

**ZESZYTY
NAUKOWE
POLITECHNIKI
ŚLĄSKIEJ**

P. 3353/78

HUTNICTWO

**Z. 17
GLIWICE
1978**

POLITECHNIKA ŚLĄSKA

ZESZYTY NAUKOWE

Nr 588



HENRYK WOZNICA

P. 3353/78

WPŁYW SKŁADU
CHEMICZNEGO I PROCESÓW
TECHNOLOGICZNYCH
NA STABILNOŚĆ STRUKTURY
STALI 60G30J9

PL ISSN 0324-802 X

GLIWICE

1978

OPINIODAWCA

Prof. dr hab. inż. Adam Gierek

REDAKTOR NACZELNY WYDAWNICTW UCZELNIANYCH
POLITECHNIKI ŚLĄSKIEJ

Jan Bandrowski

REDAKTOR DZIAŁU

Maciej Michałowski

SEKRETARZ REDAKCJI

Jan Znamirowski

OPRACOWANIE EDYTORSKIE

Kazimiera Rymarz

Wydano za zgodą
Rektora Politechniki Śląskiej

Dział Wydawnictw Politechniki Śląskiej
Gliwice, ul. Kujawska 2

Nakł. 150+65 Ark. wyd. 7,19 Ark. druk. 7,12 Papier offsetowy kl. V 70x100, 70 g
Oddano do druku 18.10.1978 Podpis. do druku 7.11.1978 Drukukończ. w listop. 1978
Zam. 1226/78 W-24 Cena zł 18,-

Skład, fotokopie, druk i oprawę
wykonano w Zakładzie Graficznym Politechniki Śląskiej w Gliwicach

D. 356/28

SPIS TREŚCI

	Str.
1. WSTĘP	5
2. AKTUALNY STAN ZAGADNIENIA	7
2.1. Charakterystyka strukturalna stopów Fe-Mn-Al	7
2.2. Przemiany fazowe w stopach wysokomanganowych	10
2.2.1. Przemiany fazowe zachodzące podczas chłodzenia wysokomanganowych stopów żelaza	10
2.2.2. Wpływ składników stopowych i technologii na kinetykę przemiany austenitu w stopach Fe-Mn	15
2.2.3. Przemiany fazowe zachodzące podczas nagrzewania wysokomanganowych stali typu FERMANAL	17
2.3. Podstawowe czynniki wpływające na własności mechaniczne stopu Fe-Mn	19
2.3.1. Oddziaływanie manganu i węgla	19
2.3.2. Wpływ składników stopowych i technologii na własności stopów wysokomanganowych	23
3. ZAŁOŻENIA I TEZA PRACY	38
4. BADANIA WŁASNE	40
4.1. Cel i program badań	40
4.2. Materiał do badań	40
4.2.1. Proces metalurgiczny wytwarzania stali FERMANAL	40
4.2.2. Przeróbka plastyczna na gorąco stali FERMANAL	44
4.3. Metodyka badań	46
5. WYNIKI BADAŃ	50
5.1. Badania struktury stali FERMANAL typu 60G30J9	50
5.2. Własności mechaniczne	78
5.3. Analiza dylatometryczna	89
5.4. Analiza składu chemicznego w mikroobszarach	94
5.5. Określenie dekrementu tłumienia drgań	95
6. ANALIZA WYNIKÓW	97
6.1. Uwagi wstępne	97
6.2. Charakterystyka stali 60G30J9 po przeróbce plastycznej	98
6.3. Zmiany struktury i własności zachodzące podczas przesylenia	99
6.4. Wpływ długotrwałego wygrzewania na strukturę i własności stali 60G30J9	100
6.5. Uwagi końcowe	102
7. WNIOSKI	106
8. LITERATURA	108

1. WSTĘP

Rozwój nowych tworzyw metalicznych o specjalnych własnościach użytkowych stwarza konieczność zweryfikowania zasadności stosowania niektórych pierwiastków w dotychczas wytwarzanych stopach. Dotyczy to w dużej mierze stali stopowych stanowiących obecnie podstawowe tworzywo konstrukcyjne na elementy pracujące w trudnych warunkach eksploatacyjnych (wysokie naprężenia, podwyższone temperatury, agresywne środowisko korozyjne). Wydaje się, że istnieje pilna potrzeba znalezienia ekonomicznych zamienników tych składników stopowych, które winny być stosowane przede wszystkim do wytwarzania stopów specjalnych, a ograniczone zasoby surowcowe i względy ekonomiczne stanowią o konieczności ich racjonalnego wykorzystania.

W wielu przypadkach dla uzyskania określonego zespołu własności fizykochemicznych stali nie wystarczy prosta zamiana jednego składnika drugim, lecz konieczne jest opracowanie nowych kompozycji składu chemicznego stopów oraz w konsekwencji nowych technologii ich wytwarzania i ulepszania.

W ostatnich latach obserwuje się w wielu krajach, a głównie w Związku Radzieckim, NRD, Stanach Zjednoczonych, Wielkiej Brytanii i RFN duże zainteresowanie stopami żelaza zawierającymi do kilkudziesięciu procent manganu. Celowość prowadzenia prac naukowo-badawczych nad tymi stopami uzasadniają zarówno bogate zasoby surowcowe manganu w świecie, jak również specyficzne właściwości austenitu manganowego, umożliwiające, przy odpowiednim doborze składu chemicznego i technologii, uzyskanie stopu o bardzo interesującym zespole własności użytkowych. Prowadzone badania, obejmujące zarówno zagadnienia dotyczące poznania zjawisk strukturalnych zachodzących w stopach Fe-Mn i wyjaśnienia ich wpływu na własności, jak również problemy technologiczne wytwarzania i przetwarzania tych stopów doprowadziły np. w Instytucie Metalurgii im. A.A. Bajkowa w Moskwie [1,2] do opracowania nowych gatunków stali wysokomanganowych.

W kraju mangan stosowany jest dotychczas głównie jako tani składnik stopowy stali konstrukcyjnych i narzędziowych, wprowadzany w ilości do 2% głównie celem prawy hartowności. Istnieją również dwa gatunki tzw. stali oszczędnościowych, stanowiących zamiennik stali typu 18-8, w których część niklu zastąpiona została manganem. Jedynym gatunkiem stali wysokomanganowej jest opracowana przed prawie stu laty i nadal udoskonalana tzw. stal Hadfielda (11G12), której specyficznych własności nie udało się uzyskać w innych stopach.

W kraju nie prowadzono dotychczas prac badawczych, których wyniki stworzyłyby naukowe podstawy do opracowania nowych gatunków stali wysokomanga-

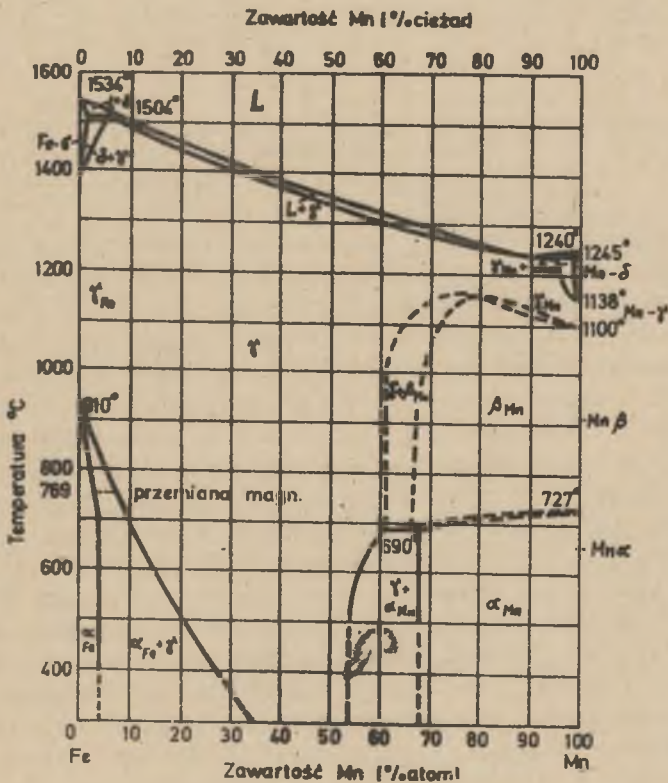
nowych. Zagadnienie to podjęte zostało przez Instytut Inżynierii Materiałowej Politechniki Śląskiej przy współudziale niektórych placówek badawczych hutnictwa, w ramach realizowanego problemu badań podstawowych PAN-MNSzWiT I-22 pt.: "Materiały na urządzenia energetyczne i technologiczne, pracujące w podwyższonych temperaturach". Uzyskane wyniki wskazują zarówno na celowość wprowadzenia do produkcji nowych stali wysokomanganowych o specjalnych własnościach jak również na możliwość technicznego ich wytwarzania przez hutnictwo.

Niniejsza praca obejmuje niektóre zagadnienia badawcze oraz technologiczne dotyczące nowej, wysokomanganowo-aluminiowej stali 60G30J9, określanej jako FERMANAL.

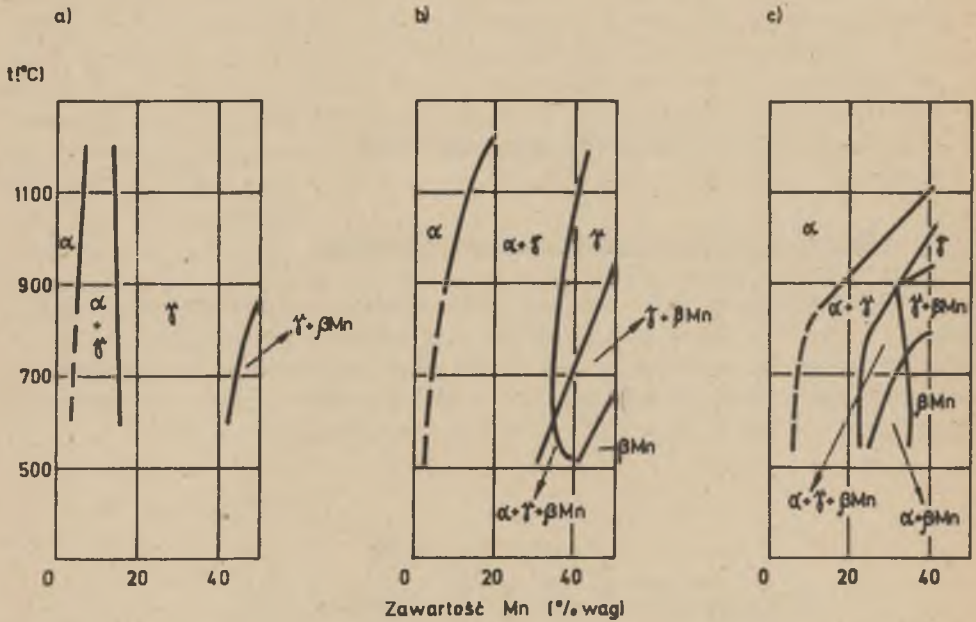
2. AKTUALNY STAN ZAGADNIENIA

2.1. Charakterystyka strukturalna stopów Fe-Mn-Al

Zakres występowania faz w stopach Fe-Mn ilustruje układ równowagi przedstawiony na rys. 1. Szczegółową jego analizę podano w pracach [3,4,5,6,7]. Wpływ aluminium na strukturę stopów Fe-Mn można prześledzić na podstawie politermicznych układów równowagi faz w stopach Fe-Mn-Al (rys. 2), zawierających: 4,7 i 10% Al oraz C - w ilościach do 0,04% [8].



Rys. 1. Wykres równowagi stopów Fe-Mn [5]



Rys. 2. Politermiczne przekroje układu fazowego Fe-Mn-Al przy stałej zawartości aluminium [8]:

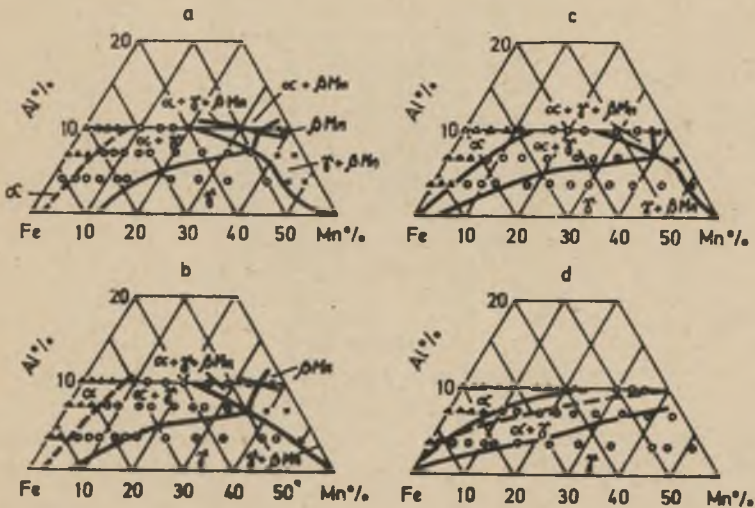
a - 4% Al; b - 7% Al; c - 10% Al

Zasadnicze oddziaływanie aluminium sprowadza się do stabilizacji fazy α . W warunkach równowagi termodynamicznej jednorodny roztwór α występuje do około 5% manganu dla zawartości 4% aluminium (rys. 2a). Przy tej koncentracji aluminium nie obserwuje się istotnego wpływu temperatury na zakres występowania roztworu α . Natomiast przy wyższych stężeniach aluminium temperatura wpływa na rozszerzenie zakresu roztworu α . Przy zawartościach około 10% aluminium faza ta występuje do około 10% Mn w temperaturze 700 °C i do około 40% manganu w temperaturze 1100 °C (rys. 2c). W stopach zawierających około 7% aluminium obserwuje się bardzo szeroki zakres dwufazowy $\alpha + \gamma$ (od około 5% Mn do 35% Mn w temperaturze 700 °C i od około 18% Mn do 42% Mn w temperaturze 1100 °C (rys. 2b)).

Aluminium intensywnie ogranicza zakres istnienia jednorodnego roztworu γ , który w stopach zawierających około 7% aluminium występuje do temperatury około 550 °C, a w stopach zawierających 10% aluminium - do temperatury 900 °C. W obydwu analizowanych przypadkach ilość manganu wynosiła około 35%. Aluminium przesuwą również do niższych koncentracji manganu obszar występowania - β manganu, który w stopach Fe-Mn tworzy się w temperaturze około 700 °C przy koncentracji około 66% Mn (rys. 1).

Zgodnie z układami przedstawionymi na rys. 2 - β mangan występuje w tej temperaturze już przy zawartości około 42% Mn dla stopów z 4% aluminium i przy około 22% Mn w stopach o koncentracji 10% aluminium. W tym ostatnim przypadku stopy zawierające ponad 20% Mn mogą posiadać wielofazową strukturę: $\alpha + \gamma + \beta$ mangan. Stopy Fe-Mn, zawierające około 10% aluminium, w zależności od koncentracji manganu i temperatury mogą posiadać następujące struktury: α , $\alpha + \gamma$, $\alpha + \gamma + \beta$ mangan, $\gamma + \beta$ mangan, $\alpha + \beta$ mangan oraz β mangan (rys. 2c).

Ze względu na istotny wpływ temperatury na zakres występowania poszczególnych faz w stopach Fe-Mn-Al duże znaczenie posiadają izotermiczne przekroje układu równowagi tych stopów, przedstawione na rys. 3. Wykresy te



Rys. 3. Izotermiczne przekroje wykresu równowagi Fe-Mn-Al przy temperaturach [8]:

a - 650 °C; b - 750 °C; c - 850 °C; d - 1000 °C i 1150 °C

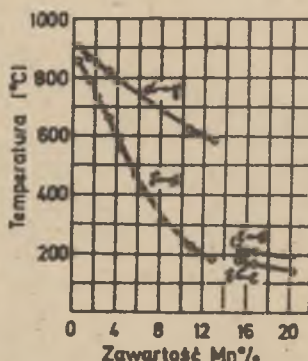
zostały skonstruowane na podstawie układów politermicznych (rys. 2) oraz na podstawie badań przemian fazowych stopów Fe-Mn-Al [8, 9, 10, 11]. W temperaturze 650 °C stopy Fe-Mn-Al, zawierające około 10% aluminium, mogą - w zależności od koncentracji manganu - posiadać następujące struktury: α (do ok. 8% Mn), $\alpha + \gamma$ (do ok. 25% Mn), $\alpha + \gamma + \beta$ mangan (do 30% Mn), $\alpha + \beta$ mangan (do 35% Mn) i β mangan (powyżej 35% Mn) - rys. 3a. Natomiast w temperaturze 1150 °C występują jedynie obszary α oraz $\alpha + \gamma$ (przy zawartości 10% aluminium) - rys. 3d.

2.2. Przemiany fazowe w stopach wysokomanganowych

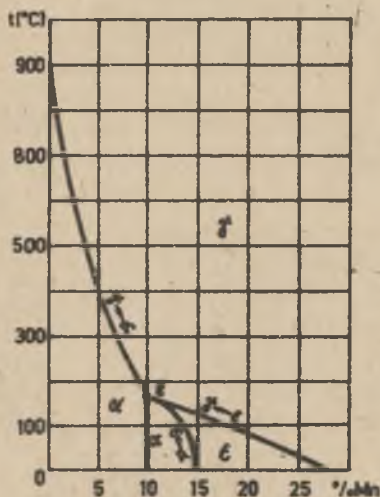
2.2.1. Przemiany fazowe zachodzące podczas chłodzenia wysokomanganowych stopów żelaza

W warunkach rzeczywistych, w wyniku zmian temperatury w czasie, struktury stopów Fe-Mn oraz Fe-Mn-Al odbiegają od przedstawionych w rozdziale 1.

Szczegółowe omówienie oddziaływania manganu na temperaturę M_s oraz zakres występowania poszczególnych przemian zawierają prace [4, 12, 13, 14, 15]. Wynika z nich generalny wniosek, że mangan obniża temperatury początku przemiany martenzytycznej (rys. 4).



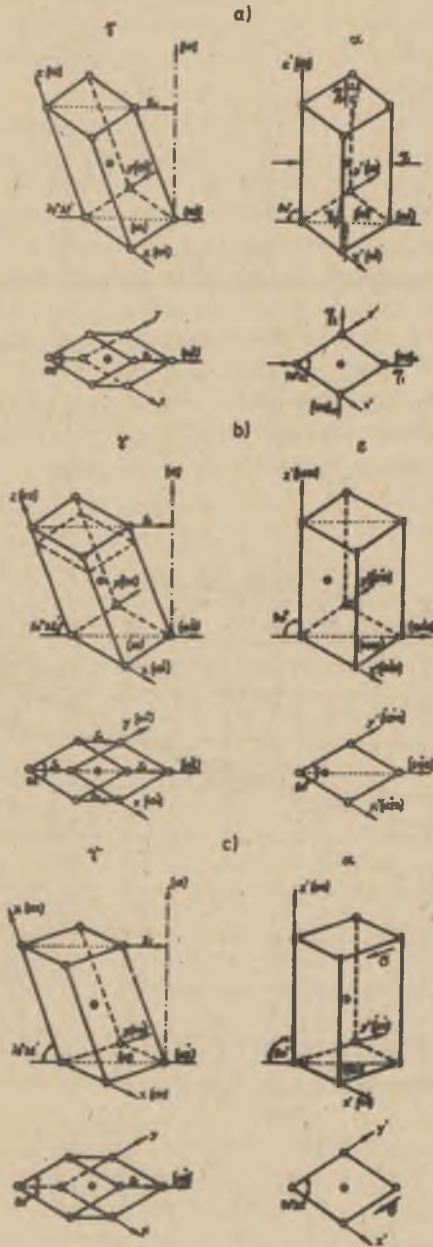
Rys. 4. Przemiany rzeczywiste w stopach Fe-Mn [4]



Rys. 5. Wykres metastabilnego układu Fe-Mn (opracowanego na podstawie danych eksperymentalnych) [18]

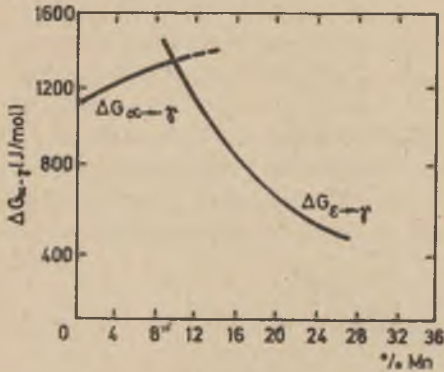
Zgodnie z metastabilnym układem równowagi stopów Fe-Mn (rys. 5) mogą zachodzić w nich, w zależności od zawartości manganu, następujące przemiany fazowe: $\gamma \rightarrow \alpha$, $\gamma \rightarrow \epsilon$, i $\epsilon \rightarrow \alpha$. Mechanizm przebudowy sieci γ w wyniku tych przemian przedstawiono na rys. 6. Przemiana $\gamma \rightarrow \alpha$ zachodzi podczas chłodzenia stopów zawierających do 10% Mn. Przybliżoną wartość energii napędowej tej przemiany przedstawiono na rys. 7.

Faza α , zbudowana w tych stalach z równoległych wiązek listwowych ziarn o dużej gęstości dyslokacji, określana jest mianem



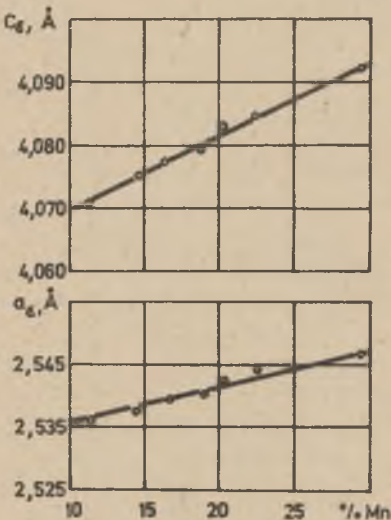
Rys. 6. Mechanizm przebudowy sieci: [16, 17]

a - γ w sieć α przy przemianie $\gamma \rightarrow \alpha$, b - γ w sieć δ przy przemianie $\gamma \rightarrow \delta$
 c - γ w sieć α przy przemianie $\gamma \rightarrow \delta \rightarrow \alpha$



Rys. 7. Zmiana energii napędowej przemian austenitycznych [19]

objętości właściwej stopu (odwrotnie niż podczas przemiany $\gamma \rightarrow \alpha$) [20, 21]. Przebudowa sieci krystalicznej płaskocentrycznej roztworu w heksagonalną, gęsto upakowaną sieć martenzytu ϵ następuje w wyniku przesunięcia względem siebie kolejnych par płaszczyzn atomowych (111) o odległości $\frac{a}{\sqrt{6}}$ w kierunku krystalograficznym $[11\bar{2}]_{\gamma}$, $[\bar{2}11]_{\gamma}$ lub $[1\bar{2}1]_{\gamma}$.



Rys. 8. Wpływ zawartości manganu na parametr sieci krystalicznej martenzytu [25]

martenzytu listwowego. Obszerną charakterystykę martenzytu listwowego podano w pracach [13, 14, 15, 16].

W stopach zawierających powyżej 10% Mn zachodzi przemiana $\gamma \rightarrow \epsilon$, przy czym do zawartości około 15% Mn faza ϵ ulega dalszemu przemianom w fazę α [17, 18]. Pojawienie się martenzytu ϵ w czasie przemiany $\gamma \rightarrow \alpha$ (jako stanu pośredniego) spowodowane jest jego niską EBU oraz wymaganą mniejszą energią napędową przemiany.

Przemiana $\gamma \rightarrow \epsilon$ w stopach Fe-Mn rozpoczyna się w zakresie temperatur 110-80 °C i kończy poniżej temperatury 0 °C. Charakterystyczną cechą tej przemiany jest zmniejszenie

W rezultacie tego kolejność ułożenia płaszczyzn najgęściej upakowanych ulega zmianie z ABCABC na ABABAB [22, 23, 24], a parametr sieci z $a = 3,582 \text{ \AA}$ dla γ na $a = 2,531 \text{ \AA}$ i $c = 4,059 \text{ \AA}$ dla ϵ , przy zawartości 10% manganu. Wraz z podwyższeniem zawartości manganu w stopie parametry elementarnej komórki fazy ϵ ulegają zmianie (rys.8) [25, 26, 27]. Zależności te zostały ujęte przy pomocy wzorów empirycznych [25]:

$$a = 2,351 + 0,00059 (\%_{\text{at}} \text{ Mn}) \text{ \AA}$$

$$c = 4,059 + 0,00108 (\%_{\text{at}} \text{ Mn}) \text{ \AA}$$

Parametr sieci austenitu także ulega zmianie:

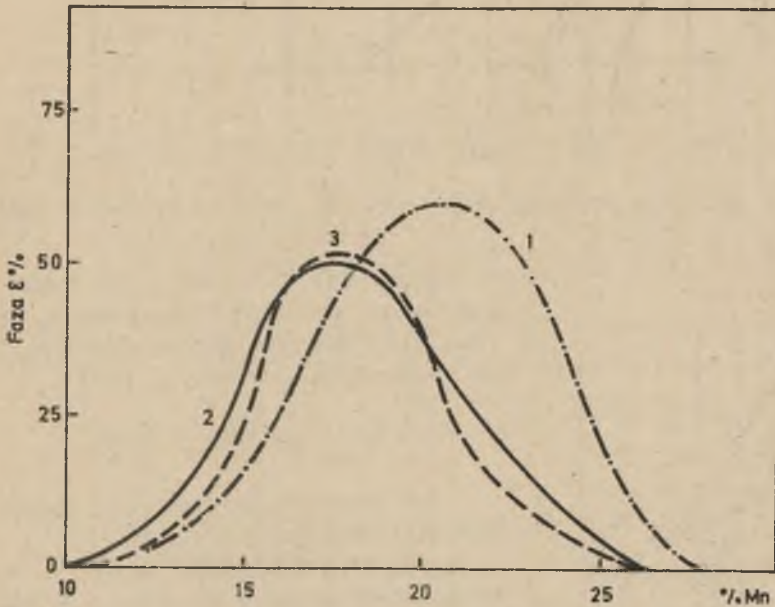
$$a = 3,582 + 0,00072 (\%_{\text{at}} \text{ Mn}) \text{ \AA}$$

Tetragonalność martenzytu ϵ wynosi $\frac{c}{a} = 1,604 = \text{const}$ i jest niezależna od zawartości manganu. Natomiast wzajemną orientację faz γ i ϵ można wyrazić następująco: [28]

$$(111)_{\gamma} \parallel (0001)_{\epsilon}$$

$$[101]_{\gamma} \parallel [2\bar{1}\bar{1}0]_{\epsilon}$$

W wyniku przesunięć płaszczyzn sieciowych na powierzchni zglądu obserwuje się relief martenzytu ϵ w postaci równoległych linii. W pojedynczych ziarnach linie te układają się w postaci pakietów w jednym lub w paru kierunkach. Po wytrawieniu powstaje charakterystyczna struktura widmannstättenowska [13, 29].



