

WŁADYSŁAW ZĄBIK

ZGNIOT FAZOWY W STALACH NISKOWĘGLOWYCH  
OBRABIANYCH CIEPLNIE

Streszczenie: Podano podstawowe wiadomości dotyczące przemian fazowych zachodzących w stali węglowej podczas chłodzenia z temperatur austenizacji. Omówiono zagadnienia związane z odkształceniem plastycznym stali i jej rekrytalizacją. Zamieszczono wyniki badań własnych, przeprowadzonych celem ustalenia warunków powstania zgniotu fazowego w czasie chłodzenia. Przeanalizowano wyniki badań i opracowano wnioski.

## WSTĘP

W praktyce przemysłowej szeroko stosowane jest ulepszenie cieplne stali konstrukcyjnych o średniej zawartości węgla, celem podwyższenia własności mechanicznych oraz zachowania, względnie często zwiększenia własności plastycznych stali.

Kinetyka tego podwójnego zabiegu cieplnego, tzn. hartowania i wysokiego odpuszczania jest obszernie omówiona w piśmiennictwie technicznym.

Zabieg ulepszenia cieplnego stali średniowęglowych może być przyczyną powstania pewnych niekorzystnych zjawisk w szczególności min. wad w postaci mikro i makropęknięć hartowniczych wywołanych szybkim chłodzeniem stali z temperatur austenizacji. W piśmiennictwie napotyka się ostatnio na publikacje omawiające próby zastosowania ulepszenia cieplnego do stali o niskiej zawartości węgla (1), które pozwala na polepszenie własności stali z uniknięciem wad hartowniczych.

W naszym hutnictwie wprowadzono obok wyżarzania zmiękczonego, również hartowanie i wysokie odpuszczanie blach stalowych niskowęglowych, przeznaczonych do głębokiego tłoczenia, gdyż wyżarzanie zmiękczone stosowane celem otrzymania cementytu ziarnistego (kulkowego) w osnowie ferrytycznej nie zawsze pozwala na uzyskanie właściwej struktury, przydatnej do głębokiego tłoczenia.

Najczęściej w wyniku wyżarzania tworzą się miejscowe skupienia cementytu ziarnistego względnie w bardziej niekorzystnym przypadku, może nastąpić niezupełna sferoidyzacja perlitu.

W określonych warunkach odbiorczych spowodować to może zabrakowanie materiału względnie konieczność przeprowadzenia ponownej obróbki cieplnej.

Hartowanie i wysokie odpuszczanie blach głębokotłoczonych pozwala na uzyskanie równomiernie rozmieszczonego, bardzo drobnego cementytu ziarnistego (kulkowego) w osnowie ferrytycznej, na skrócenie czasu obróbki cieplnej na cementyt kulkowy oraz na zmniejszenie skłonności stali niskowęglowych do starzenia po zgniocie. Ten ostatni czynnik stanowi główną przyczynę stosowania tego rodzaju obróbki cieplnej.

Niestety zabieg ulepszania cieplnego stosowany do stali niskowęglowych może być przyczyną niekorzystnego zjawiska ujawniającego się po wysokim odpuszczaniu nadmiernym rozrostem ziarn (2). Rozrost ten występuje głównie w warstwie powierzchniowej blachy - rys.1

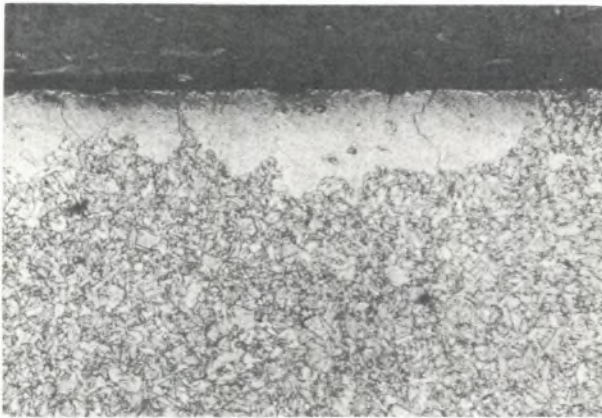
Zagadnienie to było, jak i jest w dalszym ciągu przyczyną znacznych trudności m.in. przy produkcji wysokojałkosiowych blach głębokotłoczonych.

Tego rodzaju rozrost ziarn nie jest dotychczas jednoznacznie wyjaśniony.

Sugeruje się, że zjawisko to może być wywołane daleko posuniętym odwęgleniem, miejscowym brakiem barier na granicach ziarn w wyniku segregacji, względnie zgniotem powstałym na skutek wzrostu objętości właściwej przy przemianie fazowej  $Fe\gamma \rightarrow Fe\alpha$ .

Z wstępnych prac wykonanych zarówno przez hutę Baildon, Instytut Metalurgii Żelaza jak również prac własnych, można przyjąć, że jest wysoce prawdopodobnym, iż przyczyną tego zjawiska jest zgniot powstały przy przemianie fazowej.

Wiadomym jest, że przemianie fazowej  $Fe\gamma - Fe\alpha$  towarzyszy wzrost objętości właściwej, jednakowoż możliwość



Rys.1. Rozrost ziarn w warstwie powierzchniowej blachy.  
Traw.kw.azot. Pow. x 100

powstania w związku z tym zgniotu prowadzącego do rozrostu ziarn w wyniku rekrystalizacji nie była dotychczas na ogół rozważana w literaturze technicznej.

Zagadnienie to posiada duże znaczenie nie tylko w konkretnym zastosowaniu przy technologii obróbki cieplnej stali niskowęglowej, lecz również znaczenie ogólne teoretyczne.

Celem wprowadzenia w zagadnienie, omówiono zjawiska towarzyszące przemianom fazowym stali w czasie obróbki cieplnej.

### Przemiany fazowe w stali podczas chłodzenia

W stalach węglowych austenit jest trwały tylko powyżej temperatury krytycznej  $A_1$  ( $723^{\circ}\text{C}$ ).

Przechłodzenie austenitu poniżej  $A_1$  w wyniku szybkiego chłodzenia, powoduje zachwianie równowagi energetycznej układu, skutkiem czego w określonych warunkach austenit ulega przemianie, przy czym jeżeli przechłodzenie austenitu jest nieznaczne, wówczas w wyniku przemiany  $\text{Fe}_\gamma - \text{Fe}_\alpha$ , wydzielają się struktury będące mieszaniną ferrytu i cementu.

Tego rodzaju przemiany fazowe stali podczas chłodzenia związane są zarówno ze zjawiskami krystalizacyjnymi podobnie jak przy krzepnięciu metali tj. powstawaniem ziarn nowej fazy, jak również z procesami dyfuzyjnymi, bowiem wydzielenie się z jednorodnego austenitu - ferrytu zawierającego praktycznie minimalną ilość węgla oraz wydzielenie cementytu zawierającego 6,67% wymaga w czasie przemiany dość znacznego przemieszczenia się atomów węgla, co jest istotą procesu dyfuzyjnego.

Ze wzrostem szybkości chłodzenia z temperatur austenitizacji, zwiększa się przechłodzenie austenitu, co z kolei uintensyfikuje jego rozpad; zmienia się jednak charakter tej przemiany, gdyż procesy dyfuzyjne ulegają w pewnym zakresie przechodzenia zahamowaniu, a produktem przemiany jest wówczas struktura zwana martenzytem.

W stalach niskowęglowych np. o zawartości ok. 0,1% C początek przemiany martenzytycznej zachodzi w temperaturze ok.  $500^{\circ}\text{C}$ , przy czym ze wzrostem zawartości węgla temperatura przemiany obniża się - rys.2 (4 i 5). Zakres przemiany martenzytycznej tzn. obszar między liniami początku przemiany  $M_s$  i końca przemiany  $M_f$ , może być okre-

ślonym.in. za pomocą badań strukturalnych, magnetycznych względnie dylatometrycznych.

Jak np. wykazały badania dylatometryczne, w określonej temperaturze martenzyt posiada największą objętość właściwą, austenit najmniejszą zaś ferryt i perlit posiadają objętości pośrednie.

Objętości właściwe poszczególnych struktur można wyznaczyć dla danej temperatury ( $t$ ) oraz zawartości węgla ( $C$ ) na podstawie następujących zależności (6):

$$V_{\text{Ferrytu}} = 0,12708 + 5,528 \cdot 10^{-6} \cdot t \text{ w cm}^3/\text{gr} \dots\dots\dots\text{I}$$

$$V_{\text{Austenitu}} = 0,12282 + 8,56 \cdot 10^{-6} \cdot t + 2,15 \cdot 10^{-3} \cdot C \text{ w cm}^3/\text{gr} \dots\text{II}$$

$$V_{\text{Martenzytu}} = 0,12708 + 4,45 \cdot 10^{-6} \cdot t + 2,79 \cdot 10^{-3} \cdot C \text{ w cm}^3/\text{gr} \dots\text{III}$$

Według Sadowskiego i innych (3) początek przemiany martenzytycznej może nastąpić dopiero wówczas, gdy podczas chłodzenia objętość właściwa austenitu osiągnie bez względu na zawartość węgla wielkość

$V_A = 0,12590 + 0,00010 \text{ cm}^3/\text{gr}$ , co odpowiada parametrowi siatki austenitu  $a = 3,6070 \text{ \AA}$  - rys.3 (3). Późniejsze badania rentgenograficzne nie potwierdziły przypuszczeń Sadowskiego, w szczególności np.

