowym.

³⁾ Po uwzględnieniu ulgi specjalnej RM 5,— za tonę, stosowanej przez Stahlwerksverband przy wyłącznym pokrywaniu zapotrzebowania w jego zakładach.

Kapitał zakładowy towarzystwa ma być wniesiony przez obie strony w proporcji, jaka zostanie między nimi uzgodniona z tym, że udział kapitału angielskiego nie może przekraczać 49%. Wniosek przewiduje, że przywóz maszyn, potrzebnych do robót poszukiwawczych i eksploatacyjnych zostanie zwolniony od zapłaty cła przywozowego.

Z. S. R. R. Standartowe wielkie piece w hutnictwie sowieckim. Państwowy Instytut Planowania rozbudowy hutnictwa powziął decyzję, mocą której już w czasie II planu pięcioletniego przejdzie hutnictwo sowieckie do systemu budowy wielkich pieców standartowych tzw. „Duplicatów“ co ma się przyczynić do przyspieszenia realizacji planu rozbudowy hutnictwa sowieckiego.

Według wiadomości, podanych w organie „Treyn Engineering Company“, która przeprowadzała budowę szeregu wielkich pieców na terenie Z. S. R. R., dotychczas istnieje w Rosji 14 wielkich pieców standartowych. Najlepszą wydajność miesięczną w tym typie wielkich pieców osiągnął piec, zainstalowany w zakładach im. Dzierżyńskiego, którego wytwórczość dzienna wynosi przeciętnie 990 t, bywają zaś dni, gdy wydajność tego pieca przekracza 1.100 t. Pojemność tych pieców określa się liczbą 32.800 stóp sześciennych, za wyjątkiem dwu pieców w zakładach zaporoskich o pojemności 35.300 t stóp sześciennych.

Instytut sowiecki „Gipromez“, planujący nowe typy pieców, miał opracować ostatnio projekt wielkiego pieca standartowego o pojemności 46.000 stóp sześciennych. Według tego ostatniego wzoru budowane są podobno wielkie piece w zakładach: azorskich, zaporoskich i krzyworskich.

Przytoczona poniżej tabela podaje przeciętną wydajność pieców standartowych, istniejących już typów:

h u t a	przeciętna wydajność w t		
	n. w. pieca	1935 r.	1936 r.
Dzierżyńskiego	7	743	903
	8	unieruchomiony w 1937 r.	
Azowstal	1	774	862
	2	788	853
Zaporoże	1	872	960
	2	904	950
Krzywy Róg	1	802	762
	2	640	940
Woroszyłow	1	750	823
	2	774	870
Lipeck	1	594	663
	2	535	685
Tuła	1	518	570
	2	—	599

Wypada dodać, że pięć początkowych pieców przetapia rudy krzyworskie o przeciętnej zawartości 60% Fe. Rudy dla pieców w Lipiecku i Tule czerpane są z miejscowych kopalń, eksploatujących żelaziak brunatny o niskiej zawartości Fe, wzbogacony nieco dodaniem bogatej rudy krzyworskiej. Zużycie koksu wynosi przeciętnie 2000—2160 lbs na tonę surówki. Koks ten wykazuje przeciętnie następujący skład: 85% C, 9—10% popiołu, 1,5—1,57% siarki.

Na ogół wymienione piece dają podobno dobre wyniki.

Podobnie, jak w dziale wielkich pieców dąży hutnictwo sowieckie do rozbudowy stalowni przez wprowadzenie jednolitego typu pieców S. M. o wydajności dziennej 150 t. Pieców takich wybudowano dotychczas 35. Wydajność miesięczna wymienionego typu pieca S. M. waha się od 10.300 t do 17.500 t. Wsad składa się w 65—70% z płynnego żelaza i 15—20% rudy. Ogrzewanie pieców odbywa się przy pomocy mieszanki gazu wielkopiecowego i koksowego. Projektowana jest budowa nowego typu pieców o pojemności 185—220 t zdolności wytwórczej.