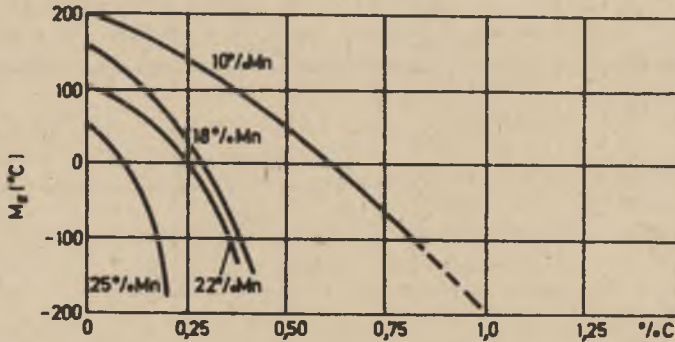
Rys. 9. Wpływ zawartości manganu na ilość fazy ϵ [4]

1 - wg Erszewoja, Szklara; 2 - wg Bogaczewa; 3 - wg Trojewa i Mc Guira

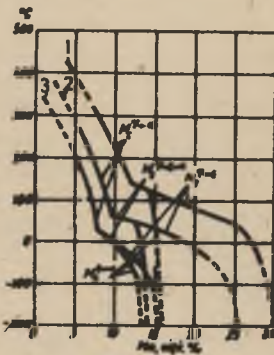
Przeprowadzone na mikroskopie elektronowym badania wykazały, że martenzyt ϵ nie ma budowy jednorodnej, lecz składa się z oddzielnych płytek, które zbudowane są z jeszcze cieńszych warstewek o grubości około 40 Å [30]. Wewnątrz kryształów martenzytu ϵ zauważa się znacznie większą ilość błędów ułożenia niż w austenicie. Maksymalną ilość martenzytu ϵ uzyskuje się w stopach zawierających około 17% Mn (rys. 9). Przy 12% Mn poniżej temperatury 110 °C następuje przemiana martenzytu ϵ w fazę α' , która złożona jest z równoległych, długich pasm z wyraźną strukturą blokową

[25]. Przemiana $\gamma \rightarrow \epsilon$ przy ochładzaniu do temperatury otoczenia nie dochodzi do końca. Austenityczna osnowa pomiędzy płytkami martenzytu ϵ charakteryzuje się dużą gęstością błędów ułożenia w płaszczyznach krystalograficznych (111) γ [25].

Obszar dwufazowy $\gamma + \epsilon$ występuje w zakresie od 15 do 28% Mn. Stopy zawierające powyżej 25% Mn posiadają do temperatury otoczenia strukturę austenityczną [31, 32, 33].



Rys. 10. Wpływ węgla na temperaturę M_s stali manganowych [34]



Rys. 11. Wykres martensytycznych przemian w stopach Fe-Mn-C [37]

- 1 - 0,02% C
- 2 - 0,25% C
- 3 - 0,5% C

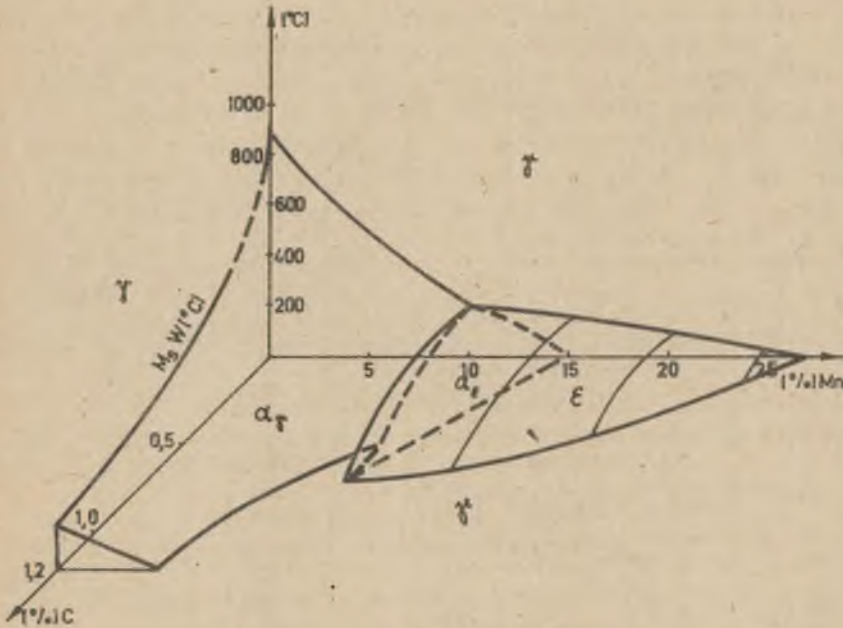
Wprowadzenie do stopów Fe-Mn węgla powoduje dalsze obniżenie temperatury M_s (rys.10) [34, 35], która może być określona empirycznie następującą zależnością [36]:

$$M_s = 561 - 474 (\%C) - 33 (\%Mn)$$

Układ równowagi metastabilnej stopów Fe-Mn-C przedstawiono na rys. 11.

Ze wzrostem zawartości węgla w stopach Fe-Mn zmniejsza się w strukturze ilość martenzytu ϵ [37]. Przykładowo, w stali zawierającej 22% Mn ilość fazy ϵ wynosi około 30% przy zawartości węgla 0,04%, około 10% przy 0,09% C i około 1% przy 0,18% C. Przy koncentracji węgla 0,37% temperatura M_s wynosi około -120° , stop w temperaturze otoczenia posiada jednofazową strukturę roztworu stałego γ .

Zakres występowania poszczególnych faz w stopach Fe-Mn-C, w zależności od temperatury i składu chemicznego, można przedstawić za pomocą przestrzennego wykresu (rys. 12) [38, 39, 40, 41].



Rys. 12. Wykres fazowy stopów Fe-Mn-C [41]

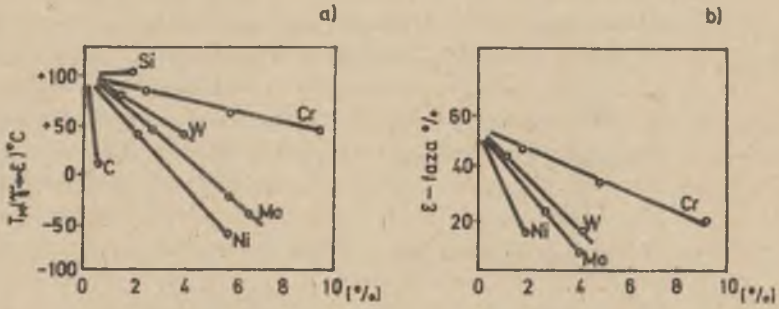
Wprowadzenie do wysokomanganowych stali około 9% Al bardzo silnie obniża temperaturę M_s . W temperaturze -190°C nie stwierdzono jeszcze obecności martenzytu α lub ϵ [42]. Po chłodzeniu z różnymi szybkościami w stopach Fe-Mn-Al-C, w zależności od składu chemicznego, uzyskano następujące struktury: α , $\alpha + \gamma$, $\alpha + \beta$ mangan, $\alpha + \gamma + W$, γ , $\gamma + W$ [43,44,45].

2.2.2. Wpływ składników stopowych i technologii na kinetykę przemiany austenitu w stopach Fe-Mn

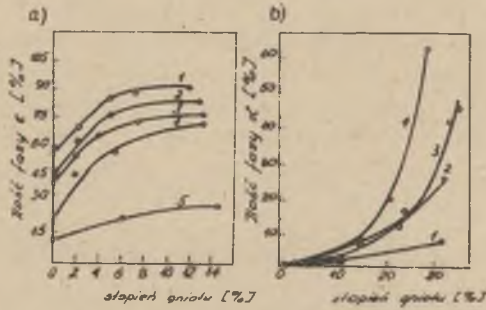
Przeprowadzone badania stopów Fe-Mn-Me (Me - składnik stopowy) wykazały zbliżony charakter przemian fazowych do ujawnionych w stopach dwuskładnikowych [4].

Zasadniczy wpływ składników stopowych sprowadza się do obniżenia temperatury początku przemiany $\gamma \rightarrow \epsilon$ (rys. 13). Konsekwencją tego oddziaływania jest stabilizacja roztworu γ (rys. 13b). Jedyny wyjątek stanowi krzem, który zwiększa ilość martenzytu ϵ w strukturze [4, 46].

Okształcenie plastyczne na zimno zmniejsza stabilność austenitu w stalach Fe-Mn, ułatwiając przemianę $\gamma \rightarrow \epsilon$ i $\gamma \rightarrow \alpha$ (rys. 14). Przemiana $\gamma \rightarrow \epsilon$ zachodzi intensywnie przy małych gniotach (do 10%), przy czym wprowadzenie do stopu Fe-Mn wolframu lub molibdenu zmniejsza ilość fazy ϵ (rys. 14a), natomiast pierwiastki te przyspieszają przemianę $\gamma \rightarrow \alpha$ (rys. 14b) szczególnie przy gniotach powyżej 15% [4, 47].



Rys. 13. Wpływ składników stopowych na położenie temperatury M_B i ilości fazy ϵ [4]



Rys. 14. Wpływ stopnia gniotu na zawartość fazy ϵ (rys. a) i fazy α (rys. b) w stopach z dodatkiem wolframu i molibdenu [4]

1 - G19; 2 - G19W; 3 - G19M; 4 - G19W4; 5 - G19M4



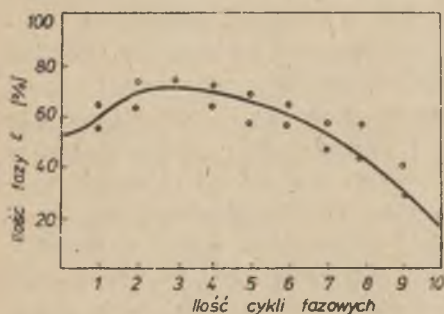
Rys. 15. Wpływ odkształcenia (w temperaturach podwyższonych) stopu G20 na zawartość fazy ϵ [47]

1 - walcowanie w temperaturze $300^\circ C$ i chłodzenie na powietrzu, 2 - walcowanie w temperaturze $300^\circ C$ i chłodzenie do $-100^\circ C$, 3 - walcowanie w temperaturze $490^\circ C$ z chłodzeniem na powietrzu

Martenzyt ϵ , powstały w stopach Fe-Mn-Me poddanych odkształceniu plastycznemu na zimno, jest rozdrobniony i zniekształcony oraz zorientowany w stosunku do kierunku działania naprężeń rozciągających [4].

Znaczny wpływ na stabilizację austenitu wywiera odkształcenie plastyczne w temperaturze 300 - 450 °C (rys. 15). I tak po odkształceniu stopu G20 małymi gniotami (do 3%) w temperaturze 300 °C podczas następnego chłodzenia stwierdzono znaczny wzrost ilości martenzytu ϵ [47]. Przy wyższych gniotach zaobserwowano intensywny proces stabilizacji austenitu. Odkształcenie gniotami powyżej 30% doprowadziło do całkowitego zaniku martenzytu ϵ w strukturze stopu G20.

Wpływ odkształcenia plastycznego na przemiany martenzytyczne w stopach Fe-Mn związany jest z procesami zachodzącymi w obszarach roztworu stałego η , tj. powstawaniem naprężeń, rozdrobnieniem ziarn i bloków mozaiki. Wzrost naprężeń sprzyja przyspieszeniu przemiany $\eta \rightarrow \epsilon$, natomiast rozdrobnienie ziarn oraz bloków mozaiki stabilizuje fazę η , hamując wzrost koherentnych kryształów fazy ϵ [4].



Rys. 16. Zmiana ilości fazy ϵ stopu G20 w zależności od ilości cykli przebiegów fazowych [4, 47]

- odkształcenie plastyczne w zakresie temperatur 300-450 °C z zastosowaniem dużych gniotów,
- przeprowadzenie wielokrotnej cyklicznej obróbki cieplnej,

Natomiast najsilniej zmniejsza stabilność austenitu w stalach wysokomanganowych odkształcenie plastyczne na zimno.

2.2.3. Przemiany fazowe zachodzące podczas nagrzewania wysokomanganowych stali typu FERMANAL

Mało jest dotychczas danych literaturowych obejmujących całość zagadnień związanych z kinetyką przemian fazowych stali typu FERMANAL w trakcie ich obróbki cieplnej. W pracy [49] omówiono przemiany fazowe zachodzące podczas nagrzewania i wygrzewania stali typu 9G28J9MWB, z mikrodat-

Skład fazowy stopów Fe-Mn można zmienić za pomocą cyklicznej obróbki cieplnej, polegającej na wielokrotnej realizacji przemiany $\eta \rightleftharpoons \epsilon$ [4, 47, 48] (rys. 16). Jak wynika z wykresu przedstawionego na rys. 16 wzrost udziału martenzytu w strukturze zachodzi już przy małej ilości cykli obróbki cieplnej (do 3); przy większej ilości cykli (powyżej 7) następowała stabilizacja austenitu [47].

Z przedstawionych danych wynika, że w stopach Fe-Mn-Me stabilizacji austenitu sprzyja:

- wprowadzanie składników stopowych (wyjątek stanowi krzem);

kiem Nb. Po przesycaniu z temperatury 1050 °C stal ta posiadała strukturę austenitu z węglkami NbC.

Rozpad austenitu w czasie nagrzewania zachodził w dwóch stadiach. W pierwszym stadium z austenitu w obszarze ziarn wydzielała się koherentna faza węglkowa "W" z osnową, która posiadała uporządkowaną płaskocentryczną strukturę. Wraz z podwyższeniem temperatury wygrzewania zwiększały się rozmiary cząstek fazy "W", a ogólna jej ilość malała. Nastąpiło przy tym zerwanie koherencji pomiędzy fazą "W" i osnową, co objawiło się m.in. pojawieniem wtórnych pętli dyslokacji wokół cząstek fazy "W". Oprócz tego w czasie wygrzewania powyżej 650 °C stwierdzono powstawanie skoagulowanych wydzielań fazy "W" na granicach ziarn.

Podwyższenie zawartości aluminium i węgla zwiększa ilość wydzielań na granicach ziarn; tworzą one grubą siatkę powodującą kruchość stali. Należy zauważyć, że wydzielenia fazy "W" po granicach występują do znacznie wyższych temperatur nagrzewania (750 ± 850 °C) niż wydzielenia w obrębie ziarn, co prawdopodobnie związane jest z podwyższeniem zawartości aluminium na granicach ziarn. Wraz ze zwiększeniem zawartości aluminium zwiększa się ilość fazy "W". Podczas wygrzewania w temperaturze 450 °C wydzielenie fazy węglkowej rozpoczyna się po 2 godzinach i nie kończy się nawet po czasie 500 godzin; w temperaturze 550 °C w czasie pierwszych 5 godzin intensywnie wzrasta ilość fazy "W" oraz rozmiar jej cząstek. Podczas dalszego wygrzewania w czasie 16±100 godzin ilość fazy "W" wynosi około 30%. W temperaturze 650 °C proces wydzielenia fazy "W" kończy się po upływie 30 minut, a w temperaturze 750 °C po 1 minucie. Wraz z przedłużaniem czasu wygrzewania zmienia się mechanizm rozpadu austenitu i wydzielają się nowe fazy. Zmiana mechanizmu rozpadu austenitu uwarunkowana jest znacznymi zmianami składu chemicznego osnowy w czasie wydzielenia fazy "W".

W pierwszym stadium rozpadu austenitu w temperaturach niższych od 700°C wydzielająca się faza "W", o zawartości aluminium ok. 13,3% oraz węgla ok. 3,5% i niskiej koncentracji manganu, prowadzi do zubożenia osnowy w aluminium i węgla i wzbogacenia jej w mangan.

Po wydzieleniu 25±30% fazy "W" praktycznie cała zawartość węgla przechodzi z austenitu do fazy "W". Zawartość aluminium w austenicie obniża się do 7,5-8%, a zawartość manganu wzrasta do 35±40%. Przy dostatecznie długim czasie wygrzewania zachodzi drugie stadium rozpadu, polegające na wydzieleniu fazy na osnowie β- manganu i przebudowie osnowy o sieci γ w α. Pierwsze stadium rozpadu można przedstawić schematycznie.

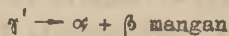


gdzie:

γ_0, γ' - wyjściowy i końcowy austenit,

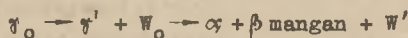
W_0 - faza Fe_3AlC_x .

Schemat drugiej fazy rozpadu można przedstawić następująco:

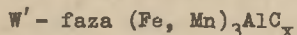


Równocześnie faza "W" zostaje wzbogacona w mangan i węgiel, o czym świadczy obniżenie punktu Curie do 220 ± 240 °C i powiększenie parametru sieci fazy "W" do 3,79-3,81 Å.

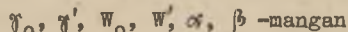
Analiza chemiczna fazy "W", wydzielonej po długim wygrzewaniu w temperaturze 650+750 °C, wykazała, że stężenie manganu w fazie "W" o takim parametrze sieci wynosi 15-25%. Rozpad przesyconego roztworu stałego w stali FERMANAL można przedstawić za pomocą następującego schematu:



gdzie:



Jeżeli rozpad jest niepełny, to w stali jednocześnie mogą występować produkty rozpadu utworzone w czasie pierwszego i drugiego stadium, czyli:



Wydzielenie β -manganu prowadzi do rzeczywistego zubożenia osnowy w mangan; zachodzi przebudowa sieci z γ w α , a nadmiar węgla może przejść do fazy "W".

Punkt Curie fazy α , powstałej przy rozpadzie $\gamma' \rightarrow \alpha + \beta$ -mangan, wynosi 430+480 °C, co wynika prawdopodobnie z niskiej zawartości składników stopowych, tj. aluminium i manganu.

Dla temperatur nagrzewania 750-850 °C w pierwszym stadium rozpadu wydziela się faza "W" $(\text{Fe, Mn})_3\text{AlC}_x$ przeważnie na granicach ziarn, a w drugim stadium β -mangan nie wydziela się, co może być związane ze znaczną rozpuszczalnością manganu w austenicie w temperaturze powyżej 750 °C. Rozpadowi austenitu w drugim stadium przy temperaturze 750 °C towarzyszy wydzielanie fazy "W" - $(\text{Fe, Mn})_3\text{AlC}_x$ oraz ferrytu, prawdopodobnie o większej zawartości aluminium i manganu. Świadczy o tym niska temperatura punktu Curie w granicach 160+180 °C.

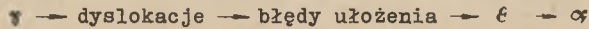
2.3. Podstawowe czynniki wpływające na własności mechaniczne stopu Fe-Mn

2.3.1. Oddziaływanie manganu i węgla

Wpływ manganu

Własności mechaniczne stopów Fe-Mn związane są z ich składem fazowym oraz morfologią występujących faz, w szczególności ich strukturą dysloka-

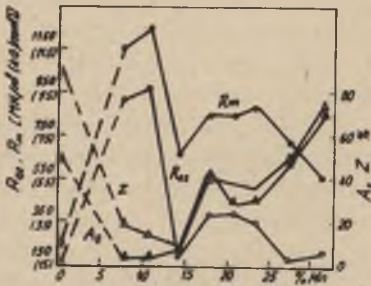
cyjną. Decydujące oddziaływanie na własności tych stopów wywiera stabilność austenitu pod wpływem zmian temperatury i zewnętrznych naprężeń. Rozpad roztworu stałego prowadzi w zasadzie do podwyższenia własności wytrzymałościowych oraz obniżenia plastyczności. Tak jak stwierdzono już w rozdz. 2.1, w stopach Fe-Mn, w zależności od zawartości manganu, rozpad austenitu można przedstawić według następującego ogólnego schematu:



Należy jednak podkreślić, że w stopach Fe-Mn zmiany składu fazowego są głównym, ale nie jedynym czynnikiem decydującym o umocnieniu.

Wpływ manganu na własności mechaniczne stopów Fe-Mn ilustruje rys. 17.

Przy zawartości 7,5% Mn strukturę zahartowanego stopu stanowi martenzyt α . Wykazuje on wysokie własności wytrzymałościowe ($R_m = 115 \text{ kG/mm}^2$; $R_{0,2} = 95 \text{ kG/mm}^2$) i niskie własności plastyczne ($Z = 20\%$; $A_5 = 4\%$) [4]. Można więc stwierdzić, że wzrost zawartości manganu sprzyja umocnieniu fazy α , natomiast obniża jej własności plastyczne. Dalszy wzrost zawartości manganu prowadzi do wystąpienia w strukturze austenitu szczątkowego oraz zapoczątkowania przemiany $\gamma - \epsilon$ [4, 33]. Przy zawartości ok. 10% Mn w strukturze stopu, obok martenzytu



Rys. 17. Wpływ zawartości manganu na własności stopów Fe-Mn [51]

α znajduje się 7% fazy γ i 17% fazy ϵ , a w stopie Fe - 14% Mn, 17% fazy γ i 49% fazy ϵ . Zmniejszenie zawartości fazy α prowadzi do znacznego obniżenia własności wytrzymałościowych bez wyraźnych zmian plastyczności. Niskie własności plastyczne stopów o tej koncentracji manganu tłumaczyć można kruchością faz α i ϵ [50].

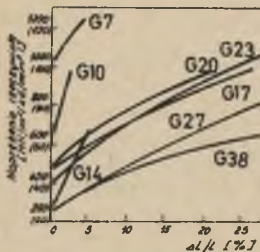
Przy zwiększeniu zawartości manganu od 14 do 17,7% wzrasta zarówno wytrzymałość jak i plastyczność stopu. W tym obszarze stężenia manganu obserwuje się znaczne zmniejszenie skłonności austenitu do tworzenia fazy α . Jeżeli w strukturze zahartowanego stopu, zawierającego 14,1% Mn, znajdowało się ok. 34% martenzytu α , to w stopie z 17,7% Mn przemiana $\gamma - \alpha$ następuje dopiero po ochłodzeniu do temperatury - 196 °C, natomiast w temperaturze otoczenia struktura składa się w 46% z fazy γ i ok. 54% martenzytu ϵ [4]. Znajduje więc tu potwierdzenie fakt, że skład fazowy nie jest jedynym czynnikiem warunkującym własności stopów Fe-Mn (przy zmniejszeniu ilości martenzytu α nastąpił wzrost własności wytrzymałościowych). Zarówno struktura krystaliczna austenitu (sieć A1) jak również martenzytu ϵ (sieć A3) wykazują znacznie mniejszy opór odkształcenia plastycznego niż sieć A2 fazy α .

Dalszy wzrost zawartości manganu do 20,5% nie powoduje istotnych zmian w strukturze stopu po obróbce cieplnej, natomiast stabilizuje austenit (przemiana $\gamma \rightarrow \alpha$) w procesie odkształcenia. Potwierdzają to wyniki ilościowej oceny faz w próbkach poddanych statycznej próbie rozciągania. Stwierdzono mianowicie, że w stopach Fe-17,7% Mn w miejscu rozerwania próbki znajdowało się 33% austenitu, 29% martenzytu ϵ i 38% martenzytu α , natomiast w próbce ze stopu Fe - 20,5% Mn stwierdzono w tym samym miejscu 30% fazy γ , 60% fazy ϵ i 10% fazy α [4].

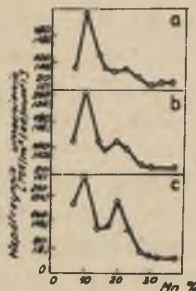
Stabilizacja austenitu podczas przemiany $\gamma \rightarrow \epsilon$ zarówno po hartowaniu jak i odkształceniu następuje z dalszym zwiększeniem koncentracji manganu. I tak w zahartowanym stopie Fe - 23% Mn znajduje się 26% fazy ϵ , a w obszarze rozerwania próbki ok. 40% tej fazy. Natomiast nie ujawniono martenzytu α . Niezależnie od znacznego podwyższenia stabilizacji austenitu, w tym zakresie koncentracji manganu nie zaobserwowano istotnych zmian własności wytrzymałościowych i plastycznych.

Jeszcze większy wzrost koncentracji manganu, tj. powyżej 20%, prowadzi do obniżenia granicy plastyczności i wytrzymałości na rozciąganie, przy jednoczesnym wzroście plastyczności.

Skłonność do umocnienia na zimno stopów Fe-Mn podczas statycznej próby rozciągania przeanalizować można na podstawie zmian współczynnika umocnienia stopów o różnej koncentracji manganu, w zależności od stopnia odkształcenia (rys. 18 i 19) [4]. Najsilniejszy wzrost naprężenia następuje przy niewielkich (do 5%) odkształceniach. Proces ten zależy jednak od zawartości manganu (rys. 18). Wzrost stężenia manganu do 10% prowadzi do zwiększenia współczynnika umocnienia, co tłumaczy się zwiększeniem gęstości



Rys. 18. Wykres naprężeń rzeczywistych dla stopów Fe-Mn z różnym stężeniem manganu (zaw. węgla 0,04-0,06%) [4]



Rys. 19. Zależność współczynnika umocnienia od zawartości manganu i odkształcenia [4]

a - 0,2%, b - 0,5%, c - 1%

ci dyslokacji martenzytu α . Stopy zawierające ok. 14% Mn posiadają już mniejszą skłonność do umocnienia na zimno, co może być wyjaśnione omówionymi wcześniej zmianami składu fazowego. Zwiększenie zawartości manganu

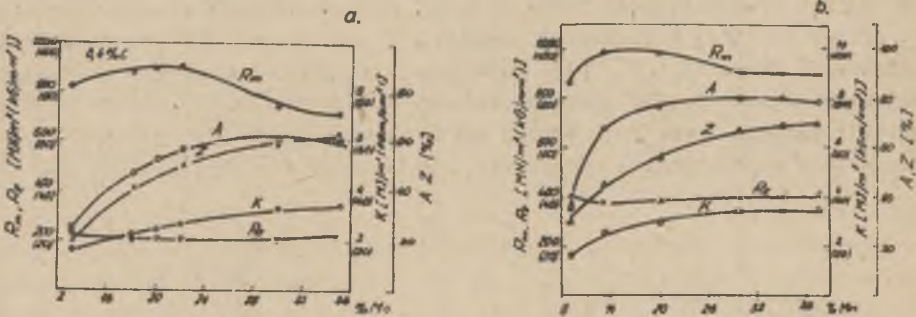
powyżej 17% prowadzi do ponownego podwyższenia (max. przy 20% Mn) i następnie nieznacznego obniżenia współczynnika umocnienia. Zmiany te trudno wyjaśnić jedynie składem fazowym stopu.