Archarow (8) stwierdził, że parametr siatki austenitu w czasie przemiany w martenzyt wynosi:

dla stali o zawartości 0,33% C -  $a = 3,600 \text{ \AA}$

dla stali o zawartości 1,52% C -  $a = 3,614 \text{ \AA}$

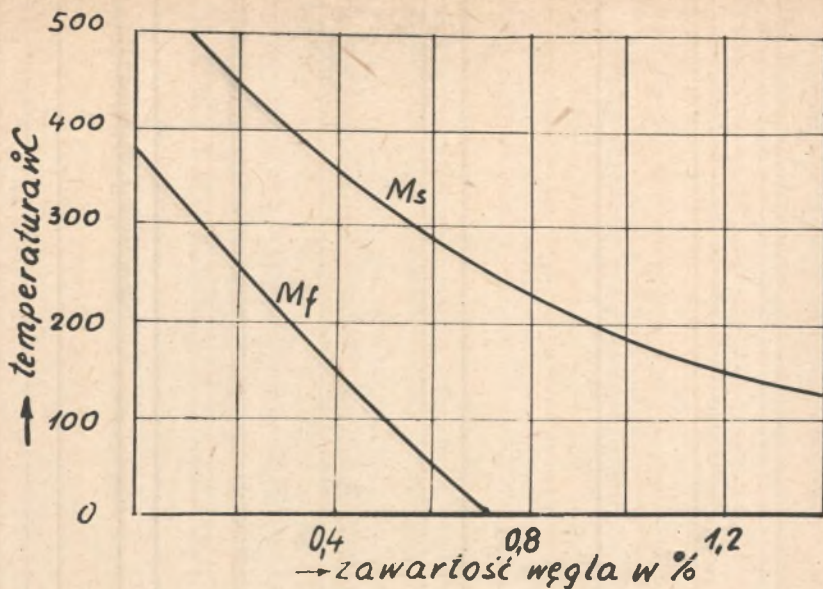
Na podstawie podanych zależności II i III objętości właściwe austenitu i martenzytu, dla zawartości 0,1% C w temperaturze przemiany  $500^\circ\text{C}$  wynoszą:

$$V_{\text{Austenitu}} = 0,12731 \text{ cm}^3/\text{gr}$$

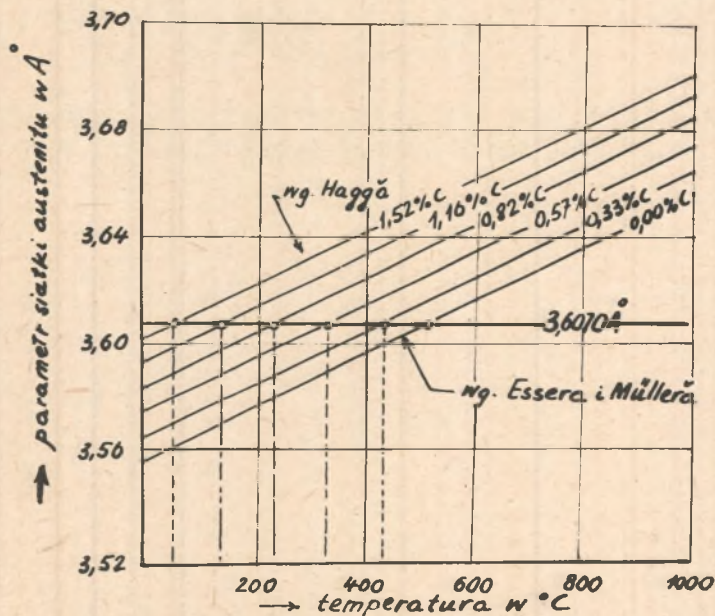
$$V_{\text{Martenzytu}} = 0,12958 \text{ cm}^3/\text{gr}$$

Względny przyrost objętości w temperaturze przemiany wynosi zatem:

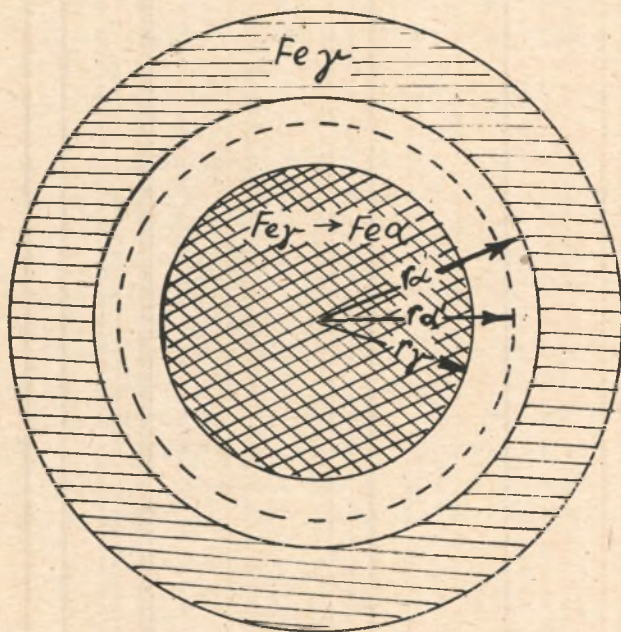
$$\Delta V = \frac{V_A - V_M}{V_M} = \frac{0,12958 - 0,12731}{0,12958} \approx 0,018 \approx 1,8\%$$



Rys.2. Położenie linii początku i końca przemiany martenzytycznej Ms i Mf w zależności od zawartości węgla w stali (4 i 5)



Rys.3. Objętości właściwe austenitu o różnej zawartości węgla w zależności od temperatury. Linia pozioma charakteryzuje stałą objętość austenitu w momencie przemiany fazowej w martenzyt (3)



Rys.4. Schemat przemiany fazowej  $Fe_{\gamma} \rightarrow Fe_{\alpha}$  w wydzielonym wycinku rozpatrywanej struktury (9).

Według niektórych autorów (3) przemiana fazowa austenitu w martenzyt może spowodować zmianę objętości właściwej nawet do 3%.

Przemiany te mogą być przyczyną powstania znacznych naprężeń strukturalnych, zwłaszcza przy szybkim chłodzeniu z temperatur wysokich.

Próbie liczbowego określenia takich naprężeń przeprowadził m.in. L.G.Moroz (9).

W swoich rozważaniach przyjął on wydzielony obszar struktury w kształcie kuli i otaczającej ją powłoki - rys.4. W wyniku przemiany fazowej  $Fe\gamma \rightarrow Fe\alpha$  w kuli o promieniu  $r_\gamma$  następuje wzrost promienia do wielkości  $r_\alpha$ . W zasadzie dla tej przemiany i związanej z nią zmianą objętości właściwej, promień kuli winien zwiększyć się do  $r_\alpha$ , jednak temu wzrostowi przeciwdziała otaczająca powłoka fazy  $Fe\gamma$ , w której według założenia chwilowo przemiana nie zachodzi. W wyniku zachodzących zjawisk między kulą i otaczającą powłoką powstają złożone naprężenia przy czym w powłoce na granicy przejścia do kuli max.naprężenia promieniowe (normalne) wg obliczeń Moroz wynoszą:

$$\sigma_{r \max} = E \cdot \frac{1}{3} \cdot \Delta V ;$$

max.naprężenia styczne (ścinające);

$$\tau_{\max} = E \cdot \frac{1}{4} \cdot \Delta V ;$$

$\Delta V$  względna zmiana objętości właściwej w wyniku przemiany fazowej;

$E$  - moduł sprężystości podłużnej.

Przyjmując, że w zakresie temperatury przemiany  $t = 400 + 500$  C, moduł sprężystości  $E$  zmniejszy się o ok. 30% (10), otrzymamy konkretne wielkości naprężeń:

$$\sigma_{r \max} = - 21000 \cdot 0,7 \cdot \frac{0,018}{3} \text{ kg/mm} \approx - 90 \text{ kg/mm}^2$$

$$\tau_{\max} = 21000 \cdot 0,7 \cdot \frac{0,018}{4} \text{ kg/mm} \approx 66 \text{ kg/mm}^2$$



Te naprężenia powstałe w wyniku przemian strukturalnych mogą wywołać zarówno odkształcenia plastyczne obrabianej stali jak i powstanie pęknięć zwłaszcza w stalach o większej zawartości węgla. W rozważaniach tych nie uwzględniono naprężeń cieplnych, jakie mogą powstać w wyniku różnej szybkości stygnięcia w poszczególnych punktach przekroju przedmiotu (próbki).