BILANS I SPRAWOZDANIA

Sprawozdanie i bilans zakładów hutniczych „Huta Bankowa“ za rok 1936/1937. W wykonaniu przepisów § 1 rozporządzenia Ministrów: Przemysłu i Handlu oraz Skarbu z dnia 20 kwietnia 1934 r. o zasadach sporządzania bilansów, zamknięć rachunkowych i sprawozdań osób prawnych obowiązanych do prowadzenia ksiąg handlowych, Zarząd „Huty Bankowej“ informuje:

W ciągu roku operacyjnego 1936/1937 produkcja Zakładów hutniczych „Huta Bankowa“ wyniosła 621.872 ton różnych wyrobów, co w porównaniu z rokiem operacyjnym poprzednim daje wyżkę o 32%. Z wyprodukowanego tonazu, część przeznaczona do sprzedaży wyniosła 190.428 ton, zaś w 1935/1936 roku 138.790 ton. W tym roku operacyjnym obrót wynosił zł 33.274.000, podczas gdy w roku operacyjnym 1936/1937 osiągnął zł 45.802.114,—. Średnia fakturacja brutto od tony pozostała mniej więcej ta sama co i w roku operacyjnym 1935/1936.

W ciągu roku operacyjnego 1936/1937 wydano na nowe urządzenia sumę zł 685.294,19 na którą złożyły się głównie następujące pozycje:

Urządzenia budynków przemysłowych zł 13.773,61; różne instalacje w domach mieszkalnych zł 22.190,61; kupno i instalacja różnego sprzętu dla potrzeb eksploatacyjnych Zakładów zł 615.424,97.

Na zakupy surowców i różnych materiałów Towarzystwa wydano w ubiegłym roku sprawozdawczym sumę zł 33.747.838,30. Eksploatacja Zakładów Huty Bankowej była w tym roku sprawozdawczym w dalszym ciągu deficytowa.

Bilans na dzień 30 czerwca 1937 zamyka się ogólną sumą złotych 94.541.810,81 wyższą o zł 5.733.366,70 w stosunku do roku operacyjnego poprzedniego.

Nieruchomości przedstawiają powiększenie o zł 685.294,19, które obejmują wydatki, odnoszące się do różnych inwestycji, dokonanych dla potrzeb eksploatacji Zakładów Huty Bankowej, mniej zł 21.000,— osiągnięte ze sprzedaży sprzętu w ciągu roku oper.

Kasa i banki zmniejszyły się o zł 251.363,58 i pozycja weksle o zł 796.791,91.

Papiery wartościowe w portfelu zmniejszyły się o zł 224.632,— wskutek odstąpienia Gwarectwu Hrabia Renard obligacji 6% Pożyczki Narodowej w złocie z 1933 i 3% Pożyczki Inwestycyjnej z 1935, jakie Towarzystwo posiadało.

W dziale dłużnicy handlowi i różni z tytułu należności operacyj handlowych z organizacjami syndykowanymi zmniejszyły się o zł 111.970,10, jako skutek zwiększonych wpłat Syndykatu Hut; pozycja odbiorcy powiększyła się o zł 1.608.463,— a dostawcy o zł 354.172,56 skutkiem bardziej intensywnej działalności Huty; pozycja dłużnicy różni powiększyła się o zł 709.945,83 z racji wzrostu sum należnych od Towarzystwa Sosnowieckich Fabryk Rur i Żelaza w wykonaniu umów, wiążących je z Towarzystwem „Huta Bankowa“; — należności wątpliwe w postępowaniu rewidacyjnym zmniejszyły się o zł 120.008,47 skutkiem wpływów, osiągniętych do wysokości kwoty około 30.000,— zł i skutkiem przeniesienia na Rachunek Strat i Zysków należności uznanych za nieściągalne w kwocie około 90.000,— zł; pozycja dłużnicy za gwarancje, kaucje i poręki nie zmieniła się znacznie i wynosi zł 3.288.800,— kwotę, przedstawiającą porękę, daną solidarnie przez ogół Polskich Hut Żelaznych Bankowi Polskiemu w Katowicach z tytułu gwarancji za otwarty Syndykatom Hut kredyt dyskontowy.