Stopy zawierające 17,7 i 20,5% manganu nieznacznie różnią się zawartością martenzytu ϵ , natomiast w stopie z 23,2% manganu ilość martenzytu ϵ jest około 2,5 razy mniejsza. Współczynnik umocnienia stopu G20 w stosunku do stopów G17 i G23, które wykazują w przybliżeniu jednakowe umocnienie, jest większy o 9 kG/mm². Niezależnie od tego, przy wzroście odkształcenia do 10% następuje intensywny wzrost w strukturze ilości heksagonalnej fazy ϵ ; współczynnik umocnienia obniża się, szczególnie dla stopu G20.

Zaobserwowane rozbieżności pomiędzy składem fazowym, a własnościami stopów Fe-Mn tłumaczone są m.in. antyferromagnetycznym uporządkowaniem austenitu [50, 52, 53].

Wpływ węgla

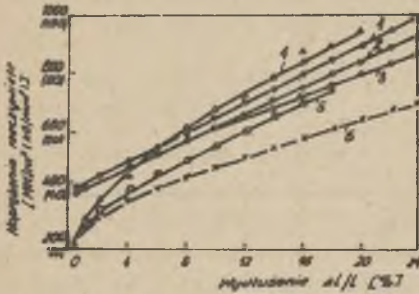
Oddziaływanie węgla na własności mechaniczne stopów Fe-Mn przedstawiono na rys.20. Obserwuje się wyraźne różnice charakteru krzywych dla stopów zawierających 0,4% C (rys. 20a) i 0,9% C (rys. 20b). W stopach zawierają-



Rys. 20. Wpływ węgla na własności mechaniczne stopów Fe-Mn [4]
a - 0,4% C, b - 0,9% C

cych 0,9% C własności mechaniczne w analizowanym zakresie koncentracji manganu są wyższe niż w stopach z 0,4% C - granica plastyczności zwiększa się dwukrotnie. Przy zawartościach węgla 0,4% i 0,9% - mangan nieznacznie wpływa na zmianę granicy plastyczności i wytrzymałości na rozciąganie, natomiast poprawia plastyczność, szczególnie do zawartości 22% tego pierwiastka.

Dla stopów Fe-Mn, zawierających 0,9% C, obserwuje się liniową zależność pomiędzy rzeczywistymi naprężeniami i odkształceniem (rys. 21). Jednocześnie ze wzrostem koncentracji manganu zmniejsza się kąt nachylenia prostych do osi odkształcenia, co świadczy o malejącej skłonności tych stopów do umocnienia. Chociaż przy odkształceniu stopów 90G8 i 90G13 two-



Rys. 21. Wpływ węgla i manganu na umocnienie stopów Fe-Mn-C [4, 54]

1 - 90G8, 2 - 90G13, 3 - 90G35, 4 - 40G13, 5 - 30G20, 6 - 40G35

Mniejsza skłonność do umocnienia stopu 40G20 w porównaniu ze stopami 40G13 wynika z większej stabilności austenitu, szczególnie dla przemiany $\gamma \rightarrow \alpha$. W stopach z większą zawartością manganu (30÷45%) martenzyt nie tworzy się, a umocnienie związane jest z odkształceniem austenitu. Dla stopów 120G13, 80G20 i 90G35, stabilnych w całym przedziale odkształcenia, zależność rzeczywistych naprężeń od odkształcenia jest liniowa i skłonność tych stopów do umocnienia nie zależy od zawartości manganu.

Węgiel w stopach Fe-Mn w sposób istotny zwiększa możliwość występowania błędów ułożenia w austenicie. Jak wykazano w pracy [55] wzrost koncentracji węgla w stopie G20 prowadzi do zwiększenia EBU z $3 \mu\text{J}/\text{cm}^2$ ($30 \text{ erg}/\text{cm}^2$) dla stopu G20, do $6 \mu\text{J}/\text{cm}^2$ ($60 \text{ erg}/\text{cm}^2$) dla stopu 60G20, przy czym ostatni stop jest stopem stabilnym. Sprzyja to powstawaniu komórkowej struktury dyslokacyjnej, która w miarę wzrostu zawartości węgla tworzy się przy mniejszych stopniach odkształcenia.

2.3.2. Wpływ składników stopowych i technologii na własności stopów wysokomanganowych

Pierwiastki stopowe w istotny sposób wpływają na zmianę składu fazowego stopu Fe-Mn zarówno po obróbce cieplnej jak i po odkształceniu plastycznym. Większość z nich obniża temperaturę przemiany austenitycznej, co prowadzi do stabilizacji austenitu oraz zmniejszenia w strukturze ilości faz martenzytycznych α i β . Obok składu fazowego na własności mechaniczne silnie wpływa umocnienie austenitu powodowane odkształceniem plastycznym na zimno. Stwierdzono [4, 47], że jest ono zależne od wielkości EBU; im mniejsza jest EBU roztworu γ , tym większa jest skłonność do umocnienia.

Wpływ składników stopowych oraz odkształcenia plastycznego na zimno na własności stopów Fe-Mn prześledzić można na podstawie wyników badań stopu G20 z dodatkiem Ni, Cr i Si (tabl. 1) [4].

Tablica 1

Wpływ odkształcenia plastycznego na zimno na własności mechaniczne stopu G20 z dodatkiem chromu i niklu [4]

Gatunek	Wielkość odkształceń %	$R_{0,2}$ MN/m ² (kG/mm ²)	R_m MN/m ² (kG/mm ²)	A_5 %	Z %
G20	7	840 (84)	990 (99)	4,0	15,0
	16	930 (93)	1050 (105)	3,0	13,0
	22	980 (98)	-	1,0	-
G20H2	7	730 (73)	1000 (100)	17,0	30,0
	16	950 (95)	1070 (107)	3,5	27,6
	22	1100 (110)	1300 (130)	2,0	15,8
G20H6	7,2	720 (72)	960 (96)	18,0	30,0
	16,4	950 (95)	1090 (109)	3,5	27,0
	22	1060 (106)	1300 (130)	2,0	15,8
G20H12	7	620 (62)	900 (90)	28,0	60,0
	15	940 (94)	1070 (107)	5,5	55,0
	23	1020 (102)	1200 (120)	3,5	48,0
G20N2	6,7	720 (72)	1000 (100)	17,4	34,0
	16,7	1000 (100)	1160 (116)	5,0	29,0
	24	1120 (112)	1270 (127)	3,0	18,0
G20N6	8,8	580 (58)	1000 (100)	17,4	34,0
	16,7	1000 (100)	1160 (116)	5,0	29,0
	24	1120 (112)	1270 (127)	3,0	18,0
G20N10	10	560 (56)	730 (73)	38,0	54,0
	18	770 (77)	830 (83)	5,0	51,0
	32	850 (85)	1000 (100)	4,0	31,0
G20S2 dla porównania	9,5	895 (89,5)	1060 (106)	14,0	20,0

Najsilniejszy wzrost granicy plastyczności uzyskano w tych badaniach przy odkształceniu gniotami do 10%. W stopach o większej stabilności austenitu proces ten przesuwają się natomiast do 20% gniotu. Wraz ze wzrostem stopnia odkształcenia plastycznego następuje obniżenie własności plastycz-

nych badanych stopów. W miarę wzrostu zawartości składników stopowych, w wyniku zwiększenia stabilności austenitu, przy tym samym stopniu wstępnego odkształcenia osiąga się zawsze niższą wartość granicy plastyczności. Wzrost własności wytrzymałościowych i plastycznych stopów Fe-Mn-C można uzyskać przez zastosowanie odkształcenia plastycznego na zimno (tabl. 2)

Tablica 2

Własności mechaniczne stali manganowych po umocnieniu zgniotem na zimno dla dwóch poziomów granicy plastyczności [4]

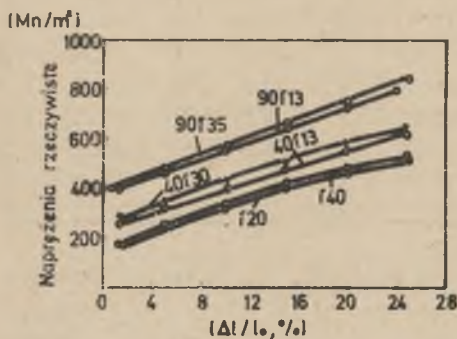
Gatunek stali	Wielkość odkształceń %	R_m MN/m ² (kG/mm ²)	A_5 %	Z %
$R_{0.2} = 900 \text{ MN/m}^2$ (90 kG/mm ²)				
40G13	17,5	960 (96)	4,0	4,0
65G13	20,5	1100 (110)	15,5	13,0
90G13	22,0	1280 (128)	40,0	34,0
120G13	21,0	1240 (124)	32,5	28,0
G20	15,0	1000 (100)	5,0	15,0
40G20	23,5	1175 (117)	25,0	24,0
55G20	23,0	1240 (124)	33,0	30,0
80G20	22,5	1285 (128)	44,0	38,0
40G30	35,5	1050 (105)	20,0	21,0
90G30	24,0	1140 (114)	42,5	39,5
40G35	36,0	1040 (104)	20,0	21,5
40G13	24,5	1185 (118)	42,5	39,0
40G13H10	18,5	990 (99)	7,5	7,5
$R_{0.2} = 1200 \text{ MN/m}^2$ (120 kG/mm ²)				
65G13	33,0	1220 (122)	2,0	2,0
90G13	36,5	1350 (135)	24,0	24,0
120G13	36,5	1340 (134)	20,0	14,5
40G20	34,0	1310 (131)	15,0	15,0
55G20	35,0	1360 (136)	25,5	25,0
80G20	35,0	1380 (138)	33,0	31,5
90G30	41,5	1325 (132)	25,5	25,5
40G35	-	-	25,5	25,5
40G13	42	132 (132)	25	25,5

lub odkształcenia w temperaturach powyżej M_s (tabl. 3). Badanie własności mechanicznych po odkształceniu w temperaturze 300 °C, kiedy to stopy posiadają jednofazową strukturę austenityczną, wykazały, że zmiany zawar-

Tablica 3

Wpływ sposobu wykonania zgniotu na własności mechaniczne stopu Fe-Mn [4]

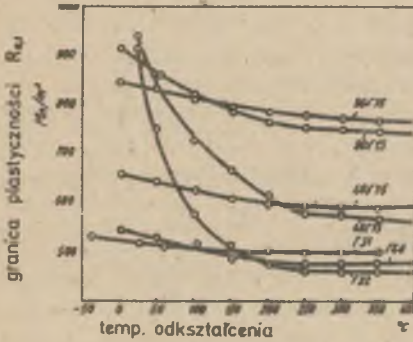
Rodzaj stopu	Rodzaj zgniotu	$R_{0,2}$ MN/m ²	R_m MN/m ²	A_5 %	Z %
40G13	Odkształcenie w 25 °C - 17,5%	900(90)	960(96)	4	4
	Odkształcenie w 300 °C - 17,5%	550(55)	1115(111,5)	25	25,5
	Jak wyżej w 25 °C - 10,0%	900(90)	1150(115,0)	14	14
40G13H10	Odkształcenie w 25 °C - 18,5%	900(90)	990(99)	7,5	7,5
	Odkształcenie w 300 °C - 18,5%	650(65,0)	1170(117)	29,5	30
	Jak wyżej w 25 °C - 8,5%	900(90)	1200(120)	20,0	20
55G20	Odkształcenie w 25 °C - 23%	900(90)	1240(124)	33,0	30
	Odkształcenie w 300 °C - 23%	670(67)	1100(110)	39,0	40
	Odkształcenie w 300 °C - 15% + odkształcenie w 25 °C - 13%	900(90)	1210(121)	24	25



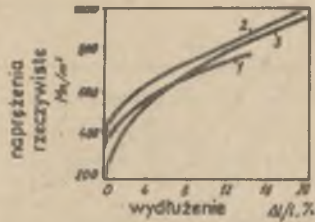
Rys. 22. Umocnienie różnych stopów Fe-Mn-C po odkształceniu w temperaturze 300 °C [4]

tości manganu praktycznie nie wpływają na umocnienie roztworu stałego (rys. 22). Natomiast w miarę zwiększenia koncentracji węgla podwyższa się skłonność austenitu do umocnienia, szczególnie przy wyższych stopniach odkształcenia.

Wpływ temperatury odkształcenia na umowną granicę praktyczności stali wysokomanganowych ilustruje rys. 23. Podobnie jak w poprzednio analizowanym przypadku decydujący wpływ wywiera węgiel, szczególnie przy odkształceniach w temperaturach powy-



Rys. 23. Zależność granicy plastyczności od temperatury odkształcenia (20%) [4]



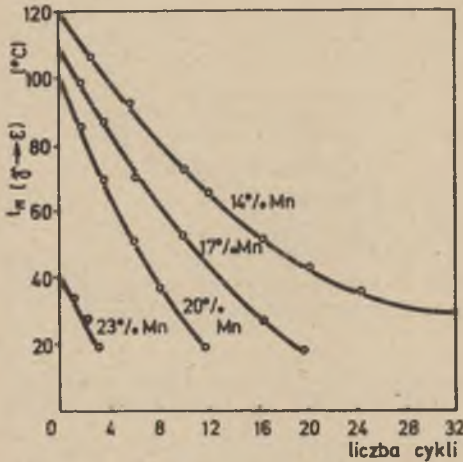
Rys. 24. Wpływ obróbki cieplnej (400 \rightarrow 20 $^{\circ}\text{C}$) na umocnienie stali G19

1 - przesycanie z 1150 $^{\circ}\text{C}$, 2 - jw. + 5 cykli, 3 - jw. + 15 cykli [4]

żej 200 $^{\circ}\text{C}$. Obróbka cieplna cykliczna stopów Fe-Mn, polegająca na wielokrotnym przeprowadzaniu przemiany $\gamma \rightleftharpoons \delta$, pozwala na znaczne podwyższenie granicy plastyczności bez obniżenia pozostałych własności stopu [4]. Przeprowadzone badania na stali G19, poddanej cyklicznym zmianom temperatury w zakresie 20-400 $^{\circ}\text{C}$, przedstawiono na rys. 24. Własności mechaniczne badanego stopu podano w tabelicy 4.

Tablica 4
Wpływ obróbki cieplnej na własności mechaniczne [4]

Rodzaje obróbki cieplnej	$R_{0,2}$ MN/m ² (kG/mm ²)	R_m MN/m ² (kG/mm ²)	A_5 %	Z %	K_1 MN/m ² (kG/mm ²)	K_2 MN/m ² (kG/mm ²)
Przesycanie 1150 $^{\circ}\text{C}$	370 (37,0)	780 (78,0)	20	27	150 (15,0)	20,0 (2,00)
Jw. + 3 cykle 400 \rightarrow 20 $^{\circ}\text{C}$	430 (43,0)	850 (85,0)	21	28	160 (16,0)	21,0 (2,10)
Jw. + 5 cykli 400 \rightarrow 20 $^{\circ}\text{C}$	350 (35,0)	850 (85,0)	26	30	180 (18,0)	22,0 (2,20)
Jw. + 10 cykli 400 \rightarrow 20 $^{\circ}\text{C}$	280 (28,0)	860 (86,0)	30	32	- -	- -
Jw. + 15 cykli 400 \rightarrow 20 $^{\circ}\text{C}$	210 (21,0)	860 (86,0)	32	35	200 (20,0)	24,0 (2,40)



Rys. 25. Wpływ cykli obróbki cieplnej na stabilizację austenitu w stopach Fe-Mn o różnej zawartości manganu [4]

Stabilizacja austenitu w stopach Fe-Mn poddanych cyklicznej obróbce cieplnej zależy również od zawartości manganu (rys. 25). Obszerniejsze omówienie wpływu cyklicznej obróbki cieplnej na skład fazowy stopu oraz strukturę roztworu γ i martenzytu ϵ przeprowadzono w pracach [4, 25, 56, 57, 58, 59]. Stwierdzono tam, że powstanie błędów ułożenia w austenicie powodowane jest przede wszystkim naprężeniami wywołanymi przemianą martenzytyczną (w mniejszym stopniu naprężeniami cieplnymi). Wzrost zawartości manganu i węgla w stopie zmniejsza ilość błędów ułożenia w austenicie, spowodowanych wielokrotną przemianą $\gamma \rightleftharpoons \epsilon$.

Jak stwierdzono już wyżej, przemiana fazowa $\gamma \rightleftharpoons \epsilon$ oraz odkształcenie plastyczne na zimno mają decydujący wpływ na własności mechaniczne stopów Fe-Mn. Jednakże w tym drugim przypadku umocnieniu towarzyszy obniżenie własności plastycznych. Natomiast równoczesne podwyższenie wytrzymałości i plastyczności stopów Fe-Mn stało się możliwe przez połączenie odkształcenia plastycznego z cykliczną obróbką cieplną. Uzyskane zmiany własności są wynikiem odpowiedniego ukształtowania struktury stopu, m.in. zdefektowania roztworów γ i ϵ . W tablicy 5 i 6 przedstawiono wpływ odkształcenia plastycznego i cyklicznej obróbki cieplnej na własności stopów G19 i G20S2. Odkształcenie plastyczne gniotami 4+6% w połączeniu z cykliczną obróbką cieplną zapewniło znaczne podwyższenie wytrzymałości zahartowanego stopu G19 ($R_{0,2}$ wzrasta 2 razy; R_m 1,5 razy), przy jednoczesnym, prawie dwukrotnym, wzroście własności plastycznych (wydłużenia i przewężenia) w stosunku do uzyskanych po hartowaniu. Jeżeli końcową operacją jest cykliczna obróbka cieplna (przemiana fazowa $\gamma \rightleftharpoons \epsilon$), wówczas uzyskuje się przede wszystkim wzrost własności plastycznych. Natomiast w przypadku, kiedy końcową operacją jest odkształcenie plastyczne, wówczas występuje maksymalne umocnienie stopu.

Wprowadzenie do stopu G20 ok. 2% Si zwiększa jego skłonność do umocnienia podczas odkształcenia na zimno i cyklicznej obróbki cieplnej. Należy przy tym zaznaczyć, że najbardziej wyraźny wzrost granicy plastyczności uzyskuje się po pierwszych trzech operacjach odkształcenia plastycznego i przemiany fazowej (porównanie obróbki 5 i 6 z tabl. 5). Odkształcenie plastyczne zwiększa, a cykliczna obróbka cieplna ($\gamma \rightleftharpoons \epsilon$) zmniejsza ilość fa-

Tablica 5

Wpływ mechanicznego i fazowego zgniotu na własności wytrzymałościowe stopu G19 [4]

Ob- róbka	Warunki obróbki	$R_{0,2}$ MN/m ² (kg/mm ²)	R_m MN/m ² (kg/mm ²)	A_5 %	Z %
1	Przesycanie z 1050°C	380 (38)	710 (71)	18	22
2	4,5 + C + 4 + C	70 (47)	930 (93)	32	46
3	4,5 + C + 3 + C + 4,5	70 (79)	980 (98)	29	43
4	6,7 + C + 5,7 + C	70 (52)	950 (95)	28	40
5	6,7 + C + 5,7 + C + 5	850 (85)	1000 (100)	26	37
6	7+C+3,6+C+5+C+5+C+5	70 (50)	1000 (100)	7	47
7	5+C+6+C+4+C+4,2+C+5	860 (86)	1060 (106)	26	39

Cyfry oznaczają stopień odkształcenia a litera "C" - cykl obróbki cieplnej 400 → 20°C

Tablica 6

Wpływ mechanicznego i fazowego zgniotu na własności wytrzymałościowe stopu G20S2 [4]

Ob- róbka	Warunki obróbki	$R_{0,2}$ MN/m ² (kg/mm ²)	R_m MN/m ² (kg/mm ²)	A_5 %
1	Przesycanie z 1050°C	550 (55)	920 (92)	20
2	Przesycanie + 9,5% odkształcenia	895 (89,5)	1060 (106)	14
3	+ 10 + C + 5	1025 (102,5)	1210 (121)	29
4	+ 10 + C	630 (63)	905 (90,5)	30
5	5+3+C+6+C+6+C+6+C+10	1110 (111)	1260 (126)	6,4
6	C+8+C+3+C+C+9+C	760 (76)	1230 (123)	28

Cyfry oznaczają stopień odkształcenia a litera "C" - cykl obróbki cieplnej 400 → 20°C

zy ϵ w strukturze stopu Fe-Mn. Zmniejszenie ilości martenzytu ϵ wynika ze stabilizacji austenitu wywołanej przemianą $\gamma \rightleftharpoons \epsilon$ w połączeniu z odkształceniem plastycznym. Dlatego podwyższenie wytrzymałości nie jest związane ze zwiększeniem ilości fazy martenzytycznej o sieci heksagonalnej, a wynika z umocnienia faz występujących w strukturze.

Podczas kombinowanej obróbki zarówno w wyniku zwiększenia ilości cykli przemiany $\eta \rightleftharpoons \epsilon$ jak i sumarycznego gniotu podczas odkształcenia plastycznego w początkowym stadium następuje nagromadzenie defektów struktury zarówno w fazie ϵ jak i η . Po osiągnięciu dostatecznie wysokiej gęstości dyslokacji, przemiany fazowe, następujące po odkształceniu plastycznym, prowadzą do zmniejszenia stopnia zdefektowania struktury (rosną bloki i zmniejszają się naprężenia II rodzaju fazy ϵ ; zmniejszają się również naprężenia II rodzaju oraz ilość błędów ułożenia w fazie η). Towarzyszy temu obniżenie granicy plastyczności (operacje 5 i 6 w tabl. 5). Dlatego też celem uzyskania optymalnych własności mechanicznych stopów Fe-Mn niecelowe jest prowadzenie dużej ilości cykli, przemiana fazowa $\eta \rightleftharpoons \epsilon$ - odkształcenie plastyczne.

Wprowadzenie do stopów Fe-Mn-C składników stopowych o dużym powinowactwie do węgla (np. V, Cr, Mo, W) umożliwia uzyskanie wysokich własności mechanicznych w wyniku przeprowadzenia zabiegów przesycenia i starzenia. Proces wydzielania faz dyspersyjnych zależy od składu chemicznego roztworu η . Jest to związane ze zmianami współczynników dyfuzji składników rozpuszczonych w przesyconym austenicie, zmianami powierzchniowych naprężeń przy zarodkowaniu faz dyspersyjnych oraz zmianami dyslokacyjnej struktury roztworu stałego. Efekt umocnienia zależy od rodzaju, wielkości, kształtu i dyspersji wydzielonych faz. Zagadnienie to zostało szeroko omówione w licznych pracach dotyczących mechanizmu umocnienia roztworów stałych [60, 61, 62].

W pracy [2] badano wpływ składników stopowych: Ni, Mn, Al, Si i Cr na własności mechaniczne stali typu 40G14F2, poddanej procesowi utwardzania dyspersyjnego, w wyniku wydzielania węglików VC. Przesycanie prowadzono z temperatury 1150°C w wodzie; starzenie w temperaturze 650°C. Na rys. 26 przedstawiono zależności względnego przyrostu granicy plastyczności

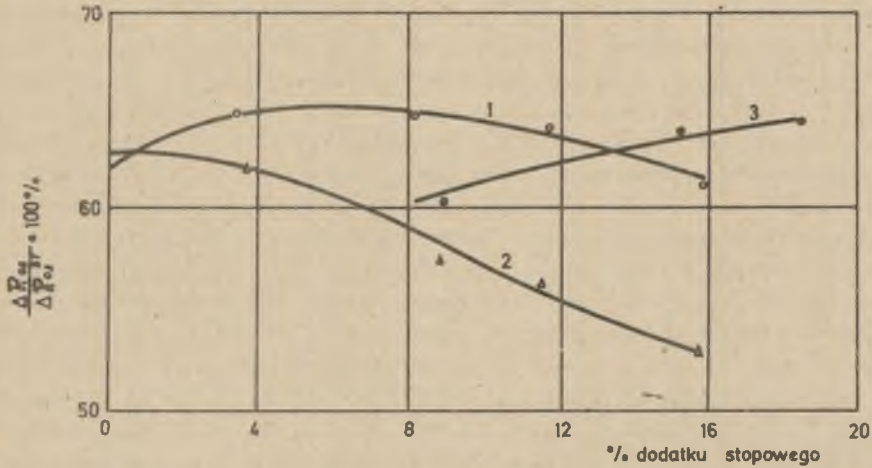
$$\Delta R_{0,2} = \frac{R_{0,2}^{st} - R_{0,2}^{Przes.}}{R_{0,2}^{st}} \cdot 100\%$$

gdzie:

$R_{0,2}^{st}$ - umowna granica plastyczności po starzeniu,

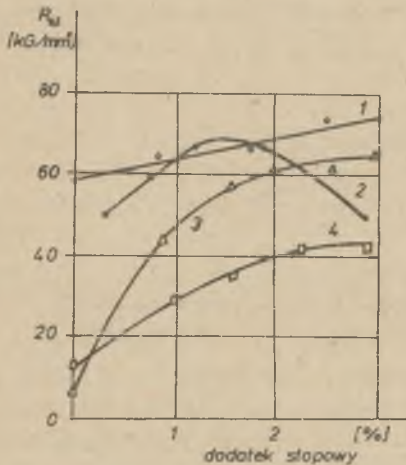
$R_{0,2}^{Przes.}$ - umowna granica plastyczności po przesycaniu.