### Odształcenia plastyczne metali i rekrytalizacja

Odształceniem metalu nazywa się proces zmiany jego kształtu, w wyniku działania sił zewnętrznych względnie na skutek zjawisk fizycznych, wywołujących np. zmianę objętości właściwej metalu przy przemianach fazowych.

Odształcenie metalu może być sprężyste, powodujące zmianę odległości atomowych w sieciach krystalograficznych oraz trwałe, plastyczne, charakteryzujące się przesunięciem całych warstw kryształu wzdłuż tzw. płaszczyzn poślizgu.

Poślizgi najłatwiej przebiegają na płaszczyznach sieciowych kryształu najgęściej obsadzonych atomami i dogodnie zorientowanych do kierunku działania sił.

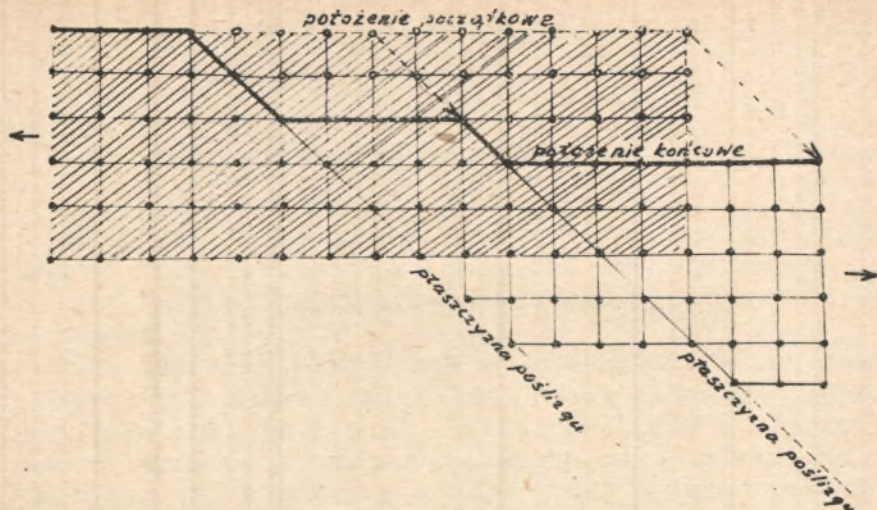
Przesunięcia te w uproszczonym schemacie mogą zachodzić z zachowaniem orientacji krystalograficznej ziarn i noszą wówczas nazwę translacji, względnie przebiegają ze zmianą orientacji przy tzw. bliźniakowaniu - rys.5 i 6. (11).

Odształcenia plastyczne kryształów przebiegają za pomocą ruchu dyslokacji. W wyźarzonem kryształcie żelaza  $\alpha$  ilość dyslokacji wynosi ok.  $10^8/\text{cm}^2$ , natomiast w kryształy zgniecionym ok.  $10^{12}/\text{cm}^2$  (4).

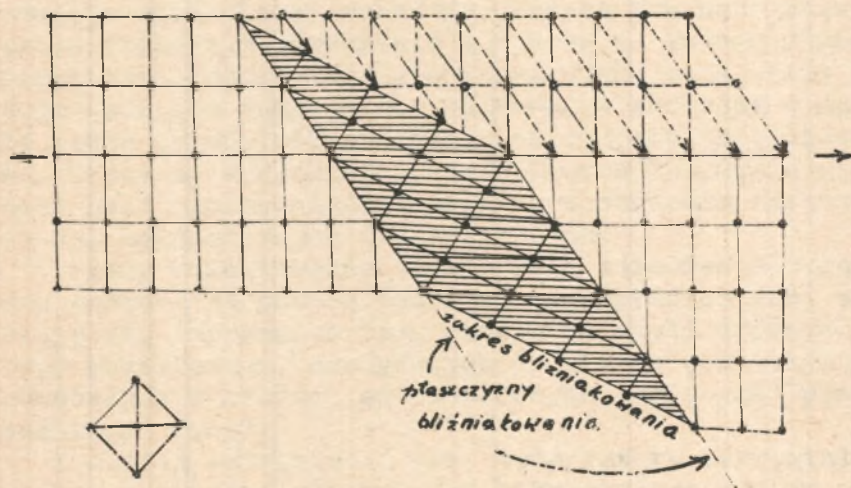
Przy zgnieciu w wyniku wzrostu naprężeń koniecznych do ruchu zwiększonej ilości dyslokacji, jak również w wyniku reakcji między dyslokacjami, prowadzącymi do ich częściowego unieruchomienia, następuje wzrost twardości i zmniejszenie własności plastycznych metalu, co określa się jako utwardzenie - względnie umocnienie.

Zespół zjawisk związanych z odkształceniem materiału na zimno określa się mianem zgniotu, a wartość liczbową stopnia odkształcenia wyraża się wzorem:

$$Z = \frac{A_0 - A_1}{A_0} \cdot 100 \text{ w } \%,$$



Rys.5. Schemat przebiegu translacji warstw kryształu w wyniku odkształceń plastycznych wzdłuż płaszczyzn poślizgu bez zmiany orientacji krystalograficznej kryształu (11)



Rys.6. Schemat przebiegu bliźniakowania kryształu w wyniku odkształceń plastycznych - widoczna zmiana orientacji krystalograficznej odkształconego kryształu (11)

przy czym

$A_0$  - oznacza przekrój poprzeczny przed zgniotem, zaś

$A_1$  - przekrój po zgniciu.

Umocnienie metalu może nastąpić zarówno pod działaniem sił zewnętrznych np. naprężeń mechanicznych, jak też pod wpływem zmian objętościowych wywołanych przemianą fazową.

Odształcenia plastyczne w zależności od ich wielkości i charakteru można ujawnić za pomocą badań metalograficznych jako tzw. linie sił, linie poślizgów i utwory bliźniacze oraz przy bardzo znacznych odształceniach jako teksturę, tj. strukturę o określonej orientacji ziarn, której towarzyszy anizotropia własności mechanicznych i fizycznych.

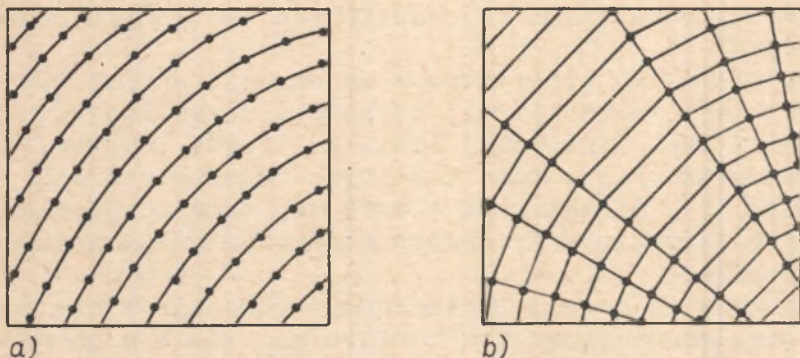
Nagrzewanie metalu zgniecionego powoduje w nim zmiany fizyczne, mechaniczne i strukturalne, które w zależności od zachodzących zjawisk określa się jako nawrót względnie zdrowienie, rekrytalizacja pierwotna i rekrytalizacja wtórna czyli zbiorcza (6).

W pierwszym okresie nagrzewania zgniecionego metalu zmniejszają się w nim stopniowo naprężenia wewnętrzne na skutek zanikania dyslokacji o różnych znakach oraz zmniejszenia liczby wakantów. Proces ten nosi nazwę nawrotu względnie zdrowienia i wpływa na zmianę własności fizycznych metali lecz nie usuwa umocnienia. Przy dalszym wzroście temperatury ogrzewania zachodzą w materiale pewne zmiany strukturalne, polegające na grupowaniu się w szereg dyslokacji o jednakowych znakach, a zjawisko nosi nazwę poligonizacji przy czym zachodzą zmiany własności mechanicznych i plastycznych.

Zmiany strukturalne tego okresu zdrowienia mogą być stwierdzone za pomocą badań rentgenograficznych, a ujawniają się tworzeniem tzw. podziarn, czyli drobnych bloków typu mozaikowego, nachylonych do siebie pod małym kątem, powstałych w miejscu odształconych (zgiętych) płaszczyzn poślizgu - rys.7.

Z chwilą osiągnięcia tzw. temperatury rekrytalizacji zachodzą w materiale wyraźne mikroskopowe zmiany strukturalne polegające na powstaniu drobnych na ogół symetrycznych ziarn w miejscu ziarn uprzednio odształconych zgniotem. Jest to tak zwana rekrytalizacja pierwotna, charakteryzująca się całkowitym zaniknięciem umocnienia materiału, a więc obniżeniem twardości i wytrzymałości a wzrostem plastyczności. Przy dalszym nagrzewaniu po-

wyżej temperatury rekrytalizacji zachodzi zjawisko rozrostu ziarn czyli tzw. rekrytalizacja wtórna albo zbiorcza. W okresie tym w zasadzie twardość nie ulega zmianie, natomiast ujawnia się wyraźna zmiana budowy strukturalnej.