Wreszcie pozycja Materiały i wyroby powiększyła się o zł 3.315.630,86 skutkiem podniesienia się cen surowców i bardziej intensywnej działalności Huty. Kapitał zakładowy i rezerwy pozostały bez zmian. Fundusz amortyzacyjny powiększył się o zł 1.308.710,25 skutkiem odpisu kwoty zł 1.315.073,54 na zużycie w roku operacyjnym ubiegłym, ale z drugiej strony wykazał zmniejszenie o kwotę ca-

6.400,— zł, przedstawiającą amortyzację, dokonaną poprzednio na obiektach zniszczonych i sprzedanych w ciągu roku operacyjnego.

W rozdziale zobowiązania: Banki wierzycielskie wykazują zmniejszenie o zł 1.367.334,38 pochodzące prawie wyłącznie z dewaluacji franka francuskiego, waluty, w której zaciągnięte były pożyczki, uzyskane przez Towarzystwo w Polsce; pozycja wierzyciele powiększyła się o zł 1.193.858,20; pozycja akcepty zwiększyła się o zł 2.405.256,58, dostawcy — o zł 393.113,51, odbiorcy — o zł 83.637,25 i robocizna i wierzyciele różni o zł 91.614,26 skutkiem wzmożonej działalności Huty; w rozdziale Sumy przechodnie: Rezerwy opodatkowane powiększyły się o zł 378.281,43; procenty zaliczone przez Sp. Akc. „Olkusz“ zmniejszyły się o zł 30.201,17 skutkiem wpłat, dokonanych w roku operacyjnym ub.; pod nazwą Specjalny Rachunek Przejściowy Różnic Kursowych otwarte nowe konto, na kredyt którego zostały przeniesione różnice kursowe dotyczące niespłaconej części zobowiązań, zaciągniętych przez Towarzystwo w walutach innych niż zł polski.

Wreszcie gwarancje, kaucje i poręki są przeciwpozycją odpowiedniego rachunku, figurującego w Stanie Czynnym Bilansu.

W rezultacie, eksploatacja Zakładów w Polsce Towarzystwa Akcyjnego Zakładów Hutniczych Huta Bankowa zamyka się za rok operacyjny 1936/1937 stratą w wysokości zł 579.025,32 wobec zł 588.022,82 za rok operacyjny poprzedni. Licząc razem z pozostałością przeniesioną z roku poprzedniego, a wynoszącą zł 4.125.385,45 saldo debetowe rachunku strat i zysków Zakładów Towarzystwa Huta Bankowa dosięga na dzień 30 czerwca 1937 roku kwoty zł 4.704.410,77 która zostanie przeniesiona na rok następny.

NOWE WYDAWNICTWA

„Przegląd Ekonomiczny“ Organ Polskiego Towarzystwa Ekonomicznego we Lwowie kwartalnik poświęcony badaniu podstawowych i aktualnych problemów gospodarczych i społecznych, założony w roku 1928. Redaktor prof. Leopold Caro. Zawierał w tomie XVIII i XIX m. i. rozprawy: przez dra Henryka Grubera: Problemy nowej koniunktury gospodarczej; prez. Jana Steckiego: Reforma rolna a kapitalizacja; gł. insp. pracy Mariana Klotta: Ustawodawstwo społeczne a rzeczywistość; prof. Leopolda Caro: Pius XI o liberalizmie, bolszewizm i narodowy socjalizm oraz prof. Zdzisława Stahla: Ewolucja przepisów skarbowych w polskim ustawodawstwie konstytucyjnym, tudzież obszernie streszczenie obrad Sejmu i Senatu w sprawach gospodarczych i dwadzieścia kilka fachowych recenzji dzieł polskich i obcych.

Tom XX zawiera rozprawy: kustosa Wł. Tad. Wisłockiego o Tomaszu Masaryku jako socjologu i prof. Ferd. Zweiga o Adamie Krzyżanowskim, nadto dalszy ciąg streszczenia obrad Sejmu i Senatu w sprawach gospodarczych i recenzje wyszłe spod pióra znakomitych znawców teorii ekonomicznych i życia gospodarczego.