W zależności od koncentracji Ni w stali 40G14F2, Mn w stali 40H7F2 i Cr w stali 40G14N7F2 stwierdzono, że nikiel w małym stopniu wpływa na analizowaną wielkość; chrom przy zawartości powyżej 4% powoduje jej zmniejszenie, zaś mangan podwyższa względny przyrost granicy plastyczności. Obniżenie efektywnego umocnienia podczas starzenia stali z dodatkiem chromu związane jest z tworzeniem pewnej ilości grubych węglików $Cr_{23}C_6$ i zmniejszeniem w następstwie tego objętościowego udziału fazy VC, występu-



Rys. 26. Względna zmiana granicy plastyczności w wyniku starzenia w temperaturze 650°C austenitycznych stali, w zależności od składu chemicznego [2]

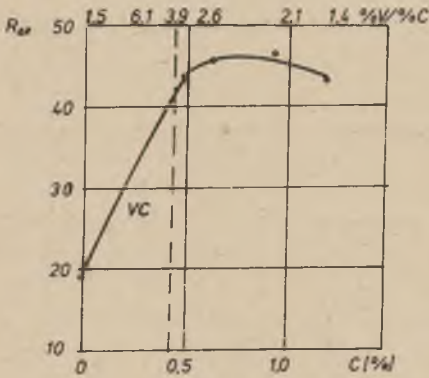
1 - Ni (stal 40G14F2), 2 - Mn (stal 40H7F2), 3 - Cr (stal 40G15N7F2)



Rys. 27. Przyrost granicy plastyczności po starzeniu w temperaturze 650°C austenitycznych stali w zależności od:

1 - Al, 2 - Si (stal 40G14N7F2), 3 - V₁ (stal 40G14N9), 4 - V₂ (stal 40H15G14N9) [2]

jącej w stali w postaci drobnodispersyjnych cząstek (150+200 Å). Wpływ manganu na wzrost granicy plastyczności można wyjaśnić zmniejszeniem termodynamicznej aktywności węgla, w następstwie tego - zmianami warunków zarodkowania i wzrostu cząstek węglików VC. Zwiększenie koncentracji aluminium w badanym przedziale (do 3,2%) powoduje niewielki przyrost $\Delta R_{0,2}$ (rys. 27), co tłumaczy się rozdrobnieniem i bardziej równomiernym rozłożeniem cząstek fazy węglkowej oraz zmniejszeniem wielkości ziarna osnowy. Krzywa przedstawiająca zależność $\Delta R_{0,2}$ od zawartości krzemu posiada maksimum przy ok. 1,5% Si. Krzem obniża rozpuszczalność węgla w roztworze γ , zwiększając w temperaturze starzenia stopień przesycaenia austenitu węglem, a także



Rys. 28. Wpływ węgla na przyrost granicy plastyczności stali G14N9F2 po hartowaniu w temperaturze 1150°C i starzeniu w temperaturze 650°C/16 h [2]

nienia wydzieleniami VC stali wysokomanganowych, przy koncentracji 2% V w stali 40G14N9 $\Delta R_{0,2}$ wynosiła ok. 62 kg/mm², a w stali 40H15G14N9 - $R_{0,2}$ = 42 kg/mm².

Pierwiastki stopowe w znacznym stopniu wpływają również na plastyczność stali 40G14F2 (rys. 29, 30), poddanej utwardzaniu dyspersyjnemu. Ocenę oddziaływania składnika stopowego na plastyczność przeprowadzono za pomocą następującej zależności:

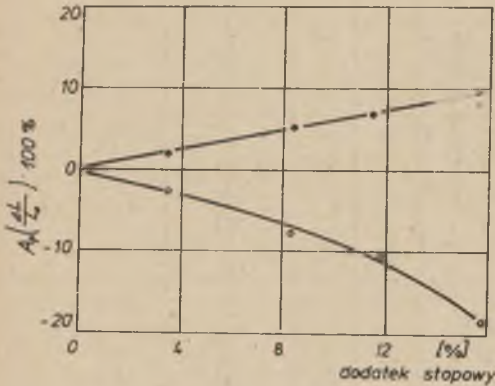
$$\Delta \left(\frac{\Delta A_S}{\Delta A_P} \cdot 100 \right) = \left[\left(\frac{A_D - A_S}{A_D} \right)_{0\%DS} - \left(\frac{A_D - A_S}{A_P} \right)_{n\%DS} \right] \cdot 100$$

gdzie:

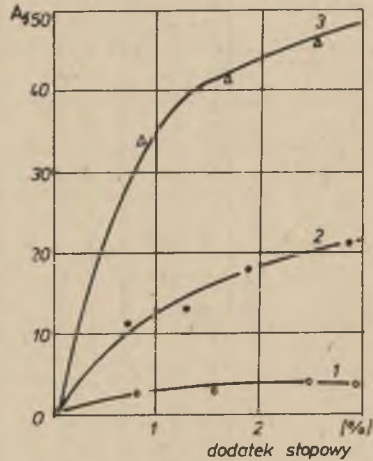
- ΔA_P - wydłużenie względne po przesycaeniu,
- ΔA_S - wydłużenie względne po starzeniu,
- $\%D_S$ - procentowa zawartość dodatku stopowego,

która charakteryzuje różnicę wydłużenia względnego "A" po starzeniu. pomiędzy stałą nie zawierającą pierwiastków stopowych a stałą z n% dodatku stopowego. Zmniejszenie wartości $\Delta \left(\frac{A_S}{A_P} \cdot 100 \right)$ wskazuje na korzystny wpływ danego pierwiastka stopowego na własności plastyczne stopu po starzeniu. Jeżeli analizowany parametr przyjmuje wartość ujemną, oznacza to, że stal po starzeniu posiada wyższą plastyczność, niż w stanie przesyconym.

zwiększa termodynamiczną aktywność węgla [2, 63]. W następstwie tego przyspiesza się proces tworzenia węglików. Dodatek krzemu sprzyja oprócz tego tworzeniu się skupisk wydzieleni węglików na granicach ziarn i bliźniaków. Zjawisko to tłumaczy się wypychaniem atomów węgla przez krzem w obszarze sieci krystalicznej o dużym zdefektowaniu [63]. Najwyraźniej zmienia się wartość $\Delta R_{0,2}$ w zależności od koncentracji węgla i wanadu, warunkujących udział objętościowy fazy dyspersyjnej VC (rys. 28). Po przekroczeniu zawartości obydwu tych pierwiastków ponad stężenie niezbędne do utworzenia węglików VC, efektywność ich oddziaływania na przyrost wartości $\Delta R_{0,2}$ zmniejsza się. Również zawartość chromu oddziałuje na skuteczność umoc-



Rys. 29. Wpływ zawartości 1) - nikielu i 2) - chromu na wartość wydłużenia względnego dla stali 40G14F2 starzonej w temperaturze 650 °C [2]



Rys. 30. Wpływ zawartości 1) - aluminium, 2) - krzemu w stali 40G14H7F2 oraz 3) - wanadu w stali 40G14H7 na wartość wydłużenia względnego po starzeniu w temperaturze 650°C [2]

Spośród analizowanych w pracy [2] składników stopowych najsilniej zwiększają $\Delta\left(\frac{A_4^B}{A_4^A}\right)_p$ wanad i krzem, w mniejszym stopniu chrom, bardzo słabo aluminium, natomiast nikiel zmniejsza wartość $\Delta\left(\frac{A_4^B}{A_4^A}\right)_p$ aż do uzyskania ujemnych wartości. Tłumaczy się to nie tylko oddziaływaniem nikielu na poprawę równomierności rozmieszczenia dyspersyjnych wydzieliń VC w osnowie austenitycznej (brak dużych skupisk dyspersyjnych faz w stalach z nikiem jest korzystnym czynnikiem hamującym powstawanie i rozprzestrzenianie się mikropęknięć [64]), ale również wzrostem EBU roztworu [2].

Wpływ aluminium na własności stali wysokomanganowych

W stalach wysokomanganowych, zawierających do 10% Al, możliwe jest uzyskanie korzystnych własności mechanicznych zarówno po przeróbce plastycznej jak i po utwardzeniu dyspersyjnym. Podstawowe własności mechaniczne stali zaliczonych do grupy FERMANAL w zależności od składu chemicznego podano w tabl. 7. Natomiast oddziaływanie procesów technologicznych na własności tych stali prześledzić można na podstawie wyników zawartych w tabl. 8.

Znaczny przyrost własności wytrzymałościowych stali FERMANAL uzyskać można po przeprowadzeniu zabiegu utwardzania dyspersyjnego. Temperatura przesycania w zależności od składu chemicznego tych stali zawiera się w dość szerokim zakresie od 950°C [44] do 1150°C [45], natomiast zalecona

Tablica 7

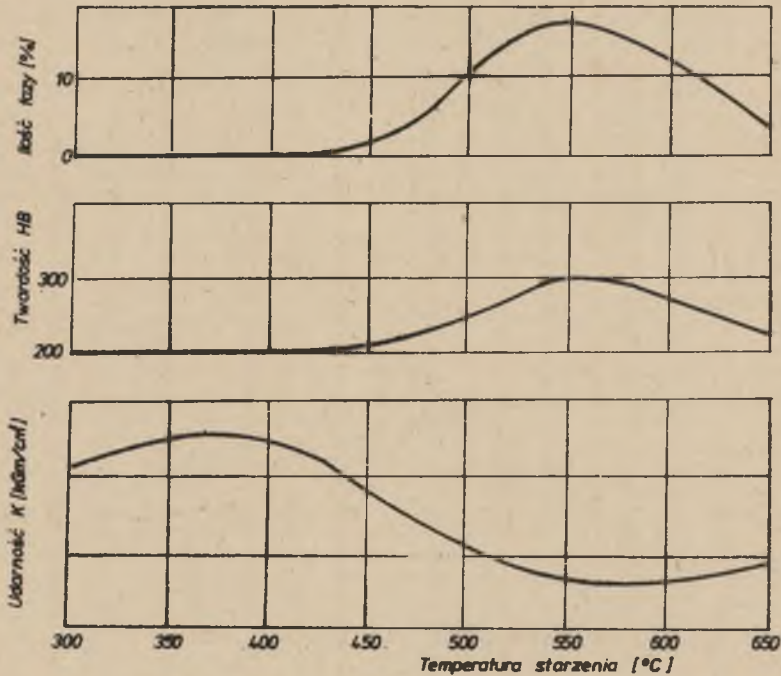
Skład chemiczny i własności mechaniczne stali typu FERMANAL [45]

	Średnia zawartość składników w %						R _m	Ro ₂	Ro ₂ /R _m	A ₅	Z	K _u	HB
	C	Mn	Al	Si	P	S	MPa	MPa	-	%	%	I/ _m ²	-
1	0,01	28,7	9,6	0,07	0,05	0,05	894	601	0,67	29,3	44,5	16,1·10 ⁵	282
2	0,10	33,74	4,07	0,34	0,04	0,03	650	325	0,49	32,0	63,0	-	207
3	0,16	31,45	9,35	0,36	0,02	0,01	905	622	0,69	32,2	46,1	-	268
4	0,25	31,6	9,0	0,51	0,02	0,02	947	680	0,72	32,1	50,0	14,3·10 ⁵	262
5	0,31	21,6	5,0	0,13	0,02	0,017	619	303	0,49	46,8	67,3	13,7·10 ⁵	629
6	0,40	21,9	8,19	0,40	0,03	0,019	980	667	0,68	23,4	48,0	-	320
7	0,50	33,41	3,82	0,36	0,03	0,02	729	415	0,56	26,3	52,0	-	292
8	0,55	30,55	9,0	0,49	0,02	0,018	956	647	0,68	43,1	62,6	13,1·10 ⁵	262

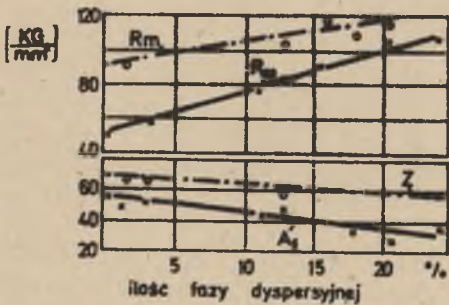
Tablica 8

Własności mechaniczne stali typu FERMANAL [9, 11, 67]

Stan próbek	Temperatura badania	Własności					
		Rm	Re	A	Z	K	E ₁₀₀
	°C	kG/mm ²		%		kGm/cm ²	kG/mm ²
Przesycanie 1050°C/woda (blacha grub. 1,5 mm 50% gniot)	20	150	140	10	-	-	-
	400	110	100	11	-	-	110
	500	100	95	9,5	-	-	70
Hartowanie 1050°C/olej Starzenie 550°C/16h (pręt gorąco walcowany)	20	120	105	35	55	8	-
	400	90	80	30	55	-	-
	500	80	75	25	55	-	70
Przesycanie 1150°C Starzenie 550°C/16h (stal 8-10%Al. 25-30% Mn, 1,0%C)	20	90-95	80-85	10-20	15-30	-	-
Stal Fermanal przesycanie + starzenie 540°C jw. wolne studzenie	20	84	57	72	70	-	-
	20	118	107	25	45	-	-
	20	109	94	16	16	-	-
Stal Fermanal przesycanie 1150°C przesycanie i starzenie 475°C-16h 500°C-16h 525°C-16h 550°C-16h	20	71	49	60	50	-	-
	20	78	65	30	47	-	-
	20	95	89	20	43	-	-
	20	96	92	9,8	29	-	-
	20	85	83	1,8	2,4	-	-



Rys. 31. Zmiana udarowości i twardości oraz ilości fazy dyspersyjnej stali 9G28Ju9MWB w zależności od temperatury starzenia (czas starzenia 8 godzin) [65]

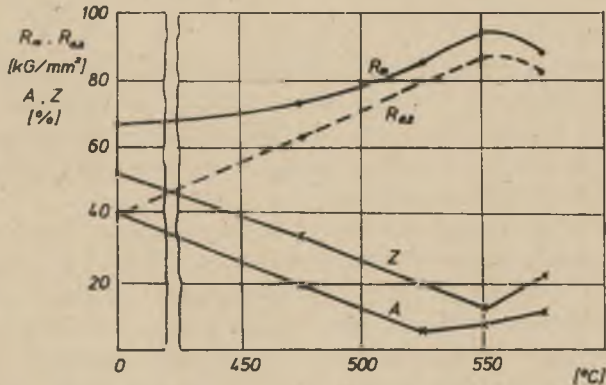


Rys. 32. Zależność własności mechanicznych stali 9G28Ju9MWB od ilości fazy dyspersyjnej [66]

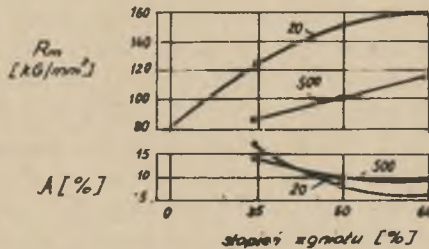
temperatura starzenia wynosi około 550°C przy czasach od 10 do 20godz. [66, 67]. Umocnienie stopu uzyskuje się w wyniku wydzielania dyspersyjnych cząstek fazy $(FeMn)_3AlC_x$, których optymalna ilość powinna wynosić od 15 do 20% (rys. 31). Dalsze podwyższenie temperatury starzenia prowadzi do koagulacji wydzielen [11, 65], a po przekroczeniu temperatury 650°C do ich całkowitego rozpuszczenia w osnowie.

Zmiany własności mechanicznych stali FERMANAL w zależności od ilości fazy dyspersyjnej ilustruje

wykres przedstawiony na rys. 32, natomiast wpływ temperatury starzenia na własności prześledzić można na podstawie rys. 33.



Rys. 33. Zależność własności mechanicznych stopu zawierającego 27,5% Mn; 9,1% Al; 0,92% C od temperatury starzenia w czasie 16 godzin [11]



Rys. 34. Zależność własności mechanicznych blach ze stali 9G28Ju9MWB przy temperaturach badania 20 i 500°C od stopnia zgniotu przy walcowaniu na zimno [65]

W przypadku pojawienia się w strukturze ferrytu δ (przy zawartości aluminium powyżej 11%) wytrzymałość na rozciąganie można zwiększyć do ok. 170 kG/mm² (po odkształceniu na zimno gniotem 50%), przy jednoczesnym obniżeniu własności plastycznych.

Wpływ odkształcenia plastycznego na zimno na własności stali 9G28J9MWB ilustruje rys. 34, z którego wynika, że zastosowane odkształcenie na zimno pozwala uzyskać prawie dwukrotny wzrost wytrzymałości na rozciąganie przy wydłużeniu ok. 7%.

3. ZAŁOŻENIA I TEZA PRACY

Z przedstawionej w przeglądzie piśmiennictwa analizy aktualnego stanu wiedzy o wysokomanganowych stopach żelaza wynika, że tworzywa te charakteryzują się dużą podatnością na zmiany strukturalne pod wpływem procesów odkształceń plastycznych i obróbki cieplnej, co umożliwia uzyskiwanie tworzyw o bardzo różnorodnych własnościach.

Niska energia błędów ułożenia austenitu manganowego pozwala na odpowiednie kształtowanie struktury dyslokacyjnej roztworu γ , zapewniającej wysokie własności wytrzymałościowe przy zachowaniu dobrej plastyczności stopu. Na podkreślenie zasługuje fakt znacznie wyższego stosunku $R_{0,2}$ do R_m austenitu manganowego w porównaniu z austenitem niklowym.

Przemiany martenzytyczne $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ i $\gamma \rightleftharpoons \epsilon$ w stopach Fe-Mn pozwalają uzyskać dwufazową strukturę stopu, co umożliwia otrzymanie określonych własności. Wadą stopów wysokomanganowych jest ich niska odporność na korozję gazową w temperaturach podwyższonych, co znacznie ogranicza możliwość ich wykorzystania jako tworzywa konstrukcyjnego, przeznaczonego na elementy pracujące w podwyższonych temperaturach. Dla zwiększenia odporności korozyjnej stopów Fe-Mn wprowadzano do nich chrom, dążąc do uzyskania ekonomicznego zamiennika stali typu 18-8. Pomimo tego, że stale Cr-Mn znacznie przewyższają własnościami mechanicznymi stale 18-8, to jednak ich odporność korozyjna jest niższa i nie można ich uznać za pełnowartościowy zamiennik austenitycznych stali chromowo-niklowych.

W niniejszej pracy zakłada się, że wzrost żaroodporności stali wysokomanganowych można uzyskać przez wprowadzenie dodatku aluminium. Pierwiastek ten bowiem korzystnie oddziałuje na zwiększenie przyczepności złożonych warstw tlenkowych powstałych na stalach wysokomanganowych. Jednocześnie, jak już stwierdzono w rozdz. 2, znacznie obniża on temperaturę początku przemiany martenzytycznej austenitu, stabilizując zarówno roztwór γ jak i α . W celu dalszej stabilizacji austenitu zakłada się wprowadzenie dodatku węgla do stopu Fe-Mn-Al. Obecność tego pierwiastka powinna bowiem umożliwić umocnienie stopu poprzez wydzielenie faz dyspersyjnych typu $(Fe, Mn)_3AlC_x$.

Na podstawie przesłanek literaturowych można sformułować następującą tezę niniejszej pracy: w stalach wysokomanganowych przez odpowiedni dobór składu chemicznego, tj. wprowadzanie Al i C oraz dobór technologii możliwe jest uzyskanie stabilnej dwufazowej struktury $\gamma + \alpha$. Struktura dwufazowa składająca się z plastycznej osnowy fazy γ , w której występować będą wąskie, równoległe pasma ferrytu o wysokich własnościach wytrzymało-

ściowych, winna zagwarantować wysokie własności wytrzymałościowe i plastyczne stali w szerokim przedziale temperatur.

Celem udowodnienia tej tezy w pracy skoncentrowano się nad ustaleniem odpowiedniego składu chemicznego stopu, dokładnym poznaniu jego struktury i wyjaśnieniu jej wpływu na uzyskane własności. Szczególną uwagę zwrócono na zagadnienie stabilności fazy oraz kinetykę tworzenia się i wydzielania faz dyspersyjnych, ponieważ obydwie te czynniki powinny decydować o własnościach stopu.

4. BADANIA WŁASNE

4.1. Cel i program badań

Dla potwierdzenia tezy pracy podjęto i zrealizowano badania, które miały na celu opracowanie racjonalnych podstaw wytwarzania wyrobów hutniczych ze stali FERMANAL typu 60G30J9.

W szczególności chodziło o:

- określenie wpływu składników stopowych na strukturę i własności wysokomanganowych stopów żelaza;
- prześledzenie i wyjaśnienie zjawisk strukturalnych zachodzących podczas nagrzewania i wygrzewania badanej stali;
- wykazanie technicznych możliwości uzyskiwania stali 60G30J9 w warunkach przemysłowych.

Pracę realizowano w dwóch etapach; w pierwszym analizowano oddziaływanie węgla w zakresie 0,01 do 0,9%, manganu od 20 do 35% i aluminium od 4 do 15% [43, 44, 45]. Określono zakresy stężeń poszczególnych składników pozwalających na uzyskanie struktury ferrytycznej, ferrytyczno-austenitycznej i austenitycznej. Na podstawie uzyskanych wyników badań własności mechanicznych, wykorzystując metodę największego spadku [44], wytypowano optymalny skład chemiczny stali, która posiadała najkorzystniejszy zespół własności mechanicznych.

W drugim etapie przeprowadzono badania struktury i własności mechanicznych stali 60G30J9, poddanej różnym zabiegom przeróbki plastycznej i obróbki cieplnej. Szczególną uwagę zwracano na stabilność roztworu γ , zakres występowania fazy typu β mangan oraz węglików i powiązania tych zjawisk z własnościami mechanicznymi.

Na podstawie uzyskanych wyników podjęto próbę stworzenia modelu zmian strukturalnych zachodzących w procesie obróbki cieplnej stali 60G30J9 oraz podano podstawowe zalecenia dla procesów technologicznych otrzymywania wyrobów hutniczych z tej stali.

4.2. Materiał do badań

4.2.1. Proces metalurgiczny wytwarzania stali FERMANAL

Opanowania procesu wytwarzania wlewków ze stali FERMANAL dokonano w trzech kolejnych etapach w MIKROHUCIE oraz w Hucie "Balden".

Wpływ składu chemicznego na podatność do przeróbki plastycznej

Numer wytopu	Skład chemiczny %				Struktura	Przeróbka plastyczna na gorąco			
	C	Al	Mn	Inne		Podatność do przeróbki plastycznej przez kucie	Uzysk wlewk/kęs	Podatność do przeróbki plastycznej przez walcowanie	Uzysk kęs/walcówka
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
1	0,04	9,2	28,5	0,14 Si	F	dobra	72,8	dobra	82,0
2	0,03	9,2	28,0	0,14 Si	F	dobra	64,0		-
3	0,01	9,6	28,0	0,07 Si	F	dobra	81,5	dostateczna	75,8
4	0,02	14,1	32,6	0,10 Mo	F	dobra	84,9	dobra	77,5
5	0,05	9,2	30,5	0,06 P	F	zła	0		-
6	0,17	9,2	31,1	0,11 Ti	F+A	dobra	80,0	dobra	80,0
7	0,24	9,0	31,1	0,08 Mo	F+A	dobra	77,0	dobra	82,7
8	0,27	9,0	31,1	0,11 Ti	F+A	dobra	81,5	dobra	85,2
9	0,57	9,0	30,3	0,11 Ti	F+A	dobra	87,0	dobra	80,0
10	0,32	12,7	30,6	0,12 Ti	F+A	dobra	82,0	zła	-
11	0,58	11,5	28,0	0,58 Mo	F+A	dobra	81,7	dostateczna	50,0
12	0,88	13,3	30,0	0,11 Ti	F+A	dość dobra	62,5	dobra	96,0
13	0,93	9,2	28,3	0,062 P	A	zła			
14	0,87	9,3	27,8	0,063 P	A	zła			
15	0,87	9,4	26,9	0,061 P	A	zła			
16	0,31	5,0	21,6	1,02 Mo	A	dobra	80,3	dobra	68,5
17	0,29	5,0	28,2	1,17 Mo	A	dobra	73,3	dobra	68,5
18	0,10	15,0	25,0		F	zła	0	-	-
19	0,10	15,0	35,0		F	zła	0	-	-
20	0,03	10,0	30,7	1,0 Ti	F	zła	0	-	-
21	0,03	10,3	31,0	0,67 Ti	F	zła	0	-	-
22	0,04	10,1	31,1	0,94 Ti	F	zła	0	-	-

cd. tablicy 9

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
23	0,50	15,0	25,0		F+A	zła	0	-	-
24	0,50	15,0	35,0		F+A	zła	0	-	-
25	0,10	8,67	22,76			dobra	13,5	dobra	60,0
26	0,10	8,25	34,92		F+A	dobra	62,5	dobra	68,5
27	0,4	8,19	21,99		F+A	dobra	64,5	dobra	63,0
28	0,48	10,0	33,1		F+A	zła	0	-	-
29	0,55	9,4	30,5		F+A	dobra		-	-
30	0,64	9,0	28,9		F+A	dobra			
31	0,10	4,5	24,0	0,021 P	A	dobra	80,3	dobra	68,5
32	0,29	5,4	22,2		A	dobra	74,0	dobra	90
33	0,10	5,0	35,0		A	dobra	55,5	dobra	100,0
34	0,50	5,0	25,0		A	dobra	55,5	dobra	100,0
35	0,50	5,0	35,0		A	dobra	74,0	dobra	70
36	0,62	9,4	29,7	0,005 B	F+A	dobra			
37	0,49	7,5	28,9	0,15 Mo	F+A	dobra			
38	0,82	8,0	29,1	0,04 Mo	F+A	dobra			
39	0,69	9,10	29,95	0,07 Mo	F+A	dobra			
40	0,78	9,15	29,95	0,09 Cu	F+A	dobra			
41	0,77	9,05	30,25	0,1 Cu	F+A	dobra			
42	0,66	8,97	31,15	0,07 Cu	F+A	dobra			
43	0,63	8,52	27,7	0,04 Mo	F+A	dobra	83,5	dobra	86,5

W etapie I wykonano 17 wytopów o zróżnicowanym składzie chemicznym (tabl. 9). Wsad do poszczególnych wytopów zestawiono z następujących materiałów: żelazo armco w gatunku E05A, mangan metaliczny, molibden metaliczny, aluminium hutnicze, nikiel katodowy, tytan metaliczny a ponadto żelazostopy FeSiZr i FeB. Do tygla pieca indukcyjnego ładowano wsad podstawowy (żelazo armco, molibden, nikiel). Pozostałe składniki, dobrane odpowiednio do zaplanowanych gatunków stali, umieszczone w zasobniku. Topienie wsadu prowadzone przy założonych pompach próżniowych, a po jego roztopieniu kapiel odgazowywano w próżni przez 5 do 10 minut przy ciśnieniu $2 \cdot 10^{-4}$ Tr. Następnie wprowadzone do komory pieca argon do ciśnienia ok. 150 ± 200 Tr, po czym dodano do kąpieli składniki stopowe umieszczone w zasobniku nad kapielą. Po roztopieniu wsadu oraz przemieszaniu kąpieli przystąpiono do spustu. Temperatura spustu: 1673 ± 1853 K ($1400 \pm 1580^\circ\text{C}$). Stal odlewano bezpośrednio z tygla do suchych wlewnic gładodennych typu Q 60 względnie A 30. Odlane wlewki o masie od 25 do 60 kg przekazywano bądź to na gorąco, bądź też w stanie zimnym do prasowni.