Rys.7. Schemat krysztalu po odkształceniu (a) i po poliganizacji (b)

#### Badania własne <sup>x/</sup>

Celem określenia warunków i możliwości powstania zgniotu fazowego podczas chłodzenia stali niskowęglowych z temperatur austenizacji, przeprowadzono odpowiednie badania laboratoryjne. Do badań użyto stali uspokojonych Al i nieuspokojonych, walcowanych na gorąco, a dostarczonych w stanie nieobrobionym cieplnie.

Analizę chemiczną badanych stali podano w tablicy 1.

<sup>x/</sup> Podane wyniki badań są wzięte z przygotowywanej pracy doktorskiej autora.

T a b l i c a 1

## Analiza chemiczna badanych stali

Lp.	% zawartości poszczególnych składników						U w a g i
	C	Mn	Si	P	S	Almet	
1	0,21	0,30	0,00	0,010	0,010	0,070	uspokojona A1
2	0,12	0,34	0,00	0,011	0,012	0,12	uspokojona A1
3	0,22	0,58	0,06	0,024	0,024	-	nieuspokojona
4	0,12	0,58	0,00	0,048	0,048	-	nieuspokojona
5	0,08	0,52	0,00	0,044	0,044	-	nieuspokojona
6	0,06	0,27	0,00	0,013	0,013	-	nieuspokojona
7	0,04	0,06	0,00	0,042	0,024	-	nieuspokojona
8	0,03	0,06	0,00	0,024	0,024	-	nieuspokojona
9	0,02	0,04	0,00	0,012	0,022	-	nieuspokojona

Wielkość i kształt próbek dobrano po wstępnych badaniach przeprowadzonych na próbkach płaskich o grubości od 1 mm + 5 mm i próbkach okrągłych o średnicach od 1 ÷ 5 mm. Do właściwych badań stosowano próbki okrągłe o średnicy ok. 3,5 mm i długości 50 mm.

Dla każdego parametru obróbki cieplnej, a więc temperatury nagrzania, czasu wygrzania i szybkości chłodzenia stosowano po 3 próbki, z tym, że po odpowiednim zabiegu cieplnym próbki dzielono niekiedy na mniejsze części i poddawano odpowiednim zabiegom cieplnym. Dzięki temu można było niektóre zjawiska prześledzić zarówno pod względem ilościowym jak i jakościowym.

Temperatury hartowania określono w zależności od zawartości węgla, na podstawie wykresu Fe - Fe<sub>3</sub>C według Metal Progress 1946 r. przyjmując  $t_h = A_3 + 50^\circ\text{C}$ .

Ponadto dla niektórych stali stosowano dodatkowo inne temperatury hartowania, leżące powyżej  $A_3 + 50^\circ\text{C}$  względnie poniżej  $A_3$  - tablica 2.

T a b l i c a 2

## Temperatury hartowania badanych stali

Lp.	% C	Temperatury hartowania w °C		
		A <sub>3</sub> +50°	poniżej A <sub>3</sub>	powyżej A <sub>3</sub> +50°
1	0,21	875	800	1000
2	0,12	900	800	1000 i 1200
3	0,22	875	800	1000
4	0,12	900	800	1000 i 1200
5	0,08	920	-	-
6	0,06	930	-	-
7	0,04	940	-	-
8	0,03	950	-	-
9	0,02	960	800	1000

Czas grzania do hartowania dla zapewnienia przemiany strukturalnej na całym przekroju próbki określono na podstawie wstępnych prób i badań metalograficznych - tabela 3.

T a b l i c a 3

## Czas grzania w zależności od temperatury hartowania

Temperatura grzania w °C	800	875	900	920	930	940	950	960	1000	1200
Czas grzania w min.	6	4	3	3	3	2 <sup>1</sup> / <sub>2</sub>	2 <sup>1</sup> / <sub>2</sub>	2 <sup>1</sup> / <sub>2</sub>	2	2

Ponadto dla próbek ze stali 0,12%C stosowano dodatkowo w temperaturze 900 i 1200°C czasy grzania - 20 i 60 mi-

nut. Próbkę wkładano do pieca już nagrzanego do temperatury obróbki cieplnej.

Grzanie próbek przeprowadzono w piecach elektrycznych komorowych, elektrodowych solnych, a w przypadku odpuszczania stosowano również piec próżniowy, umożliwiającą równoczesną obserwację mikroskopową - rys.11 i 12.

Jako kąpiele grzewcze stosowano:

dla zakresu temperatur 1000  $\pm$  1200°C - sól SH960  
 800  $\pm$  1000°C - sól 50% SH960 +  
 + 50% SH630  
 700  $\pm$  800°C - sól SH630  
 500  $\pm$  700°C - sól 50% SH630 +  
 + 50% SH430

Oznaczenia soli wg dokumentacji Instytutu Metaloznawstwa i Aparatury Naukowo-Laboratoryjnej w Warszawie. Pomiar temperatury odbywał się przy zastosowaniu termopar Pt - Pt Rh i Chromel-Alumel, zaś regulację przeprowadzono automatycznie przy pomocy termoregulatorów i ręcznie.

Chłodzenie stali z temperatur austenizacji przeprowadzono w 5 ośrodkach chłodzących wyszczególnionych w tablicy 4.

T a b l i c a 4

## Ośrodki chłodzące

Ip.	Ośrodek chłodzący	Przybliżona szybkość chłodzenia w °C/sek w zakresie temp. 550 - 650°C	U w a g i
1	Woda 18°C+10% NaOH	ok. 1200	W czasie chłodzenia próbki poruszano
2	Woda 18°C	ok. 600	W czasie chłodzenia próbki poruszano
3	Woda 40°C	ok. 200	W czasie chłodzenia próbki poruszano
4	Olej maszynowy	ok. 120	W czasie chłodzenia próbki poruszano
5	Powietrze spokojne	ok. 15	- " -

Odpuszczanie przeprowadzono w zasadzie w temperaturze  $700^{\circ}\text{C}$  w czasie 1 godziny. Dla niektórych jednak stali stosowano dodatkowo temperatury odpuszczania poniżej względnie powyżej  $700^{\circ}\text{C}$  oraz odpuszczania od 1 ÷ 240 min.

### Przebieg prób. metody i wyniki badań

Jak już wspomniano, głównym celem badań było ustalenie czy w warunkach chłodzenia stali niskowęglowych z temperatur austenityzacji, może zaistnieć krytyczny zgniot fazowy, dalej określenie ewentualnych parametrów tego zjawiska oraz zjawiska wtórnego - krytycznego rozrostu ziarn na skutek rekrytalizacji zbiorczej.

Zmiany strukturalne zachodzące w stali w wyniku przeprowadzonych obróbek cieplnych śledzone były za pomocą badań mikroskopowych oraz częściowo rentgenograficznych i prób twardości.

Nagrzewanie w różnych ośrodkach grzewczych miało na celu ustalenie wpływu atmosfery grzewczej na strukturę stali, a przez to na przebieg badanych zjawisk. Dodatkowo pewną ilość próbek poddano zabiegowi azotowania na grubość ok. 0,07 mm, celem uzyskania odpowiedniej warstwy ochronnej na powierzchni.

Stal dostarczoną w postaci taśm o grubości 7 ÷ 10 mm i prętów o średnicy 7 ÷ 10 mm, poddano w pierw normalizowaniu, celem otrzymania na ogół jednakowej wyjściowej wielkości ziarn, a dopiero później wykonano próbki do badania.

Wyniki przeprowadzonych badań:

#### a) stal 0,2% C uspokojona Al i nieuspokojona

Po hartowaniu próbek z temperatury  $875^{\circ}\text{C}$  w różnych ośrodkach (tablica 2) otrzymano struktury począwszy od martenzytycznych w próbkach chłodzonych w wodzie

$18^{\circ}\text{C} + 10\% \text{NaOH}$  i w wodzie  $18^{\circ}\text{C}$ , poprzez struktury bainityczno-ferrytyczne w próbkach wolniej chłodzonych aż do struktur wyżarzenia normalizującego po chłodzeniu w powietrzu.

Odpuszczanie tak obrobionych cieplnie próbek w temperaturach  $600$ ,  $700$  i  $850^{\circ}\text{C}$  nie wywołało krytycznego rozrostu ziarn. Również próbki tych stali hartowane z  $800$  i  $1000^{\circ}\text{C}$  nie wykazały po odpuszczaniu rozrostu.



b) stal 0,12% C uspokojona Al i nieuspokojona

Próbki hartowane z temperatury 900°C wykazały po hartowaniu na ogół podobne struktury jak w stali 0,2% C z tym, że ilość struktury ferrytycznej w stali 0,12% C była nieco większa.

Odpuszczanie w temperaturach 700 i 850°C w czasie 1 godziny wywołało w próbkach uprzednio hartowanych w ośrodku 1 (woda + 10% NaOH) charakterystyczny rozrost ziarn głównie w warstwie powierzchniowej próbek oraz miejscami w warstwach głębszych i rdzeniu -rys.8 c i d.