Redakcja: Lwów, ul. Akademicka 21, II p. — Administracja: Lwów, Mickiewicza 3. Prenumerata roczna wynosi w kraju wraz z przesyłką zł 15.— za granicą zł 20.— Dla urzędników państwowych samorządowych oraz słuchaczy wyższych uczelni, zamawiających prenumeratę bezpośrednio w administracji „Przeglądu Ekonomicznego“, prenumerata ulgowa zł 12.— Dla członków Polskiego Towarzystwa Ekonomicznego, otrzymujących bezpłatnie „Przegląd Ekonomiczny“, oraz mających prawo nabywania „Biblioteki Polskiego Towarzystwa Ekonomicznego“ po znacznie niższej cenie, wkładka miesięczna zł 1.50, wkładka ulgowa zł 1.—, wpisowa zł 3.—. Prenumeratę wpłacać można na konto P. K. O. 154.383 lub przekazem pod adresem skarbu-

nika dyr. dra Karola Trawińskiego, Lwów, ul. Senatorska 11. Cena tomu w sprzedaży księgarskiej zł 4.—.

Bezpieczeństwo i Higiena Spawacza. Nakładem wydawnictwa „Bezpieczeństwo i Higiena Pracy” organu publikacyjnego Koła Inżynierów Bezpieczeństwa Pracy przy Stowarzyszeniu Techników w Warszawie, ukaże się w najbliższym czasie broszura p. t. „Bezpieczeństwo i Higiena Spawacza” opracowana w porozumieniu ze Stowarzyszeniem dla Rozwoju Spawania i Cięcia Metali w Warszawie. Cena broszury wyniesie 80 gr, a przy zamówieniu większej ilości 50 gr szt.

Z uwagi na celowość rozkolportowania możliwie dużej ilości egzemplarzy tej broszury wśród spawaczy oraz personelu pomocniczego, zwracamy uwagę zainteresowanych na powyższe.

Adres wydawnictwa: Warszawa, Polna 40, tel. 8.35.83.

Kalendarz Górniczo-Hutniczy na rok zwyczajny 1938. Wydawnictwa rok VII. Nakł. Tow. Kulturalno-Oświatowego „Nasza Czytelnia” w Katowicach. Str. 308, cena zł 1,50.

Siódmy rocznik tego pożytecznego wydawnictwa zawiera szereg interesujących, obficie ilustrowanych utworów literackich: G. Morcinka, F. Śpiewaka, H. Sołtysowej, L. Łakomego, St. Ligonii i innych artykułów. Kalendarz jest przeznaczony przede wszystkim dla szerokich rzesz polskich górników i hutników, również zagranicą.

Poza artykułami o charakterze górniczym i ogólnym, obejmuje Kalendarz trzy artykuły dotyczące hutnictwa polskiego, o charakterze historycznym. Są to: N. Gąsiorowskiej „Początki i jak rozwijało się górnictwo i hutnictwo w Polsce” — artykuł stanowiący opracowanie dziełka autorki p. t. „Górnictwo i hutnictwo w Polsce” (zresztą z zachowaniem nieścisłości, przytoczonych już w recenzji na łamach „Hutnika”, zesz. IX z 1937 r., str. 488); M. Radwana „Zabytkowa pudlingarnia i walcownia w Sielpi Wielkiej” (temat znany czytelnikom „Hutnika” z artykułu autora w zeszycie 6 z 1935 r., str. 206—210); oraz G. Rynasa „Stulecie Huty Bankowej”.

Poza tym zawiera Kalendarz również wiele wiadomości z życia robotników polskich, zarówno w kraju, jak i za granicą (Czechosłowacja, Śląsk Opolski, Westfalia, Francja, Belgia, Holandia, Stany Zjednoczone).

Wydawnictwo zasługuje na szerokie rozpowszechnienie.
S. Pluszczewski.

Dr inż. Adolf Langrod. Rzut oka na powstanie kolei żelaznych. Warszawa 1936, nakł. Pierwszej Fabryki Locomotyw w Polsce Sp. Akc., str. 35, form. A 5.

Starannie wydana broszura, stanowiąca Nr 1 serii „Szkice popularno-naukowe z zakresu kolei żelaznych”,

wzbogaca ubogie piśmiennictwo popularno-techniczne. Autor opisuje zaranie rozwoju kolei żelaznych, zatrzymując się nieco obszerniej na dziejach rozwoju parowozów. Dobry i przystępny wykład idzie w parze ze znaną w polskim piśmiennictwie technicznym fachowością autora. Broszurę zdobi kilkanaście ilustracji.