W etapie II wykonano 14 wytopów w piecu Balzera w atmosferze powietrza (tabl. 9 - wytopy 18 do 31) i uzyskano podobną jakość wlewków jak w przypadku stosowania próżni. Stwierdzono, że wlewki z wytopów zawierających od 0,5 do 1% Ti pękały w czasie stygnięcia po wyjęciu z wlewnicy zarówno w wytopach pierwszego jak i drugiego etapu (wytop 20+22). Natomiast wlewki zawierające 15% Al pękały podczas kucia (wytopy 18, 19, 23 i 24).

W etapie III wykonano wytopy ze stali 60G30J9 w piecu indukcyjnym o pojemności tygla 250 kg w atmosferze powietrza.

Założono następujący skład chemiczny: C $0,56 \pm 0,64\%$; Mn $28,5 \pm 30,5\%$; Si do $0,40\%$; Mo $0,15 \pm 0,25\%$ oraz Al $8,0 \pm 9,0\%$; P max. $0,02\%$ i S max $0,02\%$.

Wsad stanowiło żelazo armco, mangan metaliczny oraz FeSiAl. Przed spustem do ciekłej kąpieli wprowadzono dodatek miszmetal w ilości 2 kg/tonę oraz żelazo-bor w ilości zapewniającej uzyskanie w stali $0,001\%$ B (wytopy 29 i 30). Temperatura odlewania, określona na podstawie pierwszego i drugiego etapu, wynosiła 1853 ± 1873 K. Stal zalewano z góry do wlewnic Q 125 i Q 250. Zastosowana technologia odlewania z góry nie zapewniała jednak odpowiedniej jakości powierzchni wlewków; miejscami stwierdzono występowanie łusek, zafałdowań i odprysków.

W niniejszej pracy dokonano również próby ciągłego odlewania stali typu 60G30J9 na prototypowym urządzeniu w Hucie "Baldon". Stal tę wytapiało zgodnie z opisaną poprzednio technologią w piecu indukcyjnym typu Efko. Wstępnie ustalono temperaturę metalu przed spustem na poziomie 1883 K; średnice wylewów kadzi przyjęto różne (w kadzi bezpośredniej 30 mm, a w kadzi pośredniej 12 mm).

I tak w trakcie prób zmieniano temperaturę spustu oraz średnicę wylewu zmniejszając w kadzi pośredniej - co było podyktowane z jednej strony krzepnięciem stali w wylewach jak i brakiem krzepnięcia kęsa w krystalizatorze z drugiej.

W pierwszym próbnym odlewie (wytop 37 - tabl. 9) ze względu na dużą szybkość odlewania jak i przypuszczalnie bardzo niskie przewodnictwo ciepłone stali FERMANAL w stanie płynnym nie uzyskano zjawiska krzepnięcia wlewka ciągłego.

W kolejnym wytopie (wytop 38 - tabl. 9) przy tej samej temperaturze spustu (1883K) zastosowano w kadzi pośredniej wylew o mniejszej średnicy - 10,5 mm. Również w tym przypadku pozytywnego efektu nie osiągnięto ze względu na "marznięcie" wylewów zarówno w kadzi odlewniczej jak i pośredniej.

Stąd w następnym wytopie (wytop 39 - tabl. 9), stosując ten sam wymiar wylewu (ϕ 10,5 mm), zastosowano wyższą temperaturę spustu - 1923K. W przypadku tym nie obserwowano zjawiska "marznięcia" wylewów, jednak nadal szybkość odlewania była za duża i nie osiągnięto zakrzepnięcia wlewka ciągłego.

W kolejnym wytopie (wytop 40 - tabl. 9), stosując tę samą temperaturę spustu 1923K, zabudowano wylew w kadzi pośredniej o jeszcze mniejszej średnicy, równej 8,7 mm, a dokonując na początku odlewania przerwy, spowodowano zakrzepnięcie stopy wlewka ciągłego kęsa. Metoda ta jak również stosowane parametry okazały się właściwe - uzyskano kęs o masie 150 kg.

Celem uniknięcia przerwy w odlewaniu w następnym wytopie (wytop 41 - tabl. 9), prowadzonym przy tych samych parametrach, wprowadzono do krystalizatora odcinki prętów (swego rodzaju ochładzalniki), celem przyspieszenia krzepnięcia. Metoda ta jednak nie dała pozytywnych wyników (nie osiągnięto bowiem pełnego zakrzepnięcia kęsa) i stal w trybie awaryjnym odlano do wlewków typu C.

Ostatecznie kęs ciągły o masie 280 kg uzyskano po odlaniu z temperatury 1923 K przy średnicy wylewu kadzi pośredniej wynoszącej 8,7 mm, stosując przerwę w laniu oraz wprowadzając pręty do krystalizatora - (wytop 42 tabl. 9). Jakość powierzchni kęsów uzyskanych metodą COS nie była jednak zadowalająca.

4.2.2. Przeróbka plastyczna na gorąco stali FERMANAL

W celu przeprowadzenia przeróbki plastycznej uzyskane w etapie I i II wlewki nagrzewano wielostopniowo w stanie surowym (bez aparatury) w piecu komorowym gazowym. Większość wlewków wystudzonych po zakrzepnięciu do temperatury otoczenia ładowano najpierw do pieca o temperaturze 773 K, wytrzymywano tam przez 2 godziny, a następnie przekładano do komory o temperaturze 1173 K i po wygrzewaniu przez 1 godzinę dogrzewano do temperatury 1373+1393 K.

Część wlewków przekazanych ze stalowni na prasownię do przeróbki na gorąco podgrzewano wstępnie w temperaturze 1173 K w czasie 2 godz., a następnie wygrzewano przez 1 godz. w temperaturze 1323+1373 K.

Wlewki przekuwano w MIKROHUCIE na prasie szybkobieżnej 630T na kęsy kwadratowe o wymiarach od 60 do 77 mm. Przeróbkę plastyczną kończono w

temperaturze ok. 1123 K. Uzysk przy kuciu wlewk-kęs wynosił od 63 do 87%. Kęsy kute walcowano następnie na pręty o średnicy 14,5 oraz 7 mm, stosując te same co dla wlewków temperatury nagrzewania. Na powierzchni walcówki stwierdzono występowanie łusek. Wynikało to z braku apertury powierzchni tej grupy wlewków i kęsów. Uzysk przy walcowaniu kęsisk na pręty wynosił od 58 do 100%.

Wlewki Q 125 i Q 250 ze stali 60G30J9 przekazywano na gorąco do pieca grzewczego o temperaturze ok. 1373 K z szybkością 25±30 K/godz. i wygrzewano przez 1,5 godz. Wlewki te kuto następnie na prasie 630 T gniotami nie przekraczającymi 10%, przy czym wlewki Q 125 wstępnie przekuwano na kowadło profilowym na kęsisko o średnicy ok. 155 mm, a następnie na kowadło płaskim na kwadrat 125 mm. Stosowano międzyoperacyjne szlifowanie na gorąco. Po kolejnym dogrzeniu kęsiska kuto na kęsy o wymiarach 100 x 100 x 780 mm oraz 105 x 85 x 920 mm. Również wlewk Q 250 przekuto na kowadło profilowym na kęsisko ϕ 180 mm, a następnie, po dogrzeniu, kuto go na kowadłach płaskich na kęsisko o wymiarach 160 x 160 x 950 mm i szlifowano na gorąco.

W dalszym ciągu przeróbki plastycznej kęsiska przekuwano na wymiar: 225 x (45±50) x 1070 mm, uzyskując tzw. blachówkę, którą walcowano z temperatury 1393 K na blachę o grub. 4 mm w trzech kolejnych operacjach:

- blacha o grub. 7,2 mm;
- blacha o grub. 5 mm;
- blacha o grub. 4 mm.

Stosowano przy tym gnioty od 6 do 12%. Temperatura końca walcowania blach wynosiła od 1073 do 973 K. Nagrzewanie międzyoperacyjne w tym przypadku również prowadzono w komorowym piecu gazowym.

Przeprowadzone badania struktury oraz analiza danych technologicznych pozwalają określić wpływ podstawowych składników stopowych na zachowanie się stali FERMANAL w procesach przeróbki plastycznej na gorąco. Uzyskane wyniki przedstawiono w tabl. 9. Widać z niej, że ze wzrostem zawartości aluminium, manganu i węgla obniża się podatność do przeróbki plastycznej na gorąco stali FERMANAL. Najsilniej w badanym zakresie oddziałuje aluminium. Po przekroczeniu 10% aluminium, stal FERMANAL bardzo trudno odkształca się plastycznie na gorąco. Niekorzystnie wpływa również fosfor w ilości przekraczającej 0,04%.

Dla sprawdzenia jednorodności składu chemicznego wyrobów przeprowadzono analizę chemiczną próbek pobranych z siedmiu miejsc na szerokości arkusza blachy (odpowiadającej wysokości wlewka) w odstępach co 120 mm. Wyniki zamieszczone w tabl. 10 świadczą o dużej jednorodności składu chemicznego badanej stali.

Tablica 10

Skład chemiczny na szerokości arkusza blachy 4 mm z wytopu 9, pobierany w odstępach co 120 mm

Numer próbki	Zawartość składników %				
	C	Mn	Al	Mo	Ti
1	0,60	29,40	8,80	0,20	0,02
2	0,61	29,50	8,70	0,21	śl
3	0,61	29,70	8,75	0,21	0,03
4	0,61	29,40	8,75	0,20	0,02
5	0,61	30,00	8,85	0,19	0,01
6	0,60	29,70	8,75	0,21	0,02
7	0,60	29,40	8,70	0,20	0,02

4.3. Metodyka badań

Dla rozwiązania podjętego zagadnienia przeprowadzono:

- badania mikrostruktury na mikroskopie świetlnym,
- badania substruktury na mikroskopie elektronowym techniką cienkich folii,
- rentgenowską analizę fazową,
- mikroanalizę rentgenowską,
- pomiar dekrementu tłumienia,
- statyczną próbę rozciągania metali w temperaturze otoczenia i w temperaturach podwyższonych,
- pomiary twardości.

Obserwacje metalograficzne prowadzono na zglądach trawionych w 10% nitalu na mikroskopie MeF-2, firmy Reichert. Określenia zawartości ferrytu w badanych mikrostrukturach dokonano dwoma metodami:

- 1 - na urządzeniu Ferrigemalmesser 1053,
- 2- za pomocą metody siatkowej [68].

W metodzie siatkowej założono, że udział objętościowy V_V fazy α jest równy w przybliżeniu udziałowi powierzchniowemu P_α [69].

$$V_v \cong P_{\alpha} = \frac{n_{\alpha}}{n}$$

$$P_{\alpha}(z, k) = \frac{1}{kz} \sum_{i=1}^z n_{\alpha i}$$

gdzie:

- $n_{\alpha i}$ - ilość węzłów siatki przypadająca na fazę α , w i -tym położeniu siatki,
- k - krotność przyłożenia siatki,
- z - ilość węzłów siatki.

Tak więc procentowa zawartość fazy α :

$$V_v \cong 100 \cdot P_{\alpha}(z, k) \quad [\%]$$

gdzie:

$$k = \frac{t^2 (1 - \bar{P}_{\alpha})}{\gamma^2 z \cdot \bar{P}_{\alpha}}$$

- t - wartość funkcji rozkładu normalnego dla przyjętego poziomu ufności,
- γ - błąd bezwzględny (określony szacunkowo),
- k - liczba koniecznych przyłożeń siatki.

Błąd bezwzględny .

$$\delta = \frac{1}{kz} \sum n_{\alpha i} - p \leq t_{\alpha} \sqrt{D_{\alpha}^2(z, k)}$$

wariancja

$$D_{\alpha}^2(z, k) \cong \frac{\bar{P}_{\alpha} (1 - \bar{P}_{\alpha})}{k \cdot z}$$

Wielkość ziarna stali FERMANAL po przesycaaniu z różnych temperatur określano metodą liniową, wyznaczając średnią cięciwę [70]. Pomiar ten przeprowadzono na matówce mikroskopu świetlnego przy powiększeniu 500x. Dla każdej próbki przeanalizowano ok. 300 ziarn austenitu.

Badania substruktury wykonano na mikroskopie elektronowym przy napięciu 100 kV, metodą cienkich folii. Wstępne ścienianie badanego materiału (z grub. 2 mm) przeprowadzono metodą chemiczną w odczynniku o składzie: 30 ml HNO₃, 15 ml HCl, 10 ml HF, 45 ml H₂O. Dalsze ścienianie odbywało się elektrolitycznie przy następujących parametrach:

- napięcie 21-24 V;
- natężenie 15-20 mA,
- skład elektrolitu 87 ml CH₃COOH, 13 ml NClO₄

- temperatura 273 K lub
- w odczynniku 133 ml CH_3COOH , 25 g CrO_3 względnie 90 ml butyloglikolu
10 ml HClO_4

Rentgenowską analizę fazową oraz pomiar stałych sieciowych wykonano przy pomocy dyfraktometru typu JDX - 7S firmy JEOL (Japonia), który posiada pionowy układ ogniskowania oraz podwójny układ szczelin Sollera. Źródłem promieniowania była anoda kobaltowa z filtrem żelaznym. Detekcji promieniowania dokonano za pomocą licznika scyntylacyjnego zasilanego prądem 1050V. Geometrię układu, warunki prądowo-napięciowe oraz warunki pracy elektronicznej części układu pomiarowego dobierano każdorazowo tak, aby otrzymywane dyfraktogramy charakteryzowały się maksymalnym wyodrębnieniem refleksów dyfrakcyjnych z tła. Najczęściej powtarzającymi się warunkami aparaturowymi były: napięcie anodowe 40 kV, prąd anodowy 20 mA, zakres integratora $4 \cdot 10^3 \frac{1}{8}$, stała czasowa 1s, prędkość obrotu licznika $2^\circ/\text{min}$. (2,0), szybkości wysuwu taśmy 20 m/min. Fazy intensyfikowano metodą Hanawalta, polegającą na wykonaniu dyfraktogramu, a następnie zestawieniu uzyskanych wartości odległości międzypłaszczyznowych i natężeń refleksów dyfrakcyjnych z dyfraktogramami wzorcowymi zamieszczonymi w kartotece ASTM.

Do wyznaczania stałych sieciowych austenitu wykorzystano metodę środków ciężkości [71]. Wyznaczono położenie środków ciężkości następujących refleksów: 111; 200; 311; 222 i 400. Intensywność mierzono w zakresie trzykrotnie większym od szerokości linii w celu prawidłowego określenia poziomu tła. Goniometr regulowano metodą Tournariego, która pozwoliła na ustawienie pozycji zerowej z dokładnością $0,003^\circ$ (20). Dla każdej próbki wykonano po 3 pomiary z każdorazowym wyjmowaniem próbki z uchwytu dyfraktometru i ponownym jej zakładaniu. W celu zabezpieczenia stałej temperatury, próbki umieszczano pod płaszczem wodnym, co gwarantowało stabilizację temperaturową $\pm 0,5$ K. Po obliczeniu położenia dla poszczególnych refleksów dyfrakcyjnych wartości te ekstrapolowano na kąt $\theta = 90^\circ$ według funkcji $\cos^2\theta$, przy czym w celu uzyskania powtarzalności wyników ekstrapolację tę prowadzono metodą Cohena.

Dla wybranych struktur po obróbce cieplnej przeprowadzono analizę ilościową, analizę półilościową i analizę jakościową składu chemicznego badanych stali (oznaczono Fe, Mn, Al i C). Badania wykonano na mikroanalizatorze rentgenowskim JXM-50A firmy JEOL (Japonia) o zdolności rozdzielczej 150 Å, przy napięciu przyspieszającym 25 kV.

Badania zmian objętości właściwej wykonano na dylatometrze różnicowym typu EBU f. Leitz (Austria), stosując przełożenia 200 : 1 na próbkach z taśm o dług. 50 mm i szer. 4 mm. Celem zapobieżenia utleniania się próbek badania te przeprowadzono w atmosferze argonu. Szybkość nagrzewania wynosiła $8^\circ\text{C}/\text{min}$., zaś chłodzenie prowadzono wraz z piecem. Wyniki tych badań rejestrowano na papierze światłoczułym.

Pomiary tłumienia drgań mechanicznych w funkcji temperatury prowadzono przy pomocy urządzenia typu ELASTOMAT 1024 f. Förster (RFN) o zakresie częstotliwości pracy od 0,5 do 100 kHz, z możliwością wzbudzania drgań przetwornikami magnetycznymi i piezoelektrycznymi. Dla przeprowadzenia pomiarów tłumienia drgań w zakresie temperatur od 293 do 973 K skonstruowano odpowiednio przystawkę do ww. urządzenia, złożoną z piecyka i układu pomiaru temperatury. Stosowano próbki o wymiarach \varnothing 10 x 100 mm. Z uwagi na charakter mierzonych wielkości fizycznych szczególną uwagę zwrócono na zachowanie identycznych wymiarów i symetrii próbek. Fizykalną charakterystykę mierzonych wielkości podaje stosunkowo obszerna literatura przedmiotu [72, 73, 74].

Statyczną próbę rozciągania przeprowadzono na maszynie wytrzymałościowej ZD 10/90 f. VEB Werkstoffprüfmaschinen (NRD), zgodnie z normą PN-71/H-04310.

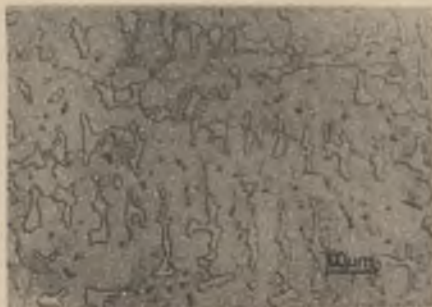
Pomiary własności mechanicznych w temperaturach podwyższonych przeprowadzono na maszynie wytrzymałościowej typu TTD 1115 f. Instron (Anglia) z zainstalowanym piecykiem grzewczym, przy szybkości rozciągania 3 i 5 mm/min.

Pomiary twardości przeprowadzono na twardościomierzu typu HPO 250 f. Werkstoffprüfmaschinen (NRD) przy obciążeniu 80 kg.

5. WYNIKI BADAŃ

5.1. Badania struktury stali FERMANAL typu 60G30J9

Po odlaniu stal 60G30J9 posiadała dwufazową strukturę austenityczno-ferrytyczną. Na rys. 35 i 36 przedstawiono strukturę ujawnioną na próbce pilotowej o średnicy 10 mm, odlanej do kokili metalowej. Widoczne są dendryty ferrytu o osnowie austenitycznej.



Rys. 35. Struktura tworzywa z wytopu 9 po odlaniu. W osnowie austenitu dendryty ferrytu

Rys. 36. Struktura jak na rys. 35

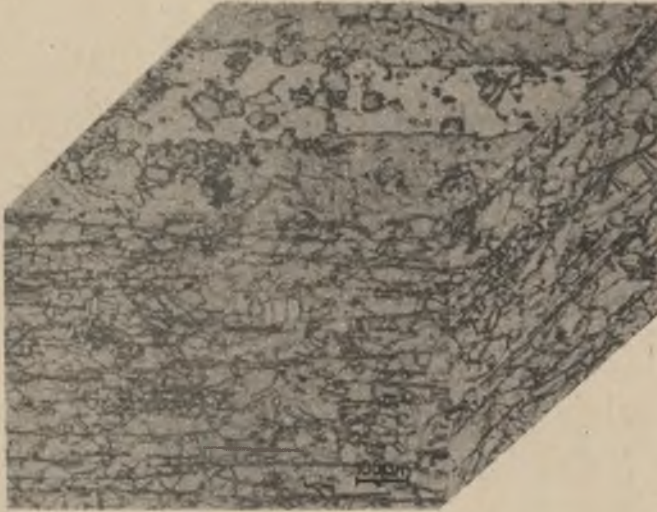
Dwufazowa struktura $\gamma + \alpha$ zachowana zostaje po przeróbce plastycznej na gorąco; ziarna ferrytu ulegają spłaszczeniu, tworząc wąskie pakiety, równoległe do płaszczyzny przeróbki plastycznej (rys. 37). Objętościowy udział ziarn fazy α wynosi ok. 6% dla wytopu 43 i 14% dla wytopu 9; średnia cięciwa ziarna austenitu wynosi ok. 12 μm .

W osnowie składającej się z fazy γ stwierdzono dużą gęstość dyslokacji (rys. 38 i 39), natomiast w obszarach ferrytu gęstość dyslokacji jest mniejsza (rys. 40, 41). W austenicie ujawniono również duże sferoidalne wydzielenia węglików typu Mn_3AlC (rys. 42).

Odształcenie plastyczne na zimno doprowadziło do rozbicia pakietowych obszarów ferrytu (rys. 43) i do powstania miejscowo struktury komórkowej (rys. 44 i 45).

Zmiany struktury stali 60G30J9, zachodzące w wyniku przesycań, zilustrowano na rys. od 46 do 54. Dotyczą one głównie:

- zwiększenia wielkości ziarna fazy γ (rys. 55);



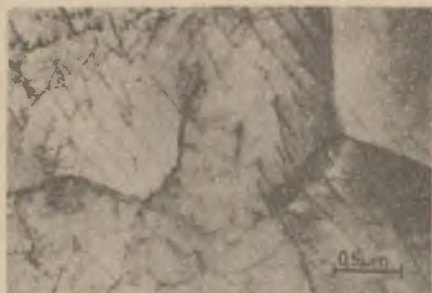
Rys. 37. Struktura przestrzenna tworzywa z wytopu 9. Widoczne pakietowe wydzielenia ferrytu



Rys. 38. Struktura po gorącym walcowaniu. Austenit o dużej gęstości dyslokacji z bliźniakami rekrytalizacji



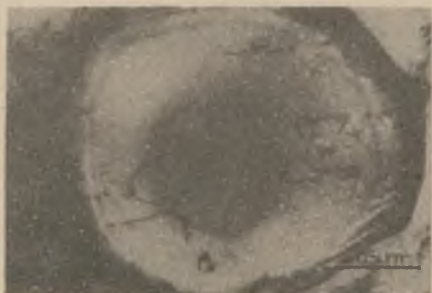
Rys. 39. Struktura po gorącym walcowaniu. Austenit z granicami ziarn i podziarn oraz z uszeregowanymi dyslokacjami



Rys. 40. Struktura po gorącym walcowaniu. Ferryt z niskokątowymi granicami ziarn. W osnowie widoczne liniowe dyslokacje tworzące miejscami układ komórkowy



Rys. 41. Struktura po gorącym walcowaniu. Ferryt z pojedynczymi dyslokacjami oraz granicami niskokątowymi



Rys. 42. Struktura po gorącym walcowaniu. Wydzielenie węgla Mn_3C AlC z pojedynczymi dyslokacjami w austenicie



Rys. 42a. Obraz dyfrakcyjny osnowy i wydzielenia przedstawionego na rys. 42



Rys. 43. Struktura po 90% gniecie. Silnie odkształcony austenit w kierunku walcowania



Rys. 44. Struktura po 90% gnilocie. Austenit o dużej gęstości dyslokacji



Rys. 45. Struktura po 90% gnilocie. Austenit o dużej gęstości dyslokacji i słabo zaznaczonej komórkowej strukturze



Rys. 46. Struktura austenityczno-ferrytyczna o średniej cięciwie ziarna austenitu $11,8 \mu\text{m}$ oraz ilości 12% ferrytu. Temperatura przesycania 1073 K/0,5 godz.-woda



Rys. 47. Struktura austenityczno-ferrytyczna o średniej cięciwie ziarna austenitu $12,7 \mu\text{m}$ oraz ilości ferrytu 12,5%. Temperatura przesycania 1123 K/0,5 godz. - woda



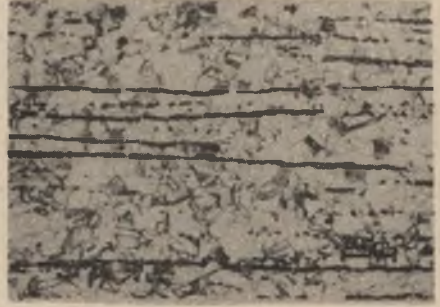
Rys. 48. Struktura austenityczno-ferrytyczna o średniej cięciwie ziarna austenitu $15,8 \mu\text{m}$ oraz ilości 14,8% ferrytu. Temperatura przesycania 1173 K/0,5 godz. - woda



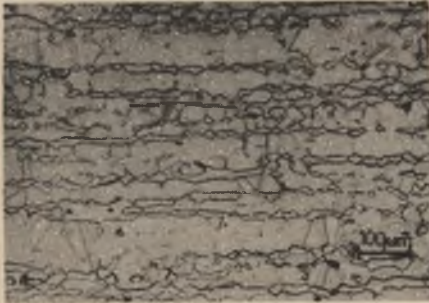
Rys. 49. Struktura austenityczno-ferrytyczna o średniej cięciwie ziarna austenitu $17,9 \mu\text{m}$ oraz ilości 14,9% ferrytu. Temperatura przesycania 1223 K/0,5 godz. - woda



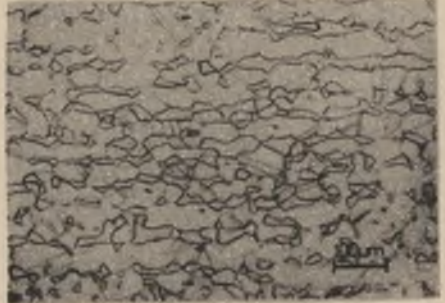
Rys. 50. Struktura austenityczno-ferrytyczna o średniej cięciwie ziarna austenitu $23,1 \mu\text{m}$ oraz ilości 15% ferrytu. Temperatura przesycania $1273 \text{ K}/0,5 \text{ godz.}$ - woda



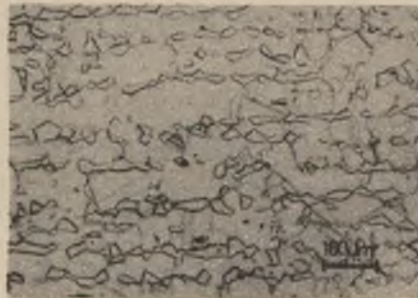
Rys. 51. Struktura austenityczno-ferrytyczna o średniej cięciwie ziarna austenitu $30 \mu\text{m}$ oraz ilości 15,5% ferrytu. Temperatura przesycania $1323 \text{ K}/0,5 \text{ godz.}$ - woda



Rys. 52. Struktura austenityczno-ferrytyczna o średniej cięciwie ziarna austenitu $29 \mu\text{m}$ oraz 22,6% ferrytu. Temperatura przesycania $1373 \text{ K}/0,5 \text{ godz.}$ - woda



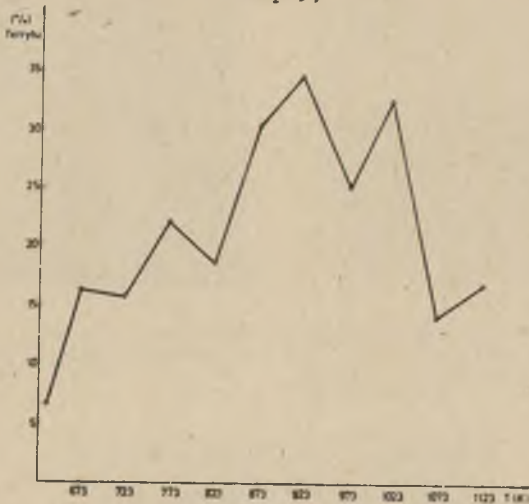
Rys. 53. Struktura austenityczno-ferrytyczna o średniej cięciwie ziarna austenitu $28,3 \mu\text{m}$ oraz 25,0% ferrytu. Temperatura przesycania $1423 \text{ K}/0,5 \text{ godz.}$ - woda



Rys. 54. Struktura austenityczno-ferrytyczna o średniej cięciwie ziarna austenitu $29,2 \mu\text{m}$ oraz ilości 38% ferrytu. Temperatura przesycania $1473 \text{ K}/0,5 \text{ godz.}$ - woda



Rys. 55. Wpływ temperatury przesycania na średnią wielkość ziarna (wytop 9)



Rys. 56. Wykres zależności zawartości ferrytu od temperatury wygrzewania w osazie 15 godz. (wytop 9)

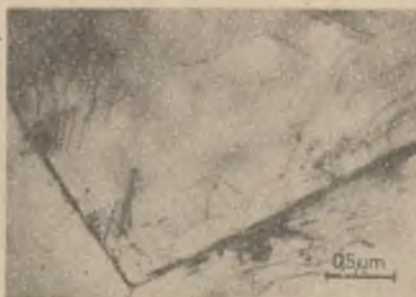
- przyrostu ilości ferrytu (rys. 56) oraz częściowego zaniku jego pasmowego rozkładu (rys. 52, 53, 54);
- zmniejszenia gęstości dyslokacji w osnowie (rys. 57, 58).