W próbkach chłodzonych w ośrodku 2 rozrost ziarn wystąpił tylko miejscami w warstwie powierzchniowej próbek -rys.8 e.

Odpuszczanie próbek w temperaturze 600°C nie wywołało rozrostu ziarn zarówno w próbkach hartowanych w ośrodku 1 jak i 2.

Również w próbkach chłodzonych z temperatur austenityzacji w ośrodkach 3, 4 i 5 odpuszczanych w temperaturach 700 - 850°C, nie nastąpił rozrost ziarn - rys.8 f i h.

Na ogół po tych zabiegach cieplnych nie stwierdzono zasadniczych różnic strukturalnych dla stali uspokojonych Al i nieuspokojonych. W próbkach uprzednio azotowanych powierzchniowo, krytyczny rozrost ziarn po hartowaniu w ośrodku 1 i 2, później odpuszczanych był mniej charakterystyczny aniżeli w próbkach bez warstwy ochronnej.

Hartowanie tych stali z temperatur 800, 1000 i 1200°C nie dało po odpuszczeniu rozrostu ziarn.

Badanie rentgenograficzne tych próbek hartowanych w ośrodku 1 i 2 wykazało całkowite rozmycie prążków interferencyjnych na skutek dużych naprężeń wewnętrznych w materiale -rys.9a.

Odpuszczanie tych próbek w temperaturach począwszy od 100°C spowodowało stopniowe zarysowywanie się prążków interferencyjnych -rys.9b i c. Jednak dopiero po odpuszczeniu w zakresie temperatury 700°C wystąpiły charakterystyczne, wyraźnie zarysowane punkty interferencyjne, wskazujące na rozrost ziarn (13) -rys.9d. Dalsze badania rentgenograficzne, przeprowadzone dla różnych czasów odpuszczania w 700°C wykazało, że już po ok. 2 minutach odpuszczania występują punkty interferencyjne, których ilość wzrastała w miarę zwiększenia czasu odpuszczania -rys. 10a - d.

Ten przebieg rekrytalizacji, potwierdzony został przez bezpośrednie obserwacje mikroskopowe przeprowadzone w czasie odpuszczania w piecyku próżniowym, przystosowanym do tego rodzaju badań - rys. 11 i 12.

Próby twardości przeprowadzone na przekroju poprzecznym próbek po oziębieniu w różnych ośrodkach nie wykazały obniżenia twardości w warstwie powierzchniowej w stosunku do warstw głębszych, co wskazuje na brak odwęglenia w tej strefie.

c) stal 0,08% C nieuspokojona

Hartowanie próbek tej stali z temperatur 920°C w różnych ośrodkach i następne odpuszczanie w 700°C w czasie 1 godziny wywołało krytyczny rozrost ziarn w próbkach chłodzonych w ośrodkach 1 + 4. Najbardziej charakterystyczny, krytyczny rozrost ziarn wystąpił w próbkach oziębianych w wodzie z 10% NaOH i wodzie o temp. 18°C.

d) stal 0,06% C nieuspokojona

Próbki z tej stali hartowano z temperatury 930°C. Intensywny rozrost ziarn wystąpił po oziębieniu w ośrodkach 1 + 4 i następnym odpuszczeniu w 700°C, przy czym w próbkach tych był on najbardziej charakterystyczny ze wszystkich badanych stali i występował na ogół na całym przekroju próbek - rys. 13a + c.

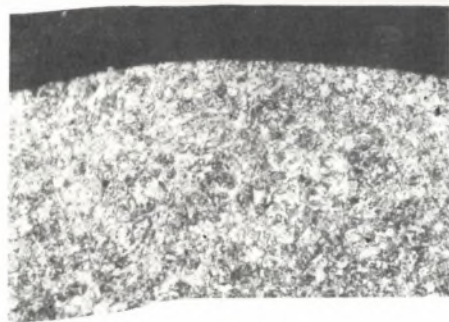
Odpuszczanie w temperaturach poniżej 650°C w czasie 1 - 3 godzin nie wywołało krytycznego rozrostu ziarn - rys. 13 f.

e) stal 0,04% C i o mniejszej zawartości węgla - nieuspokojona

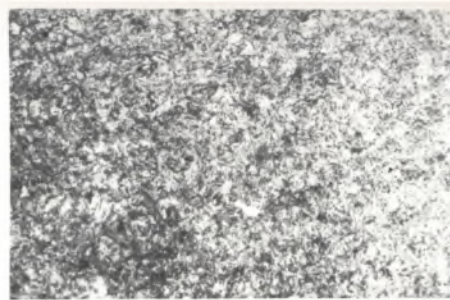
W próbkach o zawartości 0,04% C po oziębieniu z temperatury 940°C w ośrodkach 1 + 4 i odpuszczaniu w 700 i 850°C krytyczny rozrost ziarn wystąpił podobnie, jak w stali 0,06% C na całym przekroju próbek. Dla zawartości węgla poniżej 0,04% C zjawisko krytycznego rozrostu ziarn zaczęło zanikać.

W próbkach ze stali 0,03% C nieznaczny krytyczny rozrost ziarn wystąpił już tylko po oziębieniu w ośrodku 1 i 2 - rys. 14a + f.

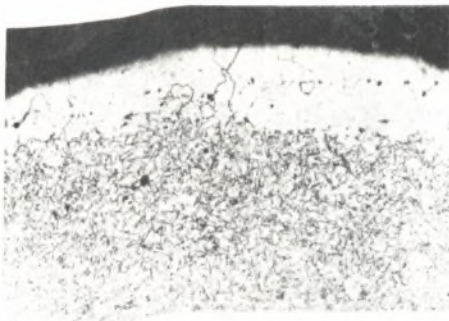
W próbkach o zawartości 0,02% C nie stwierdzono rozrostu ziarn po oziębieniu z temperatury 960°C w ośrodkach



a



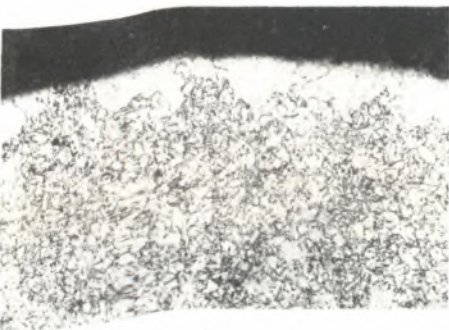
b



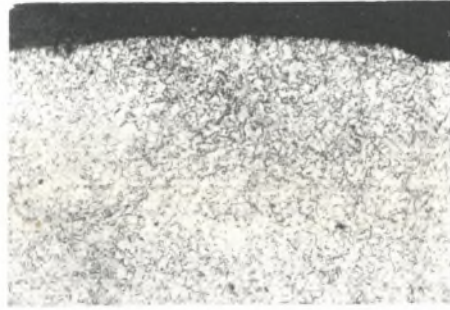
c



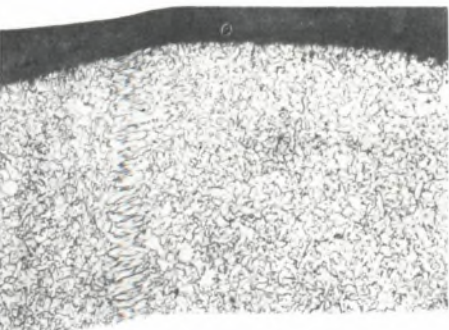
d



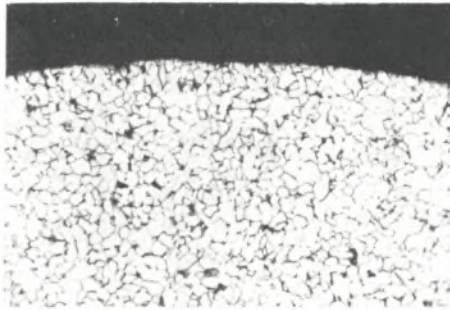
e



f



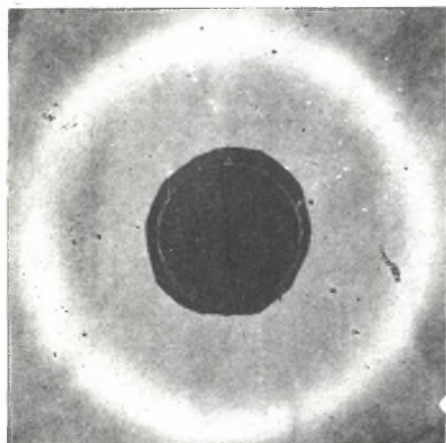
g



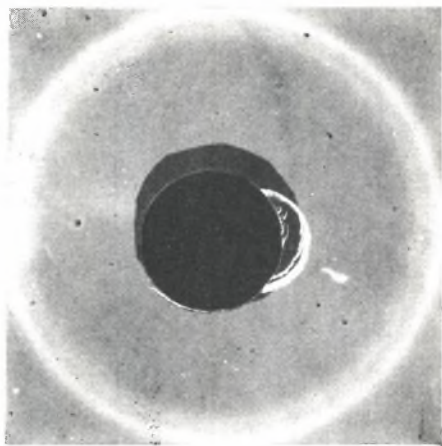
h

Rys.8. Struktura stali uspokojonej Al c zawartości 0,12% C, po obróbce cieplnej. Traw.kw.azot. Pow. x 100