S. Pluszczewski.

ROZNE

Organizacja badań naukowych w Belgii. Zainteresowanie publiczne badaniami i zrozumienie znaczenia tych badań dla całokształtu gospodarki państwowej powstało w Belgii już w czasie wojny, w r. 1916, w którym to roku zaczęto akcję, zmierzającą do stworzenia specjalnego funduszu na te cele. Działania wojenne przeszkodziły jednak realizacji tych planów. Dopiero w roku 1920 wyszedł dekret urzędowy, kreujący „Fundację Uniwersytecką”, której celem było popieranie wyższego wykształcenia naukowego i badań naukowych. Fundacja Uniwersytecka okazała się jednak, zwłaszcza finansowo, niewystarczającą do rozwiązania tych zagadnień technicznych, jakie życie narzucało i w roku 1927 pod patronatem króla Alberta zwrócono się z apelem do banków i przemysłu, które subskrybowały na cele naukowe przeszło milion belgów. Pieniądze te zużyto na stworzenie organizacji publicznej, nazwanej „Fonds National de la Recherche Scientifique”. Statut tej organizacji, opracowany szczegółowo w r. 1928, przewiduje udzielenie pomocy pieniężnej na badania naukowe tak naukowcom początkującym jak i badaczom o znanym już imieniu. A więc organizacja ta nie przeprowadza żadnych badań we własnym zakresie, lecz tylko finansuje badania, co można by mniej więcej porównać z angielskim Department of Scientific and Industrial Research. Z funduszu Fonds National wypłaca się również stałe pensje i to w wielu wypadkach dożywotnie szeregowi osób, które dużo dla nauki zdziałały i są już na tym polu szeroko znane. Pozwala to im spokojnie nadal pracować i całkowicie oddać się studiom i badaniom naukowym bez tracenia cennej energii na staranie się o środki utrzymania. Z funduszu tego finansuje się również badania naukowe, mające bezpośrednie znaczenie dla przemysłu, a których celowość została uznana przez specjalny komitet, składający się z przedstawicieli nauki i przemysłu. Z badań interesujących bezpośrednio hutniczy przemysł stalowy finansowano w okresie lat od 1931 do 1936, przeprowadzone na większą skalę, badania nad własnościami i zachowaniem się metali w wyższych temperaturach oraz badania nad odpornością odlewów żeliwnych na korozję.

Z. M.

MINISTER PRZEMYSŁU I HANDLU O HUTNICTWE ŻELAZNYM

W dniu 27 stycznia r. b. odbyło się posiedzenie Komisji Budżetowej Sejmu, poświęcone debatom nad budżetem Ministerstwa Przemysłu i Handlu.

W debatach poruszony został m. i. problem hutnictwa żelaznego, na temat którego oświadczył min. A. Roman co następuje: „Sądzę, że będę zgodny ze wszystkimi, znajdującymi się w tej sali, stwierdzając, że w rozwiązywaniu tego wyjątkowo skomplikowanego i ważnego problemu trzeba wystrzegać się wszelkich pochopnych decyzji, nie opartych na jak najwszechstronniejszym najbardziej obiektywnym i fachowym zbadaniu.

W problemie tym chodzi przede wszystkim o rozwój produkcji hutniczej. Jakkolwiek bowiem rok 1937 przyniósł pod tym względem w stosunku do roku 1936 znaczną poprawę, gdyż produkcja stali wzrosła o 27%, a surówki o 26%, to jednakże obecnego poziomu produkcji hut nie możemy uznać za wystarczający w stosunku do tych potrzeb, które reprezentują przeróżne dziedziny gospodarstwa narodowego. Również zagadnienie zapotrzebowania przemysłu hutniczego w tworzywa, a więc w żelazo i rudę, wymaga dalszego pogłębienia w sensie większego oparcia produkcji hut na tworzywach krajowych. Ubiegły rok przy-

niósł pod względem wydobycia rudy krajowej i jej spożycia w procesie hutniczym znaczną poprawę, gdyż wydobycie rudy wzrosło o 68% w porównaniu z rokiem 1936. Jednakże proces ten jest jeszcze niezakończony, gdyż zarówno zagadnienie ilościowego spożycia rud krajowych jak i ich uszlachetnienia wymaga jeszcze programowego rozwoju. Należy przy tym podkreślić, że zagadnienie większego zużycia rud krajowych, w wytwórczości hutniczej jest skomplikowane także przez wzgląd na niższe kwalifikacje techniczne tych rud od rud importowanych i stąd wypływające trudności kalkulacyjne.