Rozrost ziarna austenitu od ok. 12 μm do 30 μm następuje w przedziale temperatur przesycania od 1073 do 1323 K, przy czym rozróżniono dwa etapy tego procesu, rozgraniczone temperaturą 1223 K, przy której średnia średnica wynosiła ok. 18 μm .

W etapie pierwszym ziarno fazy γ rozrastało się wolniej w stosunku do drugiego o zwiększonej prędkości rozrostu tego ziarna. W przedziale temperatur od 1323 K do 1473 K zmiany wielkości ziarna austenitu są mało istot-



Rys. 57. Struktura po przesyca-
niu z temperatury 1223 K/0,5 godz. -
woda. Granica wąskokątowa w auste-
nicie



Rys. 58. Struktura po przesyca-
niu z temperatury 1223 K/0,5 godz.- woda.
Spiętrzenie dyslokacji w przygra-
nicznych strefach ziarn austenitu



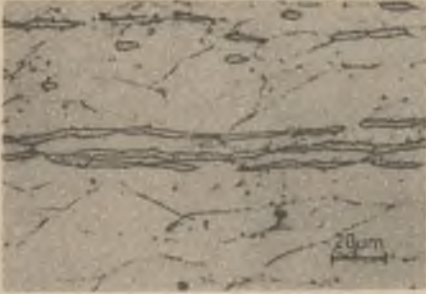
Rys. 59. Struktura po przesyca-
niu z temperatury 1223 K/0,5 godz. -
woda. W obszarze austenitu pojedyn-
cze ziarno ferrytu o soczewkowym
kształcie



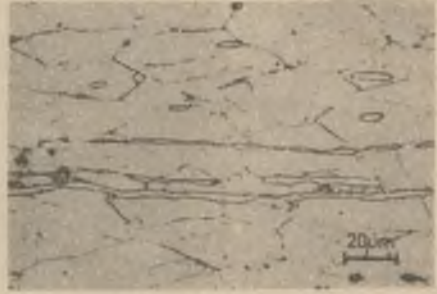
Rys. 59a. Obraz dyfrakcyjny struktury przedstawionej na rys. 59



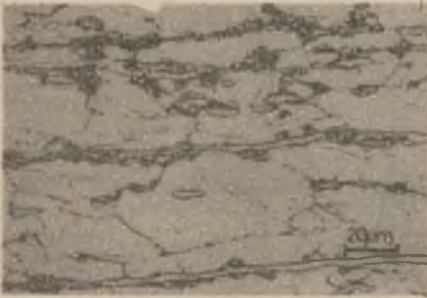
Rys. 59b. Pole ciemne z refleksu A



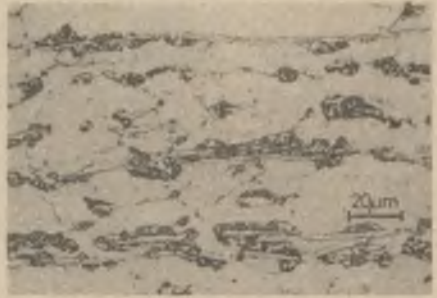
Rys. 60. Struktura po starzeniu w temperaturze 723 K/50 godz.



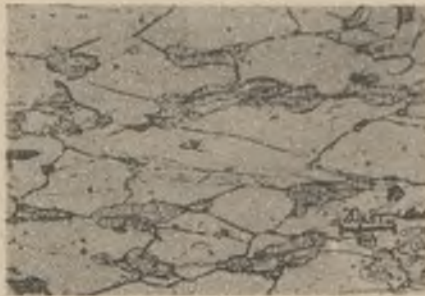
Rys. 61. Struktura po starzeniu w temperaturze 723 K/150 godz.



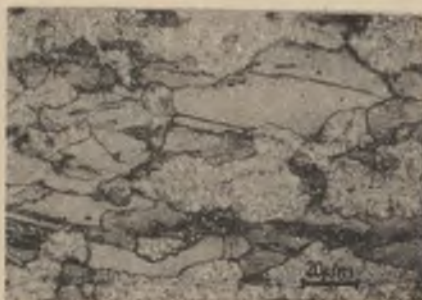
Rys. 62. Struktura po starzeniu w temperaturze 723 K/300.godz.



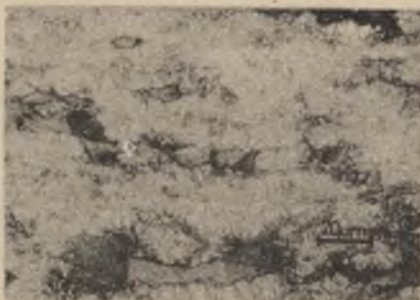
Rys. 63. Struktura po starzeniu w temperaturze 723 K/500 godz.



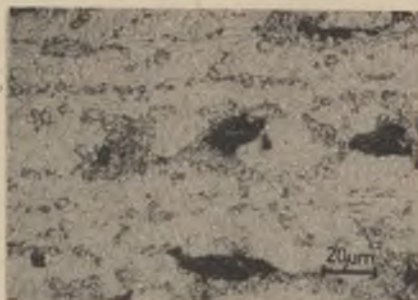
Rys. 64. Struktura po starzeniu w temperaturze 773 K/50 godz.



Rys. 65. Struktura po starzeniu w temperaturze 773 K/150 godz.



Rys. 66. Struktura po starzeniu w temperaturze 773 K/300 godz.



Rys. 67. Struktura po starzeniu w temperaturze 773 K/500 godz.

ne (rys. 55). Jednocześnie w tym zakresie temperatur następuje wyraźny przyrost ilości fazy α - od około 15% po przesycaniu z temperatury 1323 K, do około 38% - po przesycaniu z temperatury 1473 K (rys. 56). Po przesycaniu ujawniono wyraźne zmniejszenie gęstości dyslokacji osnowy w stosunku do stanu po walcowaniu na gorąco, przy czym dyslokacje grupowały się głów-

nie w obszarach granic ziarn i błędów ułożenia (rys. 57 i 58). Przy granicach ziarn austenitu obserwowano pojedyncze ziarna ferrytu (rys. 59).

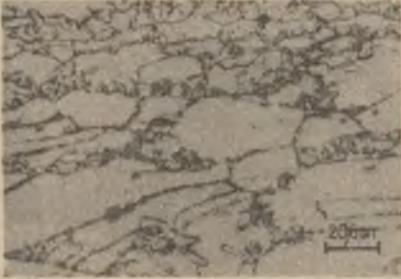
Zmiany struktury, wywołane starzeniem badanej stali, uzależnione są od stanu wyjściowego materiału (rys. 68+82). I tak w próbkach starzonych bezpośrednio po walcowaniu na gorąco, po przekroczeniu temperatury 723 K ujawniono - po granicach ziarn austenitu - wzdłuż płaszczyzn poślizgu drobne punktowe wydzielenia (rys. 60+63). Po starzeniu w tejże temperaturze przez ponad 300 godz., na granicy faz γ i α pojawiają się wydzielenia roztworu stałego wtórnego $FeMn_4$ typu β mangan, których ilość rośnie w miarę przedłużenia się czasu starzenia (rys. 62, 63). Faza typu β mangan* powstaje szczególnie intensywnie po starzeniu w temperaturze 773 K. W pierwszym etapie β mangan tworzy się w obszarach przyległych do ferrytu (rys. 64), a następnie, w miarę dalszego przedłużania się czasu tego zabiegu, rozrasta się kosztem ziarn austenitu (rys. 65, 66, 67).

Podobny jest mechanizm powstawania β manganu w temperaturze 823 K (rys. 68+71), przy czym ilość tej fazy jest mniejsza niż po starzeniu w temperaturze 773 K. Po starzeniu w temperaturach 873 K i wyższych nie ujawniono fazy β manganu: w austenitycznej osnowie występowały jedynie ziarna ferrytu i drobne wydzielenia po granicach ziarn (rys. 72+75).

Badania przeprowadzone na transmisyjnym mikroskopie elektronowym ujawniły w próbkach starzonych w temperaturze 873 K w czasie 15 godz. większe zdefektowanie ziarn fazy γ od fazy α (rys. 76, 77). W austenicie zaobserwowano efekty wskazujące na wydzielenie się faz międzymetalicznych na dyslokacjach (rys. 77). W obszarze przygranicznym ujawniono duże wydzielenia węgla Mn_3AlC (rys. 76). Stwierdzono je również po starzeniu w temperaturze 1023 i 1123K w czasie 15 godz.

Przebieg zmian strukturalnych podczas starzenia próbek odkształconych na zimno okazał się podobny do tych zmian w materiale uzyskanym podczas starzenia próbek odkształconych na gorąco. I tak na przykład w próbkach starzonych w temperaturze 673 K po uprzednim 90% gnioście na zimno stwierdzono znaczne zróżnicowanie zdefektowania osnowy; obok obszarów o dużej gęstości dyslokacji ujawniono bowiem miejsca o znacznie mniejszej gęstości dyslokacji (rys. 83). Proces rekrytalizacji osnowy tego materiału rozpoczyna się w temperaturze 723 K. Jednocześnie pojawiły się wydzielenia zidentyfikowane metodą dyfrakcji elektronowej jako faza β mangan (rys. 84). Austenit uległ prawie całkowitej rekrytalizacji po starzeniu w temperaturze 923 K (rys. 85-88). Zwiększoną gęstość dyslokacji stwierdzono wokół wydzieleni węglików Mn_3AlC zidentyfikowanych metodą dyfrakcji elektronowej (rys. 87). W strukturze próbek przesyconych z temperatury 1223 K i starzo-

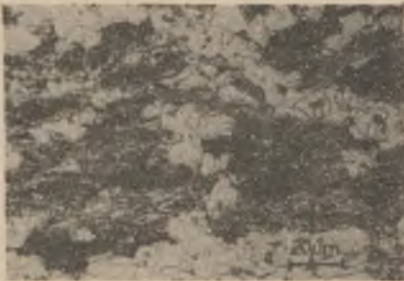
* W dalszej części pracy roztwór stały wtórny $FeMn_4$ określany jako faza β mangan.



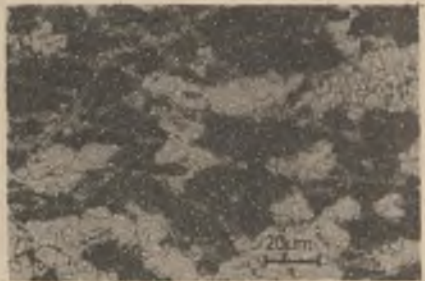
Rys. 68. Struktura po starzeniu w temperaturze 823 K/50 godz.



Rys. 69. Struktura po starzeniu w temperaturze 823 K/150 godz.



Rys. 70. Struktura po starzeniu w temperaturze 823 K/300 godz.



Rys. 71. Struktura po starzeniu w temperaturze 823 K/500 godz.



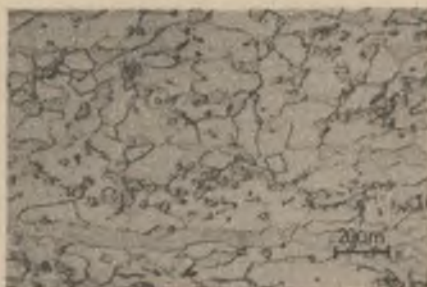
Rys. 72. Struktura po starzeniu w temperaturze 873 K/50 godz.



Rys. 73. Struktura po starzeniu w temperaturze 873 K/150 godz.



Rys. 74. Struktura po starzeniu w temperaturze 873 K/300 godz.



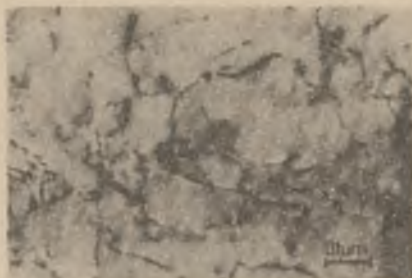
Rys. 75. Struktura po starzeniu w temperaturze 873 K/500 godz.



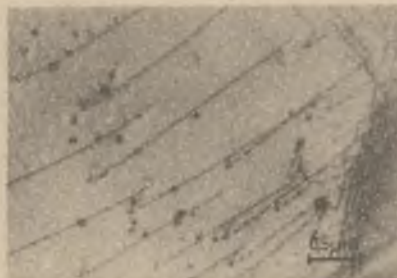
Rys. 76. Struktura po starzeniu w temperaturze 873 K/15 godz. Duże wydzielenie Mn_3AlC na granicy ziarna ferrytu z pojedynczymi dyslokacjami



Rys. 76a. Obraz dyfrakcyjny z wydzielenia i osnowy przedstawiony na rys. 76



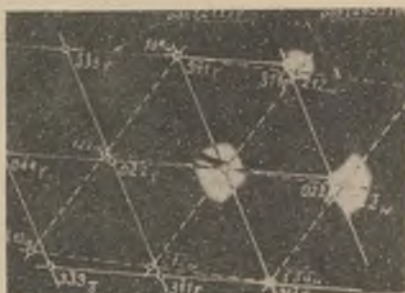
Rys. 77. Struktura po starzeniu w temperaturze 873 K/15 godz. Układ dyslokacji w austenicie



Rys. 78. Struktura po starzeniu w temperaturze 1023 K/15 godz. Konfiguracja dyslokacji przy granicy niskokątowej austenitu



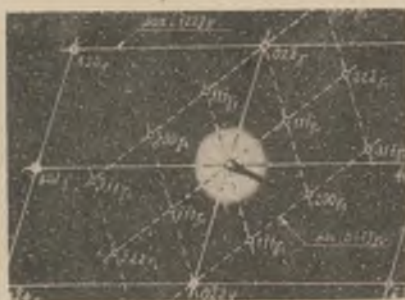
Rys. 79. Struktura po starzeniu w temperaturze 1023 K/15 godz. Wydzielenia na granicy bliźniaczej austenitu



Rys. 79a. Obraz dyfrakcyjny wydzielenia i osnowy przedstawionej na rys. 79



Rys. 80. Struktura po starzeniu w temperaturze 1123 K/15 godz. Szerokokątowa granica ziarn austenitu z dyslokacjami



Rys. 80a. Obraz dyfrakcyjny struktury przedstawionej na rys. 80



Rys. 81. Struktura po starzeniu w temperaturze 1123 K/15 godz. Wydzielenia ferrytu w osnowie austenitu



Rys. 81a. Obraz dyfrakcyjny struktury przedstawionej na rys. 81



Rys. 82. Struktura po starzeniu w temperaturze 1123 K/15 godz. Austenit z bliźniakami rekryystalizacji i wydzieleniami węglików



Rys. 83. Struktura po starzeniu w temperaturze 673 K/5 godz. Po 90% gniocie. Austenit o wykształconej komórkowej strukturze dyslokacyjnej



Rys. 84. Struktura po 90% gniocie i starzeniu w temperaturze 723 K/5 godz. W częściowo zrekrystalizowanym ziarnie austenitu wydzielenia reztworu stałego wtórnego o strukturze manganu



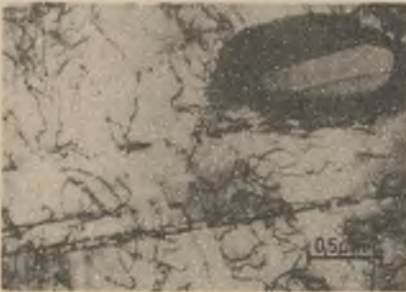
Rys. 84a. Obraz dyfrakcyjny wydzieleni i osnowy przedstawionej na rys. 84



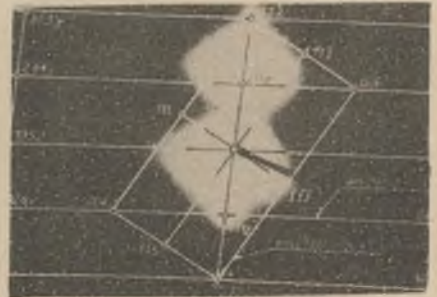
Rys.85. Struktura po 90%-owym gniocie i starzeniu w temperaturze 823 K/5 godz. Układy dyslokacji w zrekrystalizowanym austenicie



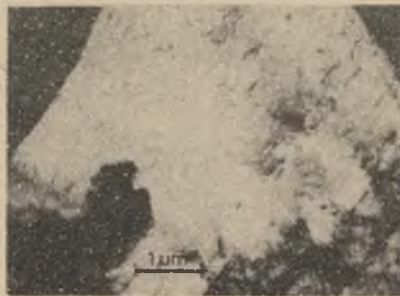
Rys. 86. Struktura po 90%-owym gniocie i starzeniu w temperaturze 823 K/5 godz. W zbliżonym austenicie widoczne układy dyslokacji



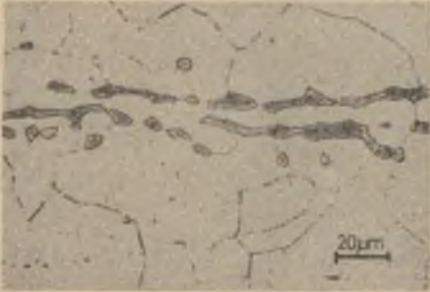
Rys.87. Struktura po 90%-owym gniocie i starzeniu w temperaturze 823 K/5 godz. W austenicie o częściowo uporządkowanych układach dyslokacji wydzielenia węgla $(FeMn)_3AlC$



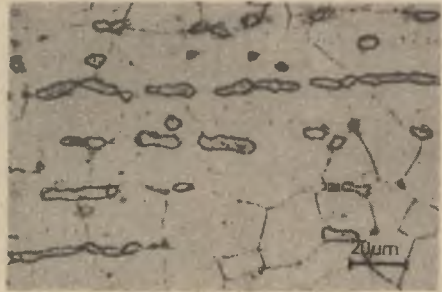
Rys. 87a. Obraz dyfrakcyjny wydzielenia i osnowy struktury przedstawionej na rys. 87



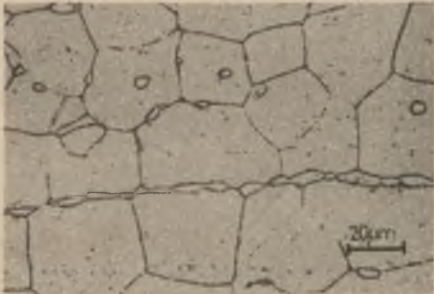
Rys. 88. Struktura po 90%-owym gniocie i starzeniu w temperaturze 923 K/15 godz. Układy dyslokacji i granica bliźniacza w austenicie



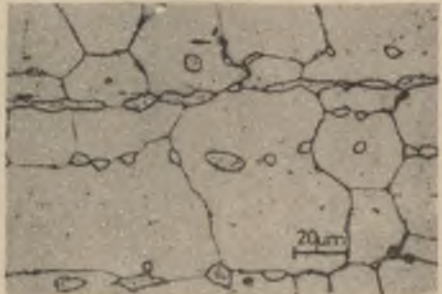
Rys. 89. Struktura po przesycaniu z temperatury 1223 K/0,5 godz. i następnym starzeniu w temperaturze 723 K/50 godz.



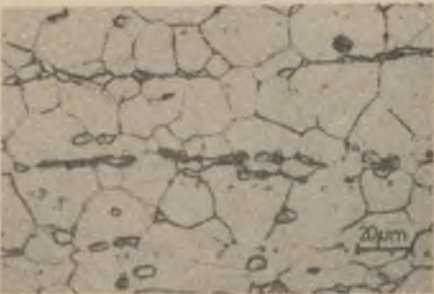
Rys. 90. Struktura po przesycaniu z temperatury 1223 K/0,5 godz. i następnym starzeniu w temperaturze 723 K/150 godz.



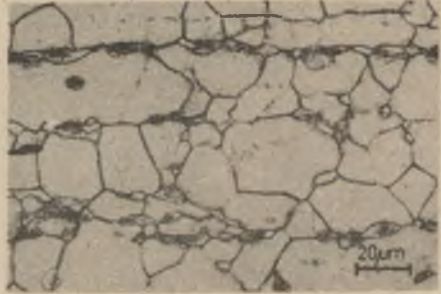
Rys. 91. Struktura po przesycaniu z temperatury 1223 K/0,5 godz. i następnym starzeniu w temperaturze 723 K/300 godz.



Rys. 92. Struktura po przesycaniu z temperatury 1223 K/0,5 godz. i następnym starzeniu w temperaturze 723 K/500 godz.



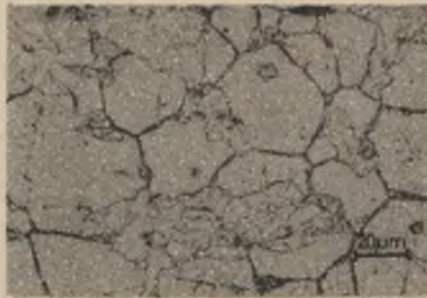
Rys. 93. Struktura po przesycaniu z temperatury 1223 K/0,5 godz. i następnym starzeniu w temperaturze 773 K/50 godz.



Rys. 94. Struktura po przesycaniu z temperatury 1223 K/0,5 godz. i następnym starzeniu w temperaturze 773 K/150 godz.



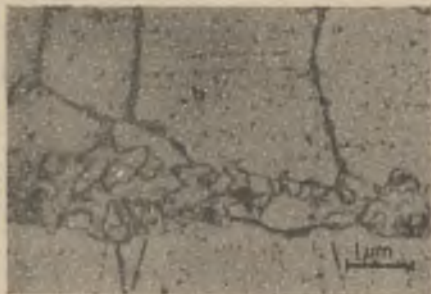
Rys. 95. Struktura po przesycaaniu z temperatury 1223 K/0,5 godz. i następnym starzeniu w temperaturze 773 K/300 godz.



Rys. 96. Struktura po przesycaaniu z temperatury 1223 K/0,5 godz. i następnym starzeniu w temperaturze 773 K/500 godz.



Rys. 97. Struktura po przesycaaniu z temperatury 1223 K/0,5 godz. i następnym starzeniu w temperaturze 823 K/50 godz.



Rys. 98. Struktura po przesycaniu z temperatury 1223 K/0,5 godz. i następnym starzeniu w temperaturze 823 K/150 godz.



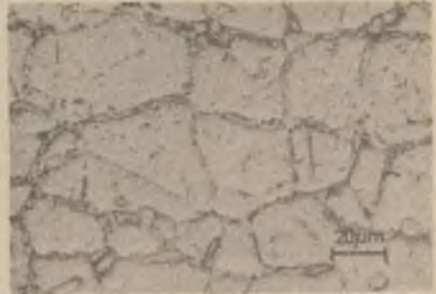
Rys. 99. Struktura po przesycaniu z temperatury 1223 K/0,5 godz. i następnym starzeniu w temperaturze 823 K/300 godz.