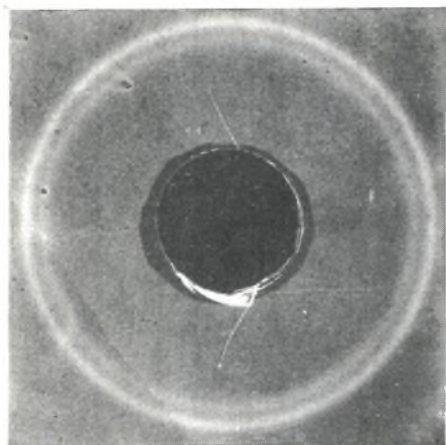
a,b - struktura na powierzchni (a) i w rdzeniu próbki (b) po hartowaniu z 900°C w 10% roztworze wodnym NaOH: martenzyt niskowęglowy z ferrytem; c, d - krytyczny rozrost ziarn ferrytu na powierzchni (c) i w rdzeniu próbki (d) po hartowaniu w roztworze NaOH i odpuszczaniu (rekrytalizacji) w 700°C w czasie 1 godziny; e - częściowy rozrost ziarn w warstwie powierzchniowej próbki po hartowaniu w wodzie 18°C i odpuszczaniu w 700°C; f, g, h - brak rozrostu ziarn w próbkach oziębianych w wodzie 40°C, oleju, powietrzu i następnie odpuszczanych w 700°C.



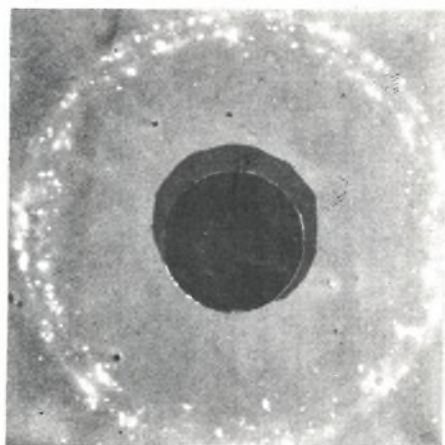
a



b

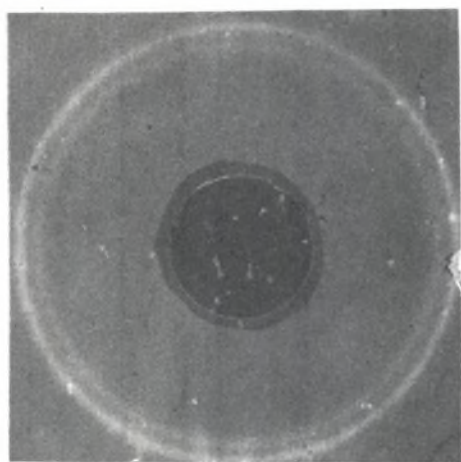


c

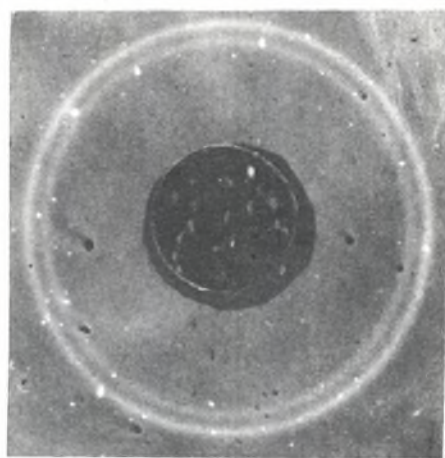


d

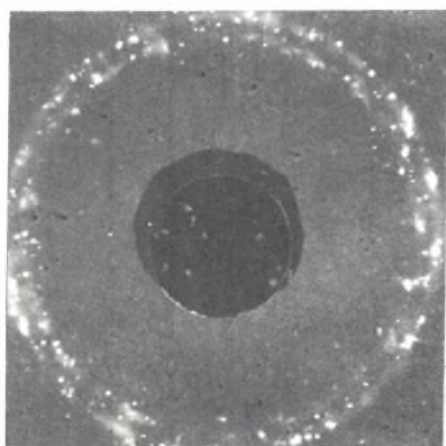
rys.9. Rentgenogramy warstwy powierzchniowej próbki stali uspokajonej Al o zawartości 0,12% C obrobionych cieplnie a - po hartowaniu z  $900^{\circ}\text{C}$  w 10% roztworze wodnym NaOH znaczne rozmycie linii interferencyjnych; b, c - po hartowaniu jak w "a" odpuszczaniu w  $150^{\circ}\text{C}$  (b) i w  $500^{\circ}\text{C}$  (c) w czasie jednej godziny; częściowe zarysowanie się linii interferencyjnych; d- po hartowaniu jak w "a" i odpuszczaniu w  $700^{\circ}\text{C}$ : charakterystyczne, wyraźnie zarysowane punkty interferencyjne wskazujące na rozrost ziarn na skutek krytycznej rekrytalizacji (rys.8c)



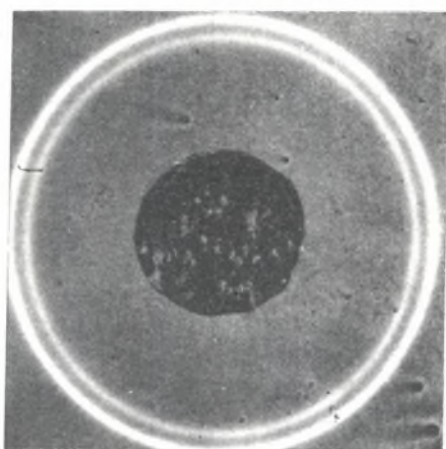
a



b



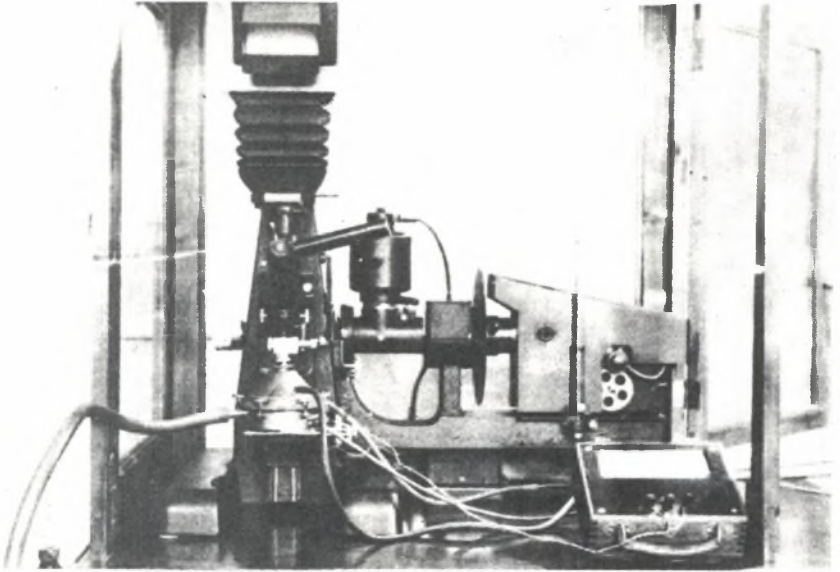
c



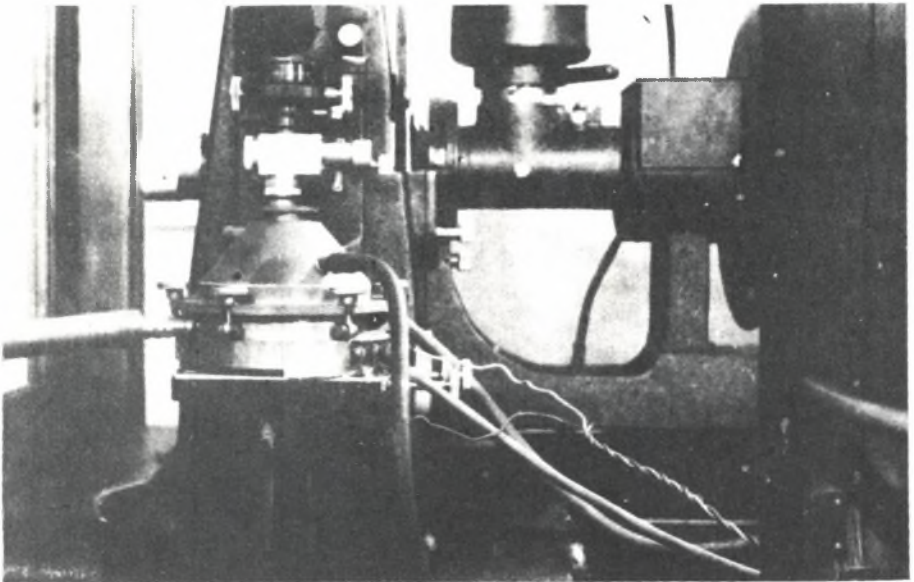
d

Rys.10. Rentgenogramy warstwy powierzchniowej próbki stali po hartowaniu jak rys.9 i odpuszczeniu w  $700^{\circ}\text{C}$  w różnych czasach