Również bardzo ważnym zagadnieniem jest sprawa racjonalnego geograficznego rozmieszczenia projektowanych inwestycji hutniczych, zwłaszcza wobec rozbudowy przemysłowej centralnego okręgu przemysłowego oraz konieczności uprzemysłowienia pozostałych części kraju. W grę tu wchodzi nie tylko inwestycje dla podniesienia warsztatu produkcyjnego hut, ale także i jego zrationalizowania pod kątem widzenia przemysłu przetwórczego i potrzeb konsumcyjnych najszerszych mas ludności.

Aby wszystkie pobieżne tylko poruszone przeze mnie powyżej zagadnienia mogły znaleźć programowe opracowanie, powołałem do życia w połowie ub. r. pod przewodnictwem p. prezesa Kożuchowskiego specjalną Komisję Hutniczą, która opracowała zleczone jej zadania na podstawie wy-

tycznych, uchwalonych przez Radę Ministrów w lipcu ub. roku w sprawie polityki hutniczej. Wspomniana komisja złożyła mi swoje sprawozdanie i wnioski, które zostały zasadniczo zaakceptowane przez Rząd, i na tej podstawie przystępuję — w łączności z zainteresowanym przemysłem — do reorganizacji struktury przemysłu hutniczego. Sprawa w tej chwili znajduje się w stadium realizacji, mianowicie w stadium ustalania statutu przyszłej naczelnej organizacji hutnictwa, której struktura oparta ma być na koncepcji samorządu branżowego przy racjonalnym i celowym nadzorze czynnika rządowego.

W organizacji tej wszystkie siły twórcze, istniejące w przemyśle hutniczym, znajdują pole do ujawnienia swej inicjatywy, a Państwo będzie miało pewność, że rozwój przemysłu hutniczego pójdzie po linii naszych najżywczejszych interesów.

Mam głębokie przeświadczenie, że projektowana organizacja przemysłu hutniczego będzie mogła zadość uczynić potrzebom zarówno tego przemysłu, jak i gospodarstwa narodowego. Idzie tylko o to, aby członkowie przyszłej organizacji hutniczej rozwinęli odpowiednio swoją działalność.

Sama organizacja nie stworzy jednak, oczywiście, środków materialnych na potrzebne inwestycje dla warsztatu hutniczego i w dziedzinie górnictwa rudnego. Środki te muszą być racjonalnie wygospodarowane“.

PRZEDRUK DOZWOLONY ZA PODANIEM ŹRÓDŁA

REDAKCJA RĘKOPISÓW NIE ZWRACA

ADRES REDAKCJI I ADMINISTRACJI: KATOWICE, UL. ZAMKOWA 8, TELEFON 345—90

Prenumerata wynosi: kwartalnie zł 12,—
półrocznie „ 24,—
rocznie „ 48,—

Wpłaty: P. K. O. Katowice 301 240

WYDAWCA:
STOWARZYSZENIE HUTNIKÓW POLSKICH
REDAKTOR DZIAŁU TECHNICZNEGO:
INŻ. WŁADYSŁAW KUCZEWSKI
REDAKTOR DZIAŁU GOSPODARCZEGO:
JANUSZ IGNASZEWSKI
REDAKTOR NACZELNY I ODPOWIEDZIALNY:
INŻ. WŁADYSŁAW KUCZEWSKI
SEKRETARZ REDAKCJI:
INŻ. ZYGMUNT MAJEWSKI

CENNIK OGŁOSZEŃ ADMINISTRACJA WYSYŁA NA ŻĄDANIE

WYKONANO W ZAKŁADACH GRAFICZNYCH K. MIARKI SP. WYD. Z OGR. POR. W MIKOŁOWIE