Rys.100. Struktura po przesycaniu z temperatury 1223 K/0,5 godz. i następnym starzeniu w temperaturze 823 K/500 godz.



Rys. 101. Struktura po przesycaniu z temperatury 1223 K/0,5 godz. i następnym starzeniu w temperaturze 873 K/50 godz.



Rys. 102. Struktura po przesycaniu z temperatury 1223 K/0,5 godz. i następnym starzeniu w temperaturze 873 K/150 godz.



Rys. 103. Struktura po przesycaniu z temperatury 1223 K/0,5 godz. i następnym starzeniu w temperaturze 873 K/300 godz.



Rys. 104. Struktura po przesycaniu z temperatury 1223 K/0,5 godz. i następnym starzeniu w temperaturze 873 K/500 godz.



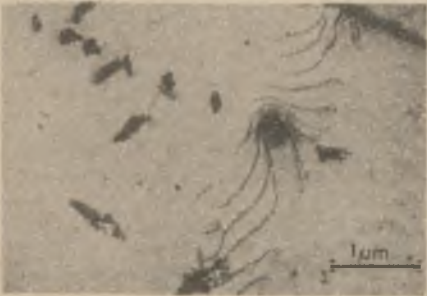
Rys. 105. Struktura po przesycaniu z temperatury 1223 K/0,5 godz. i starzeniu w temperaturze 873 K/15 godz. Na granicy ziarna ferrytu wydzielania węgla $M_{23}O_6$



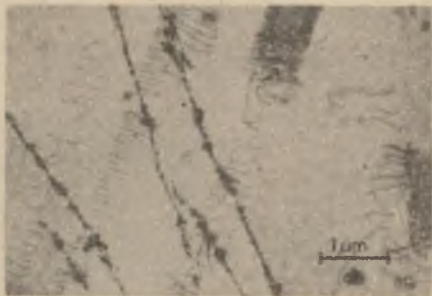
Rys. 105a. Obraz dyfrakcyjny struktury przedstawionej na rys. 105



Rys. 105b. Pole ciemne z refleksu A



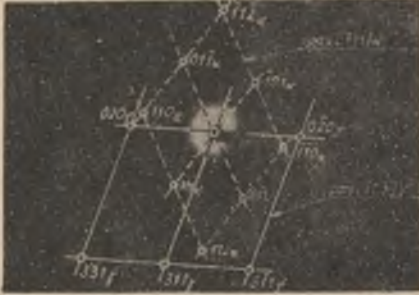
Rys. 106. Struktura po przesycaniu z temperatury 1223 K/0,5 godz. i starzeniu w temperaturze 873 K/15 godz. Blokowanie dyslokacji na wydzieleniach



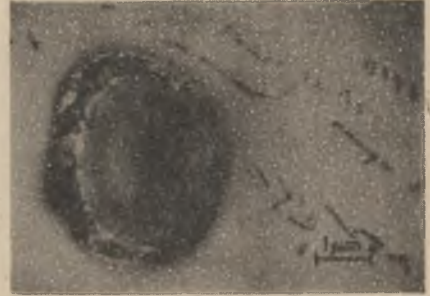
Rys. 107. Struktura po przesycaniu z temperatury 1223 K/0,5 godz. i starzeniu w temperaturze 873 K/15 godz. Płaskie układy dyslokacji w austenicie z widocznymi liniowymi układami drobnych wydzieleni na dyslokacjach



Rys. 108. Struktura po przesycaniu z temperatury 1223 K/0,5 godz. i starzeniu w temperaturze 873 K/15 godz. Na granicy ziarna austenitu i ferrytu niezidentyfikowane wydzielenia. Austenit z uporządkowanymi układami dyslokacji



Rys. 108a. Obraz dyfrakcyjny struktury przedstawionej na rys. 108



Rys. 109. Struktura po przesyceniu z temperatury 1323 K/0,5 godz. i starzeniu w temperaturze 873 K/15 godz. Wydzielenie węgla Mn_3AlC w austenicie



Rys. 109a. Obraz dyfrakcyjny wydzielenia i osnowy przedstawionej na rys. 109



Rys. 110. Struktura po przesyceniu z temperatury 1323 K/0,5 godz. i starzeniu w temperaturze 873 K/15 godz. Spiętrzenie dyslokacji sugerujące tworzenie bliźniaków

nych w temperaturze 723 K ujawniono występowanie drobnych, punktowych wydzieleni zarówno w fazie α jak i γ (rys. 89+92). Wydzielanie się β manganu zachodziło w ziarnach ferrytu podczas starzenia w temperaturze 773 K i 823 K (rys. 93+100), przy czym proces ten przebiegał znacznie wolniej niż w stalach starzonych bezpośrednio po walcowaniu. Intensywniej natomiast powstawały w tym zakresie temperatur drobne wydzielenia punktowe po granicach ziarn i w obszarze austenitu (rys. 97, 98, 99). Proces ten zachodził również podczas wygrzewania w temperaturze 873 K (rys. 101+104), przy czym po starzeniu w czasie 300 i 500 godz. w strukturze pojawiły się iglaste wydzielenia ferrytu (rys. 103 i 104). Za pomocą dyfrakcji elektrownowej stwierdzono, że parametry tych drobnych wydzieleni po granicach ziarn i w obszarze austenitu najbardziej zbliżone są do fazy typu Mn_3AlC (rys. 109). W strukturze zidentyfikowano również obecność wydzieleni węglików $M_{23}C_6$ (rys. 105).

Te oba rodzaje wydzieleni stanowią przeszkodę dla ruchu dyslokacji, powodując ich lokalne spiętrzenie (rys. 106, 107, 110).

Po starzeniu w temperaturze 873 K w czasie 15 godz. zaobserwowano po granicach ziarn austenitu bardzo drobne wydzielenia (rys. 108), których jednak nie udało się zidentyfikować metodami dyfrakcji elektronowej.

Podwyższenie temperatury przesycania do 1323 K nie miało istotnego wpływu na charakter zmian mikrostruktury po starzeniu (rys. 105+110).

Wyniki rentgenowskiej analizy fazowej przedstawiono w tabl. 11.

W próbkach po walcowaniu na gorąco oraz przesycanych z temperatury od 1073 K do 1473 K ujawniono obecność austenitu i ferrytu. Dla roztworu γ , stanowiącego podstawową fazę w strukturze badanej stali, wyznaczono parametr sieci krystalicznej.

Uzyskano następujące wyniki:

- po walcowaniu na gorąco:

$$a = (3,67805 \pm 0,00018) \text{ \AA}$$

- po przesycaniu z temperatury 1223 K w wodzie:

$$a = (3,67293 \pm 0,00018) \text{ \AA}$$

W strukturze próbek starzonych przez 500 h po walcowaniu na gorąco stwierdzono występowanie w zakresie temperatur od 723 do 873 K obok austenitu i ferrytu fazę β manganu. Ta ostatnia występowała w próbkach starzonych przez 500 godz. po przesycaniu z temperatury 1223 K w zakresie temperatur 773 do 873 K. Natomiast faza typu β mangan występowała w przypadku starzenia po gniocie na zimno w tym samym zakresie temperatur starzenia jak po walcowaniu na gorąco.

Obserwacje przeprowadzone w komorze wysokotemperaturowej wykazały, że podczas nagrzewania próbek po walcowaniu na gorąco zwiększa się w strukturze udział roztworu α (rys. 56). Najbardziej intensywny wzrost występował w przedziale temperatur 873 - 973 K. Powyżej temperatury 973 K zaob-

Wyniki rentgenowskiej analizy fazowej

Stan obróbki	d [Å] obliczone	Faza	d [Å] z tablic	Wskaźniki (hkl)
1	2	3	4	5
Stan wyjściowy	2,1244 1,8391 1,3018	austenit austenit austenit	2,1235 1,839 1,30037	111 200 0,22
1223 K/0,5h + 723 K/500 h	2,1244 1,84 1,2970 1,1897 1,1098	austenit austenit austenit ferryt austenit	2,1235 1,839 1,30037 1,18392 1,10896	111 200 220 112 113
1223 K/0,5 h + 773 K/500 h	2,1284 2,1107 2,0588 1,990 1,8306 1,6512 1,45 1,3030 1,1105 1,0629	austenit FeMn ₄ ferryt FeMn ₄ austenit FeMn ₄ ferryt austenit ferryt austenit	2,1235 2,09 2,05061 1,99 1,839 1,68 1,45 1,30037 1,10896 1,0617	111 300 110 310 200 321 200 220 113 222
1223 K/0,5 h 823 K/500 h	2,126 2,1046 2,0551 1,9976 1,84 1,453 1,4137 1,3018 1,186 1,1702	austenit FeMn ₄ ferryt FeMn ₄ austenit ferryt FeMn ₄ austenit ferryt FeMn ₄	2,1235 2,09 2,05061 1,99 1,839 1,45 1,40 1,30037 1,18392 1,17	111 300 110 310 200 200 420 220 112 520
1223 K/0,5 h + 873 K/500 h	2,1244 2,1007 2,0514 1,9907 1,8420 1,4496 1,3006 1,1843 1,109 1,0623	austenit FeMn ₄ ferryt FeMn ₄ austenit ferryt austenit ferryt austenit austenit	2,1235 2,09 2,05061 1,99 1,839 1,45 1,30037 1,18392 1,10896 1,0617	111 221 300 110 310 200 200 220 112 113 222

1	2	3	4	5
1223 K/0,5 h + 923 K/500 h	2,1244	austenit	2,1235	111
	2,0514	ferryt	2,05061	110
	1,842	austenit	1,839	200
	1,3018	austenit	1,30037	220
	1,1852	ferryt	1,18392	112
	1,1105	austenit	1,10892	113
	1,062	austenit	1,0617	222
723 K/500 h	2,1244	austenit	2,1235	111
	2,102	FeMn ₄	2,09	300
	2,0588	ferryt	2,05061	110
	1,9942	FeMn ₄	1,99	310
	1,899	FeMn ₄	1,89	311
	1,4610	ferryt	1,45	200
	1,346	FeMn ₄	1,34	332
1,2994	austenit	1,30037	220	
773 K/500 h	2,1248	austenit	2,1235	111
	2,0969	FeMn ₄	2,09	300 221
	2,0514	ferryt	2,05061	110
	1,9907	FeMn ₄	1,99	310
	1,8959	FeMn ₄	1,89	311
	1,8392	austenit	1,839	200
	1,4496	ferryt	1,45	200
	1,2994	austenit	1,30037	220
	1,2351	FeMn ₄	1,23	510
	1,1852	ferryt	1,18392	112
	1,107	austenit	1,10896	113
823 K/500 h	2,098	FeMn ₄	2,09	221 300
	2,0514	ferryt	2,05061	011
	1,992	FeMn ₄	1,99	310
	1,899	FeMn ₄	1,89	311
	1,682	FeMn ₄	1,68	321
	1,4828	FeMn ₄	1,48	330 111
	1,4485	ferryt	1,45	002
	1,235	FeMn ₄	1,23	510 131
	1,184	ferryt	1,18392	112
1,1698	FeMn ₄	1,17	520 132	
	2,1244	austenit	2,1235	111
	2,1007	FeMn ₄	2,09	300
	2,0514	ferryt	2,05061	110
	1,9907	FeMn ₄	1,99	310
	1,8990	FeMn ₄	1,89	311

1	2	3	4	5
873 K/500 h	1,8363	austenit	1,839	200
	1,448	ferryt	1,45	200
	1,3006	austenit	1,30037	220
	1,1843	ferryt	1,18392	112
	1,1559	FeMn ₄	1,15	521
	1,1312	-	-	-
	1,1091	austenit	1,10896	113
923 K/500 h	2,126	austenit	2,1235	111
	2,055	ferryt	2,05061	011
	1,839	austenit	1,839	002
	1,448	ferryt	1,45	002
	1,299	austenit	1,30037	022
	1,185	ferryt	1,18392	112
	1,107	austenit	1,10896	113
90% gniotu + 573 K/45 h	2,1244	austenit	2,1235	111
	1,8394	austenit	1,839	200
	1,3018	austenit	1,30037	022
90% gniotu + 673 K/45 h	2,1252	austenit	2,1235	111
	2,0695	ferryt	2,05061	011
	1,8503	austenit	1,839	002
	1,3010	austenit	1,30037	022
	1,1848	ferryt	1,18392	112
	1,1099	austenit	1,10896	113
	1,0609	austenit	1,0617	222
90% gniotu + 723 K/45 h	2,1244	austenit	2,1235	111
	2,09	FeMn ₄	2,10	221
	2,08	ferryt	2,05061	011
	1,98	FeMn ₄	2,00	310
	1,89	FeMn ₄	1,90	311
	1,68	FeMn ₄	1,68	321
	1,45	ferryt	1,45	002
	1,3017	austenit	1,30037	022
	1,23	FeMn ₄	1,237	510
	1,18	ferryt	1,18392	112
	1,17	FeMn ₄	1,170	520
90% gniotu + 773 K/45 h	2,2149	-	-	-
	2,1110	austenit	2,1235	111
	2,001	FeMn ₄	2,00	310
	1,9049	FeMn ₄	1,89	311
	1,6850	FeMn ₄	1,68	321
	1,4355	ferryt	1,45	002

1	2	3	4	5
90% gniotu + 773 K/45 h	1,4104	FeMn ₄	1,41	420
	1,3479	-	-	-
	1,2346	FeMn ₄	1,23	510
	1,1835	ferryt	1,18392	112
	1,1705	FeMn ₄	1,17	520
	1,0497	ferryt	1,0253	022
90% gniotu + 823 K/45 h	2,1204	austenit	2,1235	111
	2,0517	ferryt	2,05061	011
	1,9876	FeMn ₄	2,00	310
	1,9011	FeMn ₄	1,90	311
	1,6765	FeMn ₄	1,68	321
	1,4474	ferryt	1,45	002
	1,2858	austenit	1,30037	022
	1,2332	FeMn ₄	1,237	510
	1,2109	FeMn ₄	1,21	511
	1,1848	ferryt	1,18392	112
	1,1670	FeMn ₄	1,180	520
	1,1336	FeMn ₄	1,15	521
	1,1098	austenit	1,10896	113
1,0601	austenit	1,0617	222	
90% gniotu + 873 K/45 h	2,1244	austenit	2,1235	111
	2,0588	ferryt	2,05061	011
	1,8508	austenit	1,839	002
	1,457	ferryt	1,45	002
	1,3018	austenit	1,30037	022
	1,1887	ferryt	1,18392	112
	1,1091	austenit	1,10896	113
	1,0195	ferryt	1,0253	022

serwowano zmniejszenie ilości ferrytu, natomiast po przekroczeniu temperatury 1073 K - ponowny jej wzrost.

5.2. Własności mechaniczne

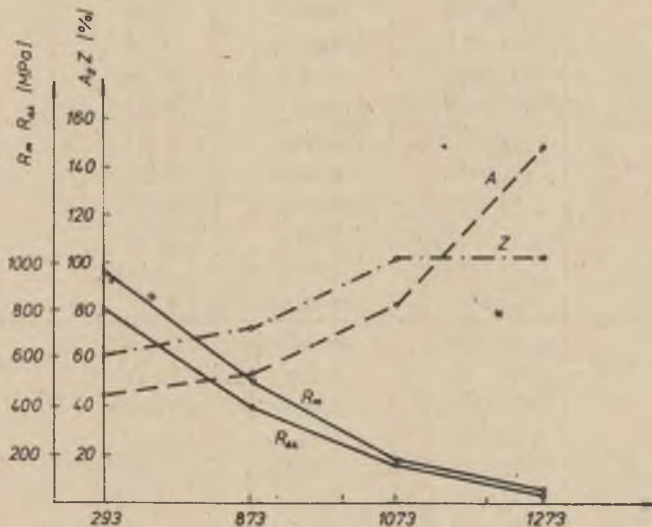
Własności mechaniczne stali 60G30J9 po walcowaniu na gorąco zestawiono w tabl. 12.

Rozrzut badanych własności w podanych zakresach wynika z różnic składu chemicznego stali z poszczególnych wytopów (chodzi głównie o aluminium, węgiel i mangan), zróżnicowania końcowych parametrów procesu przeróbki plastycznej oraz zależy od rodzaju wyrobu hutniczego, z którego pobierano próby do badań (pruty, blachy).

Właściwości mechaniczne stali 60G30J9

R_m	$R_{0,2}$	A_5	Z	HV	KM	KV	KV ₄₀
MPa	MPa	%	%		MJ/m ²	MJ/m ²	MJ/m ²
850±1100	650±900	30±55	40±60	200±320	ok. 1,3	ok.0,78	ok.0,76

Właściwości mechaniczne stali 60G30J9 (wytop 9) w temperaturach podwyższonych przedstawiono na rys. 111.

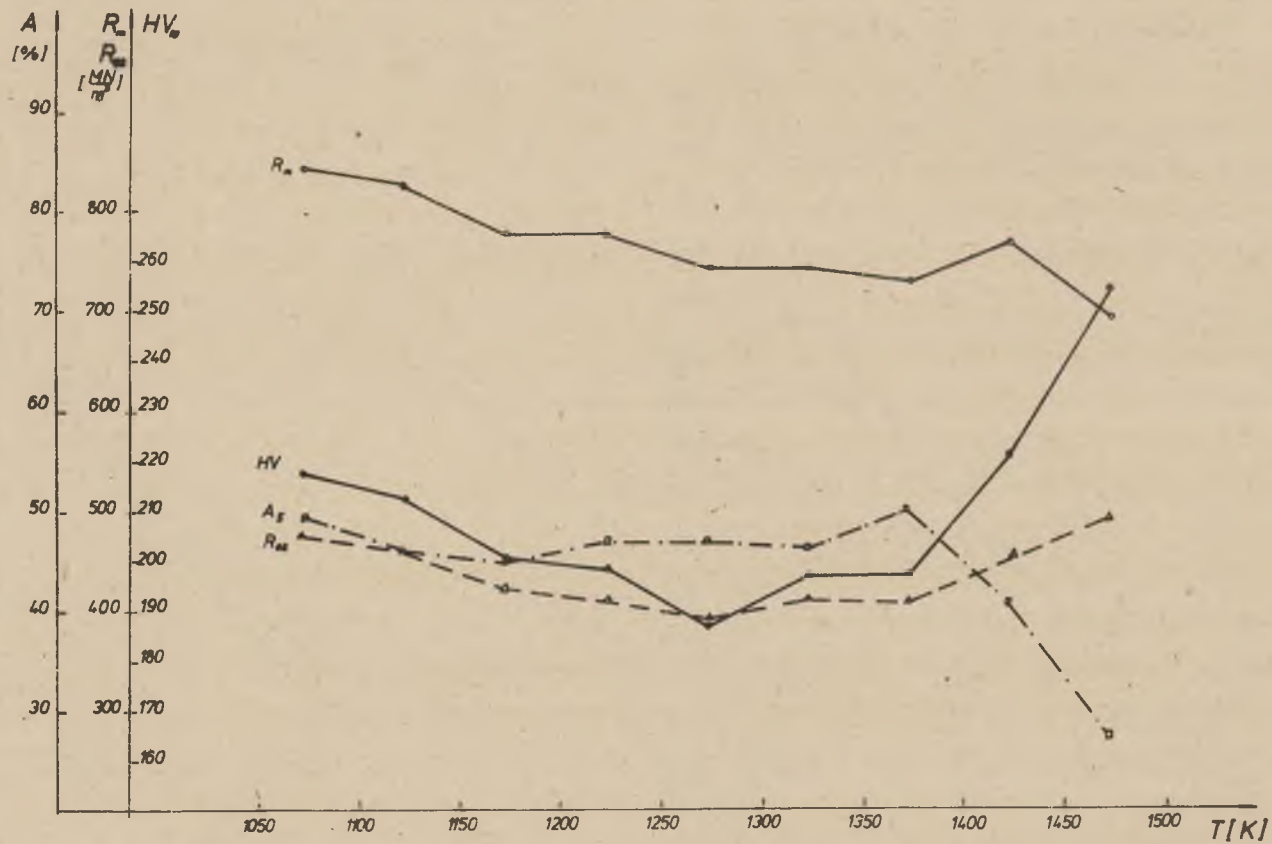


Rys. 111. Wpływ temperatury na właściwości mechaniczne stopu 60G30J9 (wytop 9)

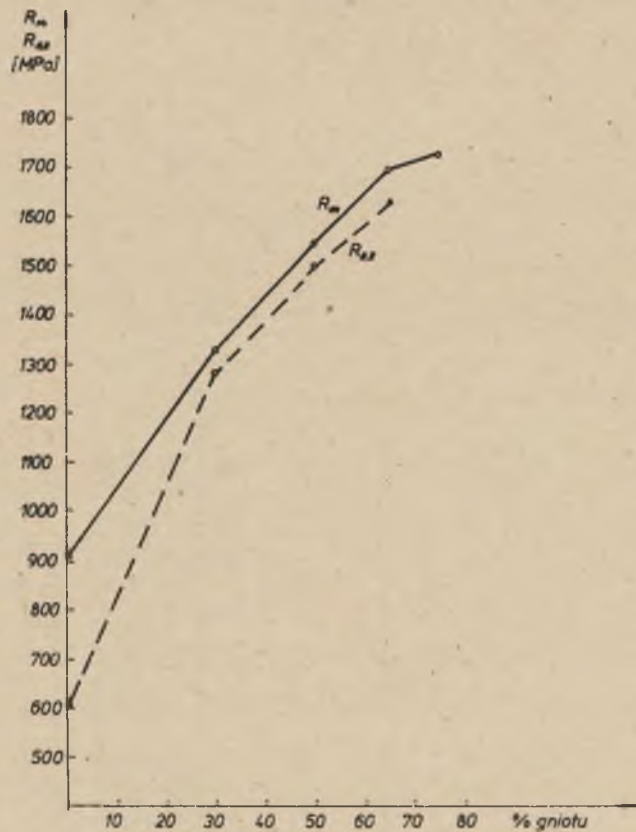
Właściwości stali 60G30J9 po przesycaaniu z różnych temperatur określono na próbkach pobranych z blach o grubości 2 mm (wytop 43) i przedstawiono na rys. 112. Nie stwierdza się istotnych zmian wytrzymałości na rozciąganie i umownej granicy plastyczności w całym analizowanym zakresie temperatur przesycaania oraz twardości i wydłużenia względnego po przesycaaniu z temperatur od 1073 do 1373 K. Średnie wartości tych właściwości wynosiły:

$$R_m = 760 \text{ MPa}; \quad R_{0,2} = 450 \text{ MPa}; \quad A_5 = 47\% \text{ i ok. } 200 \text{ HV.}$$

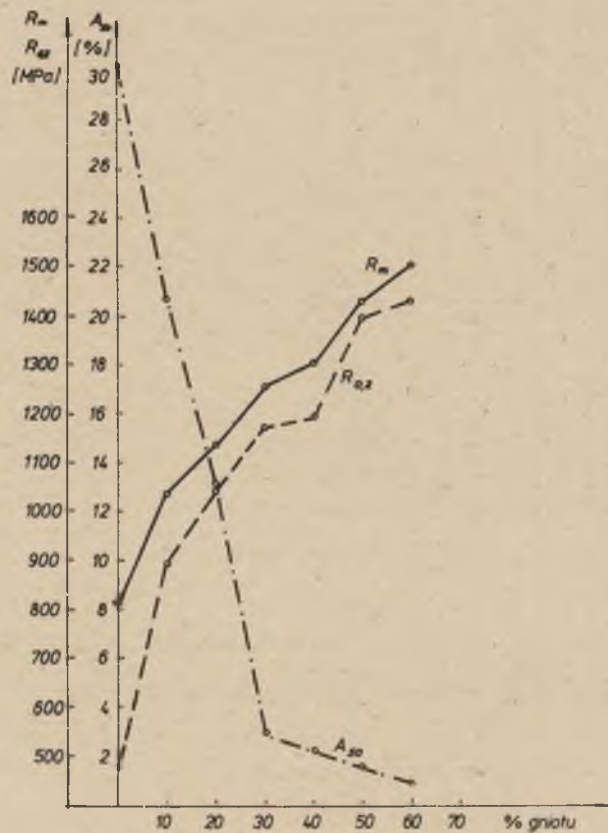
Przesycaanie z temperatur od 1373 do 1473 K powoduje wzrost twardości od 200 do 250 HV oraz spadek wydłużenia względnego od 45 do 30%. Wpływ gniotu na właściwości mechaniczne stali 60G30J9 analizowano na próbkach pobranych z drutów (wytop 9) oraz blach (wytop 43).