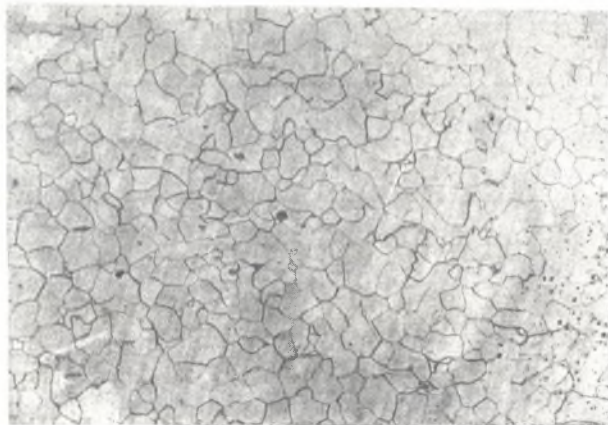
a, b, c - próbki odpuszczone w czasie 2, 5 i 15 minut: widoczny stopniowy wzrost charakterystycznych punktów interferencyjnych w wyniku stopniowego rozrostu ziarn; d - rentgenogram próbki hartowanej i odpuszczonej w  $700^{\circ}\text{C}$  w czasie jednej godziny po usunięciu przez skrawanie warstwy powierzchniowej krytycznego rozrostu ziarn



Rys.11. Widok piecyka próżniowego z urządzeniami pomocniczymi, przystosowanego do obserwacji mikroskopowych w czasie nagrzewania próbki



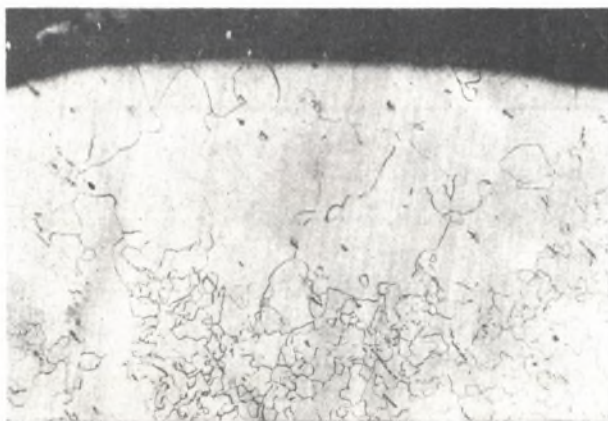
Rys.12. Szczegół piecyka próżniowego



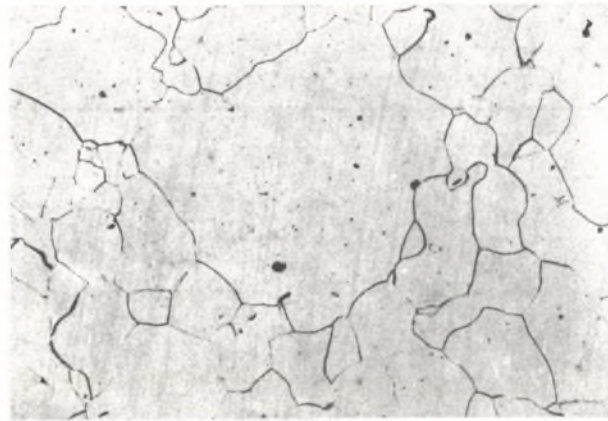
a



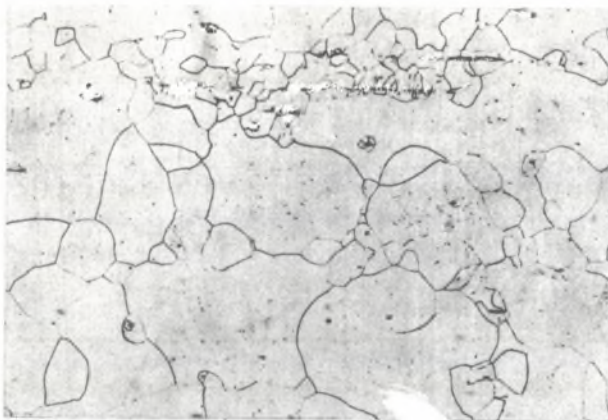
b



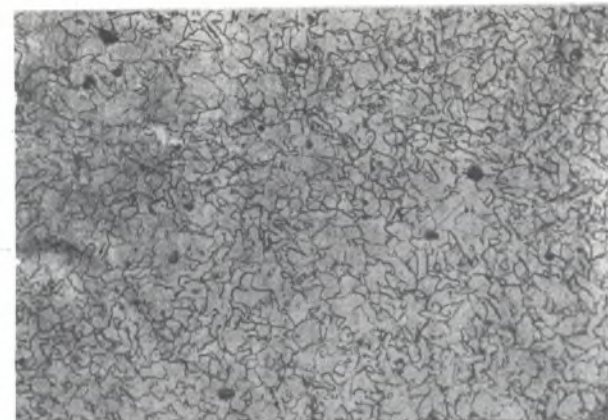
c



d



e



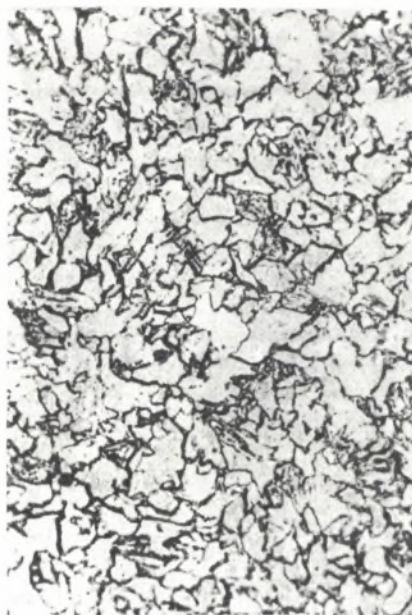
f

Rys.13. Struktura stali nieuspokojonej o zawartości 0,06% C nieobrobionej i obrobionej cieplnie.  
Traw.kw.azot. Pow. x 100

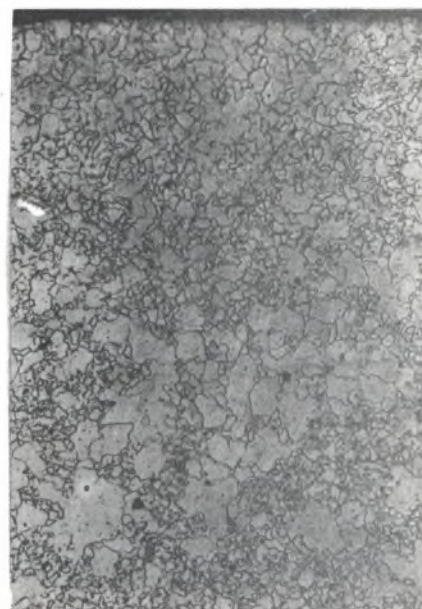
a - struktura stali nieobrobionej cieplnie: drobnoziarnisty ferryt z minimalną ilością perlitu; b - struktura stali po hartowaniu z  $930^{\circ}\text{C}$  w wodzie  $15^{\circ}\text{C}$ : martenzyt niskowęglowy i ferryt; c, d, e - krytyczny rozrost ziarn w warstwie powierzchniowej (c) i w rdzeniu (d, e) po hartowaniu jak na rys.11b i odpuszczeniu w  $700^{\circ}\text{C}$  w czasie jednej godziny; f - brak rozrostu ziarn w próbce hartowanej i odpuszczonej w  $600^{\circ}\text{C}$



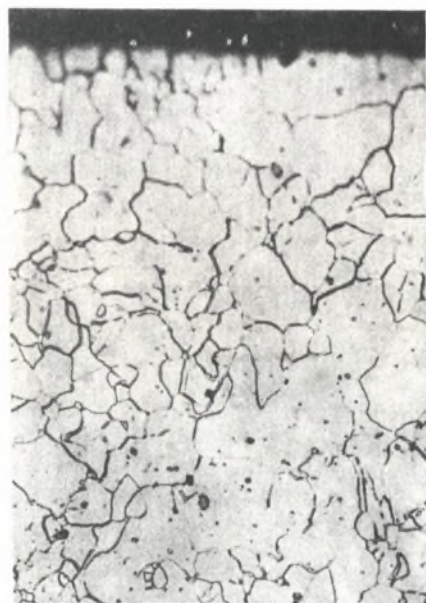
a



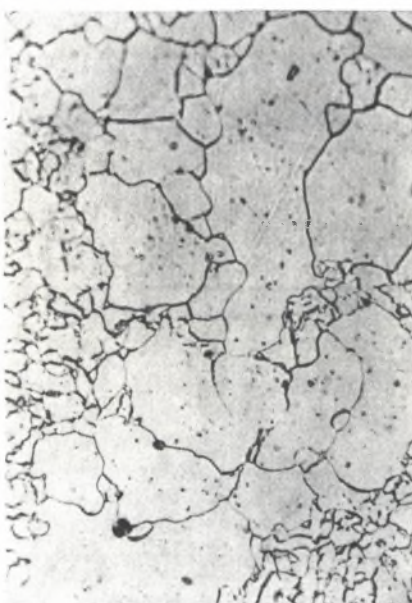
b



c



d



e



f

Rys.14. Struktura stali nieuspokojonej o zawartości 0,03% C obrabionej cieplnie. Traw.kw.azot.  
Pow. x 100 i 500

a - struktura po hartowaniu z  $950^{\circ}\text{C}$  w 10% wodnym roztworze NaOH: drobnoziarnisty martenzyt niskowęglowy z ferrytem x 100; b - jak rys.12a tylko większe powiększenie; c - struktura po hartowaniu i odpuszczeniu w  $700^{\circ}\text{C}$ : częściowy rozrost ziarn w pewnej odległości od powierzchni próbki x 100; d - szczegół warstwy powierzchniowej: brak rozrostu ziarn x 500; e - szczegół strefy krytycznego rozrostu ziarn x 500; f - szczegół głębszej warstwy: brak rozrostu ziarn x 500



1 + 5 i odpuszczeniu w 700 i 850°C. Nie wystąpił on również po oziębianiu z innych temperatur m.in. z 1000°C.

### Omówienie wyników prób i wnioski

1. Przeprowadzone badania wykazały, że w stalach węglowych o małej zawartości węgla może wystąpić zjawisko krytycznego zgniotu fazowego: w wyniku przemiany  $Fe_\gamma - Fe_\alpha$ . Odpuszczanie stali, w których nastąpił krytyczny zgniot fazowy wywołuje rekrytalizację, co ujawnia się intensywnym rozrostem ziarn, przy czym zakres najniższych temperatur odpuszczania potrzebny do wywołania tej rekrytalizacji wynosi ok. 650 - 700°C, przy czasie odpuszczania od 1/2 - 3 godz. Najbardziej charakterystyczny, krytyczny rozrost ziarn wystąpił w próbkach stali o zawartości 0,04 + 0,08% C. Dla zawartości większych niż 0,08% C zjawisko rozrostu ziarn stopniowo zanikało, tak, że powyżej 0,12 + 0,15% C występowało już tylko w minimalnej ilości, zaś przy 0,2% C w ogóle krytycznego rozrostu nie stwierdzono. Również w stalach o zawartości mniejszej niż 0,04% C zjawiska te stopniowo zanikały i poniżej 0,03% C praktycznie już nie występowały.

2. Krytyczny zgniot fazowy w stalach niskowęglowych wywołany przemianą fazową związany jest najprawdopodobniej z nierównomiernym odkształceniem objętościowym stali powodującym odkształcenie postaciowe. Niejednorodność strukturalna i chemiczna obrabianej stali, różnokierunkowa orientacja krystalograficzna poszczególnych ziarn powoduje, że odkształcenia objętościowe spowodowane przemianą fazową wywołują odkształcenia postaciowe - plastyczne, które szczególnie łatwe zachodzą w stali o małej zawartości węgla.

3. Brak rozrostu ziarn w próbkach o zawartości 0,12% C oziębianych z temperatur wyższych aniżeli  $A_3 + 50^\circ\text{C}$  w szczególności z temperatur 1000 i 1200°C i odpuszczanych w 700 i 850°C mimo, że krytyczny rozrost ziarn w tych stalach wystąpił po oziębieniu z 900°C można wyjaśnić następująco.. Nagrzanie stali do wyższych temperatur spowodowało częściowe ujednorodnienie austenitu, a przez to większą jego stabilizację co wywołało przy tych samych ośrodkach chłodzących większe przeszkodzenie stali do obszaru mniejszej plastyczności. Brak krytycznego roz-

rostu ziarn po oziębianiu z temperatur poniżej  $A_2$  jest zjawiskiem oczywistym z uwagi na to, że niezupełna przemiana fazowa przy ogrzewaniu dała niezupełną przemianę przy chłodzeniu i brak zgniotu.

4. Brak zgniotu krytycznego w stalach o większej zawartości węgla aniżeli 0,12% spowodowany jest wyższą granicą sprężystości tych stali w zakresie temperatur przemiany, skutkiem czego zwiększa się możliwość odkształceń sprężystych i niszczących, a zmniejsza się możliwość odkształceń plastycznych.

5. Brak zgniotu krytycznego po oziębianiu a przez to i krytycznego rozrostu ziarn po odpuszczaniu w stalach o zawartości poniżej 0,03% C wywołany jest najprawdopodobniej zbyt wysoką temperaturą przemiany fazowej tych stali w czasie chłodzenia, być może w zakresie powyżej  $700^{\circ}\text{C}$ . Powoduje to zjawisko stopniowej samokrystalizacji w czasie chłodzenia z temperatur austenizacji, co zmniejsza efekt zgniotu sumarycznego i uniemożliwia powstanie zgniotu krytycznego.

6. Występowanie nieznacznego krytycznego rozrostu ziarn w stali 0,03% C tylko po chłodzeniu w ośrodku 1 i 2, a więc w wyniku szybkiego chłodzenia potwierdza podaną uprzednio tezę samoodpuszczania, gdyż w przypadku szybkiego chłodzenia przemiana fazowa w tej stali zachodzi prawdopodobnie w temperaturach poniżej  $700^{\circ}\text{C}$  i zjawiska samoodpuszczania nie ma wględnie zachodzi w mniejszym stopniu.

#### LITERATURA

- (1) R.H.Aborn - Low carbon martensites - Trans. ASM 1956.
- (2) K.A.Kokszarow - Obrazowanie krupnozernistej struktury w listowej małowęglerodistej stali - Stal 1955 Nr 5.
- (3) W.D.Sadowskij - Prowraszczenie austenita w marten-sit - Fazowyje prawraszczenia w żelzouglerodistych spławach - Maszgiz 1950.

- (4) E.Houdremont - Handbuch der Sonderstahlkunde - Springer Verlag, Berlin 1956.
- (5) Praca zbiorowa, Metals Handbook, ASM 1948, Cleveland 30 Ohio.
- (6) Botchowitinow - Metakłowedenije i termiczeskaja obrabotka, Maszgiz 1958.
- (7) C.S.Roberts - Effect of Carbon on the Volume Fractions on Lattice Parameters of Retained Austenite and Martensite, Tran. AIMME, 1953.
- (8) J.S.Umańskij i in. - Fiziczeskoje metakłowedenije, Metakłurgizdat 1955.
- (9) L.G.Moroz - Tonkaja struktura i procznost stali, Metakłurgizdat 1957.
- (10) W.F.Zubariow - Teoreticzeskije osnovy grafityzacji bełowo czuguna i stali, Maszgiz 1957.
- (11) M.S.Burtan - Applied Metalurgy for Engineers, 1956.
- (12) S.S.Gorelik i T.I.Franik - O mechanizmie rekrytalizacji ..... Fyzyka Metakłow i metakłowedenije - 1959.
- (13) J.Chojnacki - Rentgenografia metali -PWT, 1958.
- (14) M.Borchers i in. - Uberblick über den derzeitigen Stand der Rekrystallisationsforschung - Metall 13.I.G.1959.

### Фазовый наклеп в малоуглеродистых сталях

Нискоуглеродистые стали после закалки проявляют при высоком отпуске интенсивный рост зерна. Исследования доказали, что в углеродистых сталях содержащих  $0,12 \div 0,03\%$  C рост зерна при отпуске связан с фазовым наклепом и собирательной рекристаллизацией. Фазовый наклеп вызван фазовым превращением  $Fe \gamma$  в  $Fe \alpha$  при закалке, а высокий отпуск вызывает собирательную рекристаллизацию, которая проявляется интенсивным ростом зерна.

### Die Phasenverformung in den Wärmebehandelten Köhlstoffstählen mit niedrigen Köhlstoffgehalt

Stähle mit niedrigen Kohlenstoffgehalt weisen in manchen Fällen nach der Härtung und hoher Anlassung starken Kornwachstum auf. Die durchgeführten Untersuchungen an Stählen von  $0,12-0,03\%$  C haben erriesen, dass der Kornwachstum nach der Anlassung mit einer Phasenverformung und einer Kritischen Rekrystalization verbunden ist. Die Phasenverformung wird durch die Phasenumwandlung des  $Fe \gamma$  in  $Fe \alpha$  während der Härtung hervorgerufen. Hohe Anlassung dagegen ruft die Kritische Rekrystalization hervor, welche durch starken Kornwachstum gekennzeichnet ist.