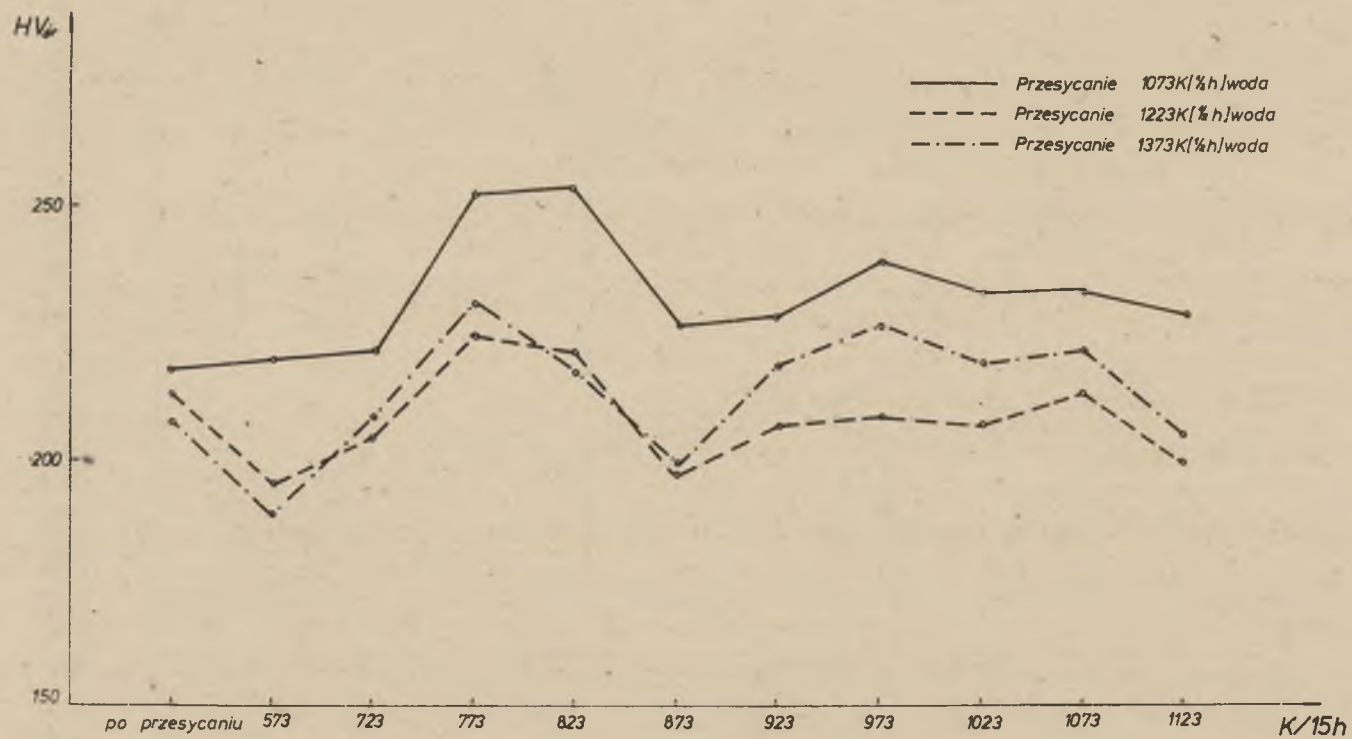
rys. 112. Wpływ temperatury przesycania stali z wytopu 43 na jej własności mechaniczne



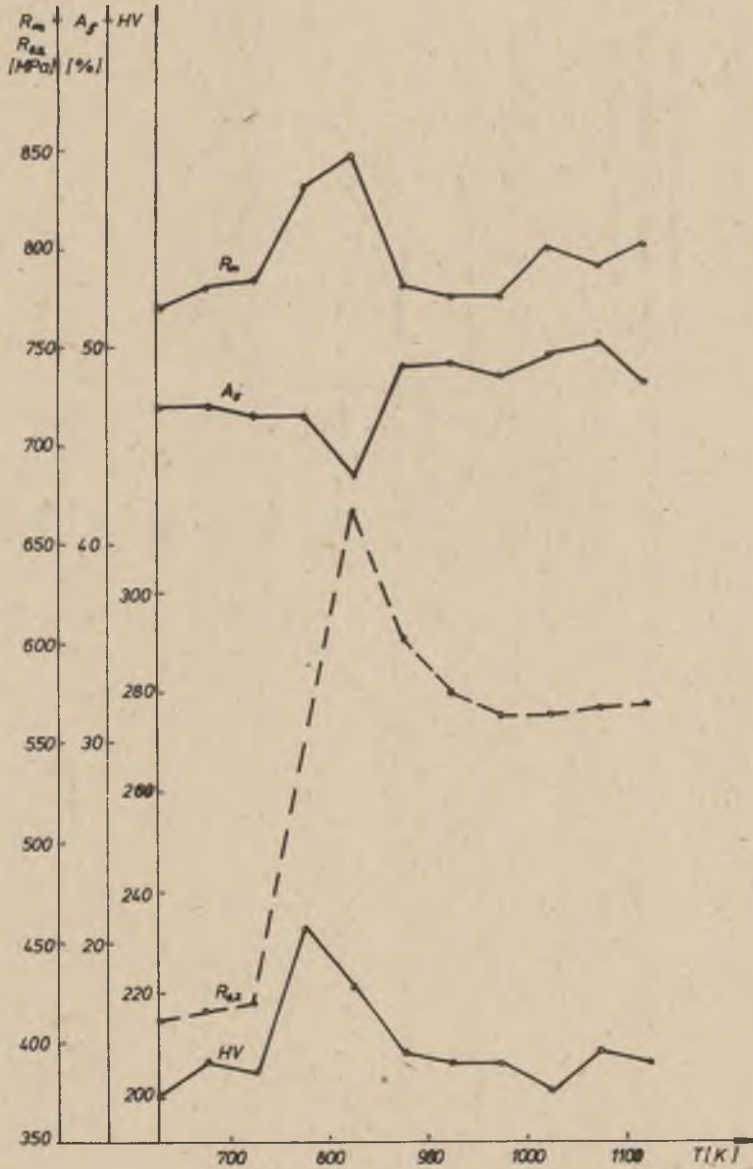
Rys. 113. Wpływ gniotu na własności wytrzymałościowe drutu ze stali FERMANAL - wytop 9



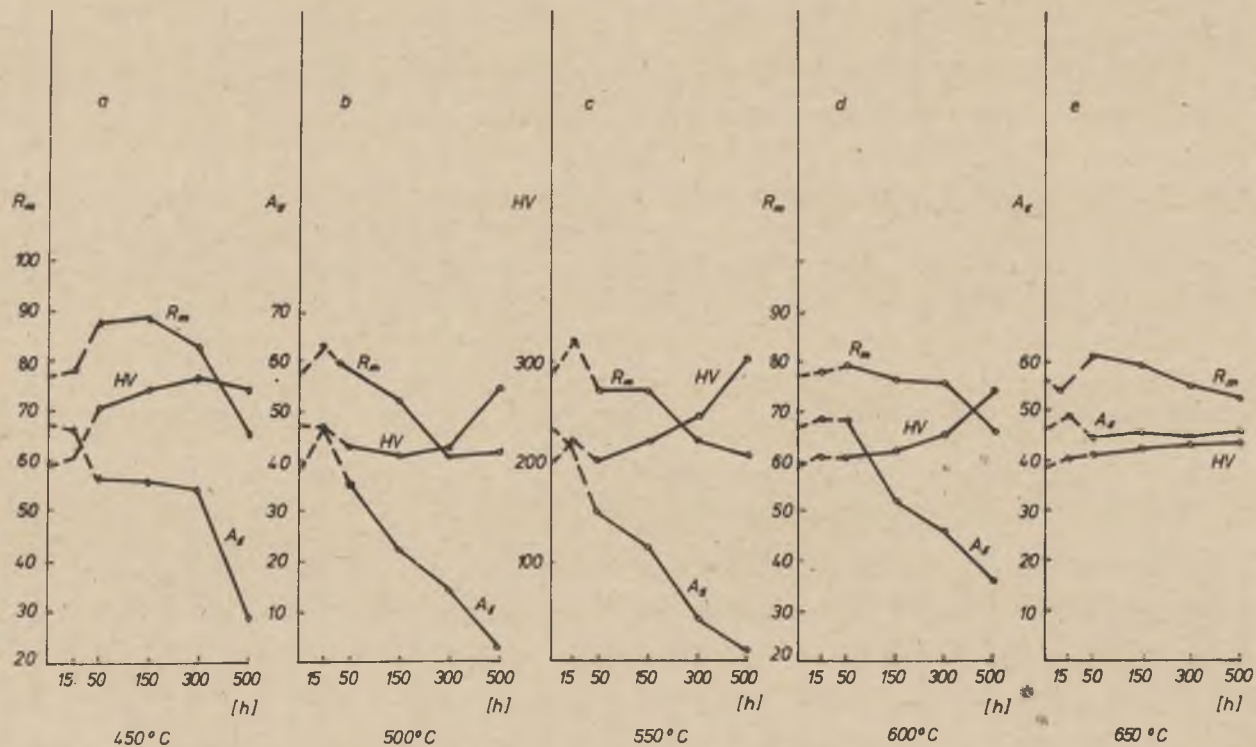
Rys. 114. Wpływ gniotu walcowania na własności stali FERMANAL - wytop 43



Rys. 115. Rozkład twardości po przesycaeniu i starzeniu stali 60G30J9 (wytop 43)



Rys. 116. Wpływ temperatury starzenia po przesycaeniu z temperatury 1223 K/0,5 godz. na własności mechaniczne (wytop 9) 1223



Rys. 117. Wpływ temperatury i czasu starzenia po przesycaniu z temperatury 1223 K/0,5 godz. na własności mechaniczne (wytop 9)

Uzyskane wyniki przedstawiono na rys. 113 i 114.

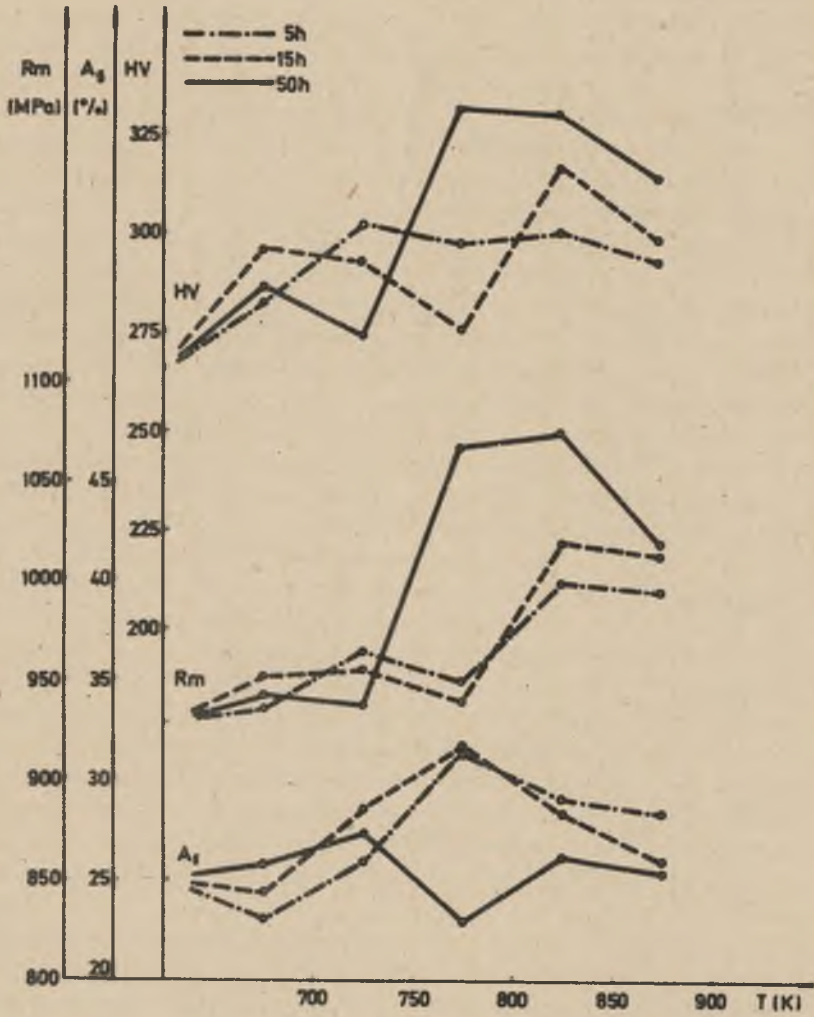
Stwierdzono znaczny przyrost własności wytrzymałościowych - R_m dla drutów zwiększa się od ok. 900 MPa po przesycaeniu z temperatury 1223 K do ok. 1700 MPa po przeciąganiu sumarycznym gniosem 78%. $R_{0,2}$ zmienia się odpowiednio od 600 MPa do 1650 MPa. Na próbkach pobranych z blach zimnowalcowanych wytrzymałość na rozciąganie po gnioście 60% wynosiła ok. 1500 MPa a umowna granica plastyczności 1450 MPa. Jednocześnie stwierdzono szybki spadek wydłużenia względnego od 31% po przesycaeniu, do 3% po walcowaniu na zimno sumarycznym gniosem 30%.

Zmiany własności stali 60G30J9, spowodowane procesami starzenia po przesycaeniu, ilustrują rys. 115+117.

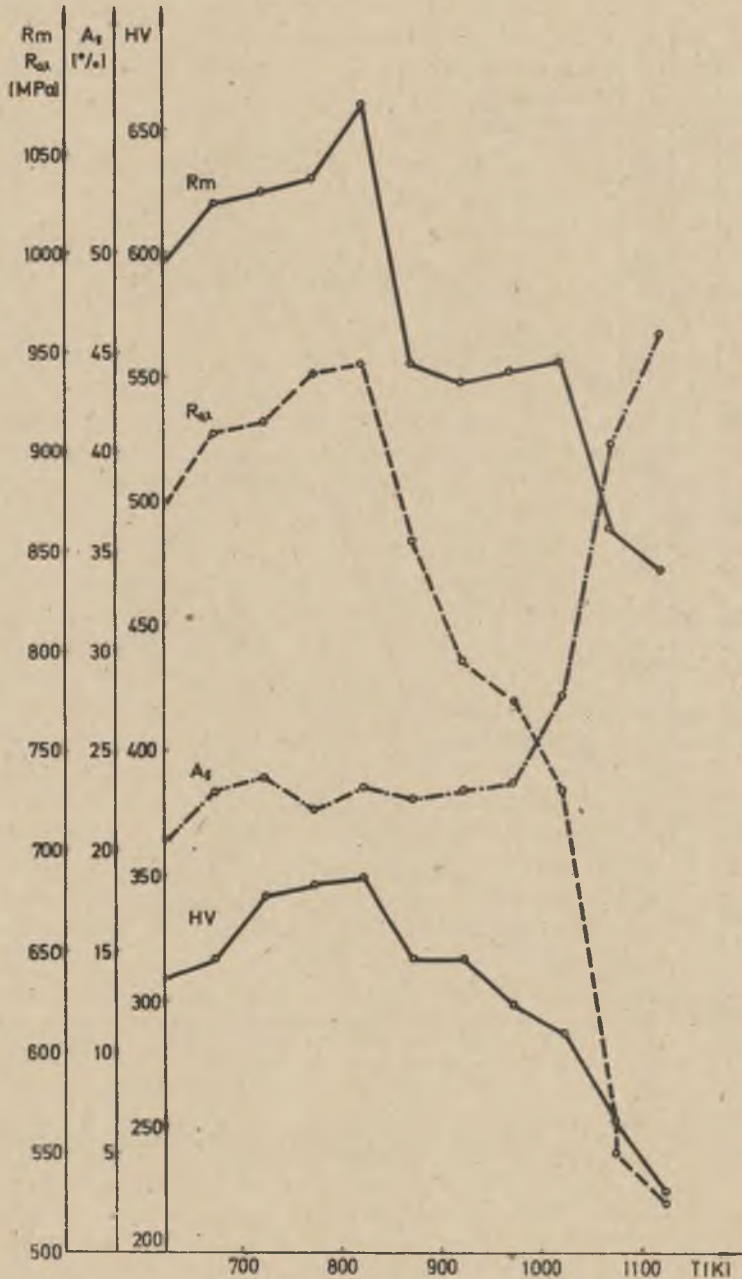
W pierwszej fazie tych badań przeanalizowano wpływ temperatury przesycaenia na twardość próbek starzonych w zakresie temperatur od 673 K do 1123 K w czasie 15 godz. (rys. 115). Okazało się, iż najwyższą twardość 270 HV można uzyskać na próbkach przesyconych z temperatury 1073 K i starzonych w temperaturach 773 i 823 K. Po starzeniu w temperaturach 400 i 450 K oraz 773 i 823 K twardość wynosiła ok. 230 HV i była zbliżona do twardości bezpośrednio po przesycaeniu. Podobny charakter zmian twardości stwierdzono na próbkach starzonych po przesycaeniu z temperatur 1223 i 1373 K. Uzyskane wartości liczbowe okazały się o 20 jednostek niższe od wartości wspomnianych uprzednio. Statyczną próbę rozciągania metali przeprowadzono na próbkach przesyconych z temperatury 1223 K oraz starzonych w zakresie temperatur od 673 do 1123 K w czasie 15 godz. Najwyższe własności wytrzymałościowe R_m ok. 850 MPa, $R_{0,2}$ ok. 660 MPa oraz HV ok. 220 uzyskano po starzeniu w temperaturach 773 i 823 K. Dla pozostałych temperatur starzenia wartości liczbowe analizowanych własności zbliżone były do własności dla stanu przesyconego, za wyjątkiem $R_{0,2}$, które jest wyższe o ok. 150 MPa w temperaturze powyżej 823 K. Minimalną wartość wydłużenia względnego wynoszącą 44% uzyskano po starzeniu w temperaturze 823 K.

Zmiany własności mechanicznych w zależności od czasu starzenia ilustruje rys. 117, z którego wynika, że po starzeniu w temperaturze 723 K przez 15 godz. nie stwierdzono istotnych zmian wytrzymałości na rozciąganie, wydłużenie i twardość w stosunku do wartości po przesycaeniu. Przedłużenie czasu starzenia w tej temperaturze do 50 godz. spowodowało wzrost wytrzymałości na rozciąganie o 120 MPa, twardości o 50 HV oraz spadek wydłużenia względnego o ok. 10%. Dalsze wydłużenie czasu starzenia do 300 godz. nie spowodowało wyraźnych zmian wytrzymałości na rozciąganie i wydłużenia względnego, natomiast twardość rośnie do ok. 285 HV. Dalsze starzenie w czasie 500 godz. prowadziło do obniżenia wszystkich omawianych własności ($R_m = 650$ MPa, $A_5 = 30\%$ (rys. 117a)).

Podczas starzenia w temperaturach 773 i 823 K stwierdzono po 15 godz. w stosunku do stanu przesyconego wzrost wytrzymałości na rozciąganie o ok. 70 MPa oraz twardość o ok. 30 HV i nieznaczny spadek wydłużenia względnego. Zmiany twardości zależą od temperatury starzenia; dla obydwu oma-



Rys. 118. Wpływ temperatury i czasu starzenia na własności stali FERMANAL wytopu 43, po 10%-owym gnioście



Rys. 119. Wpływ temperatury starzenia na własności mechaniczne stali FERMANAL (wytóp 9)

nych temperatur najwyższe wartości uzyskano po 500 godz. wygrzewania (rys. 117 b i c). Po starzeniu w temperaturach 873 i 923 K charakter zmian własności mechanicznych jest podobny do omówionego uprzednio, lecz jednak różnice poszczególnych wartości w zależności od czasu zabiegu są mniej wyraźne (rys. 117 d i c).

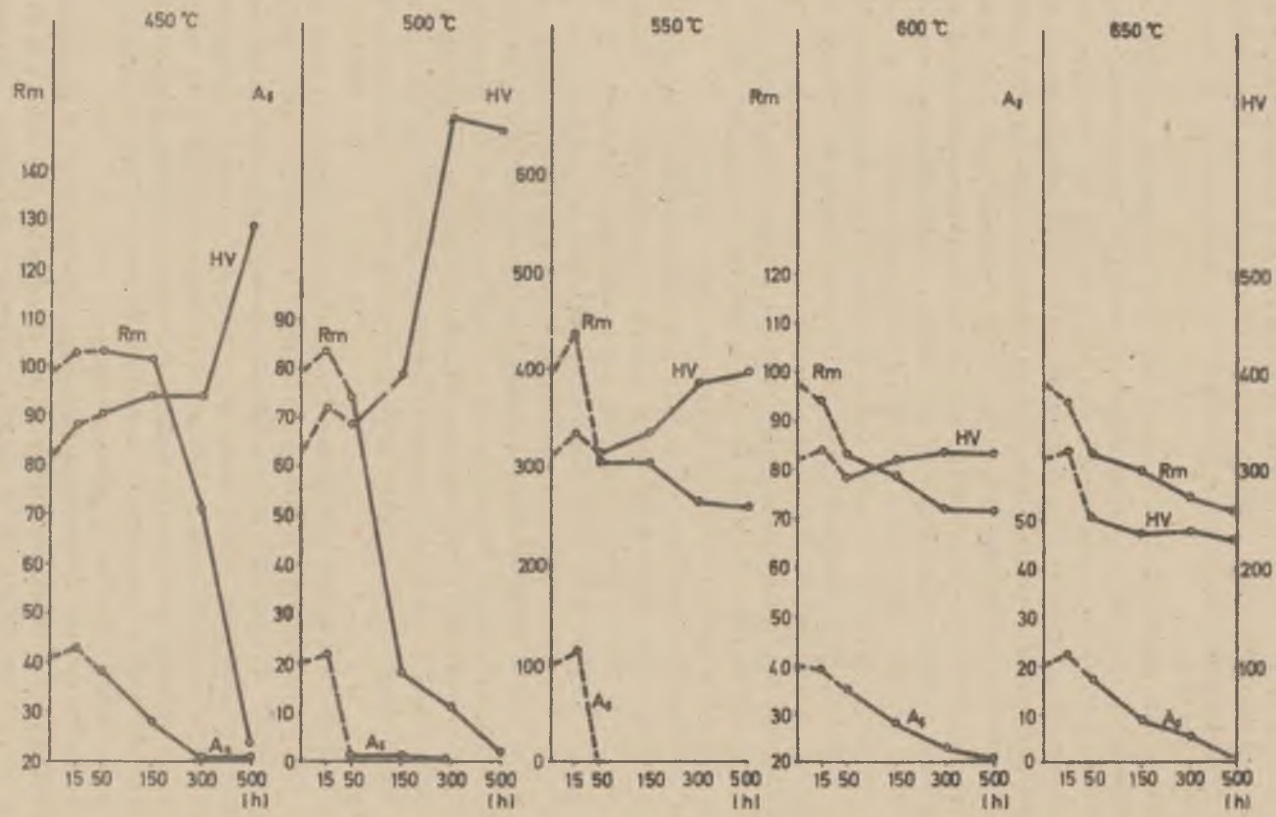
Dla próbek przesyconych z temperatury 1223 K najwyższą wytrzymałość na rozciąganie R_m ok. 900 MPa uzyskano po starzeniu w temperaturze 723 K w czasie 50 i 150 godz., przy wydłużeniu względnym A_5 ok. 36% (rys. 117a).

Zmiany własności mechanicznych próbek starzonych po walcowaniu na zimno omówione zostaną na przykładzie blach odkształconych gniotem 10% (rys. 118). Starzenie w temperaturach 673 i 723 K w czasie 5, 15 i 50 godz. nie spowodowało wyraźnych zmian wytrzymałości na rozciąganie oraz wydłużenia względnego w stosunku do stanu po walcowaniu. Jednocześnie stwierdzono niewielki przyrost twardości. Po starzeniu w temperaturze 773 K na próbkach wygrzewanych przez 50 godz. uzyskano wzrost wytrzymałości na rozciąganie o ok. 120 MPa, twardości o ok. 50 HV oraz spadek wydłużenia do 22%. Natomiast na próbkach wygrzewanych przez 5 i 15 godz. omówiono zmiany własności zaobserwowane po zabiegu starzenia w temperaturze 823 K, przy czym względne wartości liczbowe wytrzymałości na rozciąganie oraz twardości są niższe niż w poprzednim przypadku (rys. 118).

Na próbkach po walcowaniu na gorąco przyrost własności wytrzymałościowych w stosunku do stanu wyjściowego nastąpił po starzeniu w temperaturach od 673 do 823 K (rys. 119), przy czym maksymalne wartości $R_m = 1080$ MPa, $R_{0,2} = 950$ MPa i HV 365 uzyskano po starzeniu w temperaturze 823 K. W zakresie temperatur starzenia od 673 do 923 K nie zaobserwowano istotnych zmian wydłużenia względnego. Wyraźny przyrost własności plastycznych nastąpił po starzeniu w temperaturach od 1023 do 1123 K. We wszystkich omawianych przypadkach czas starzenia wynosił 15 godz. Przedłużenie czasu starzenia ponad 15 godz. spowodowało obniżenie wartości wydłużenia względnego A_5 ; szczególnie intensywne było to obniżenie dla temperatur 773 do 823 K.

Wpływ czasu starzenia po walcowaniu na gorąco na własności mechaniczne stali 60G30J9 (wytop 43) ilustruje rys. 120. Jak wynika z tego rysunku wyraźny spadek wytrzymałości na rozciąganie nastąpił w przypadku próbek starzonych w temperaturze 723 K przez 300 i 500 godz., a dla temperatury starzenia 773 K przez 150 godz. i dłużej, dla temperatur 823 K po czasie 50 godz. i dłuższym. W ostatnim przypadku obserwowane zmiany były niewielkie. Wytrzymałość próbek starzonych w temperaturze 873 K i 823 K malała w całym analizowanym zakresie czasów starzenia.

Przedłużenie czasu starzenia w temperaturach 723 i 773 K prowadziło do wyraźnego wzrostu twardości (odpowiednio do wartości 550 HV i 650 HV). Po starzeniu w temperaturze 823 K przyrost twardości był mniej intensywny: po 500 godz. uzyskano 400 HV; w przypadku wygrzewania w temperaturach 873 K nie zaobserwowano istotnych zmian twardości dla analizowanych czasów za-

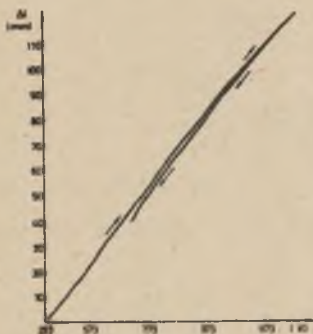


Rys. 120. Wpływ temperatury i czasu starzenia na własności mechaniczne (wytop 9)

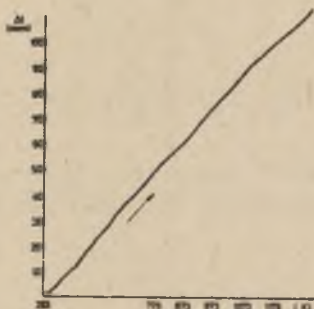
biegu, natomiast po starzeniu w temperaturze 923 K w czasach dłuższych od 50 godz. twardość zmalała do ok. 240 HV (tj. o ok. 70 jednostek HV w stosunku do stanu wyjściowego).

5.3. Analiza dylatometryczna

Dla określenia temperatur początku i końca przemian fazowych zachodzących podczas nagrzewania i wygrzewania stali 60G30J9 przeprowadzono analizę dylatometryczną próbek uzyskanych w drodze różnych zabiegów technologicznych - przeróbki plastycznej i obróbki cieplnej. Uzyskane wyniki przedstawiono w postaci dylatogramów na rys. 120+131.



Rys. 121. Krzywa dylatometryczna próbki po gorącym walcowaniu (wytop 9)

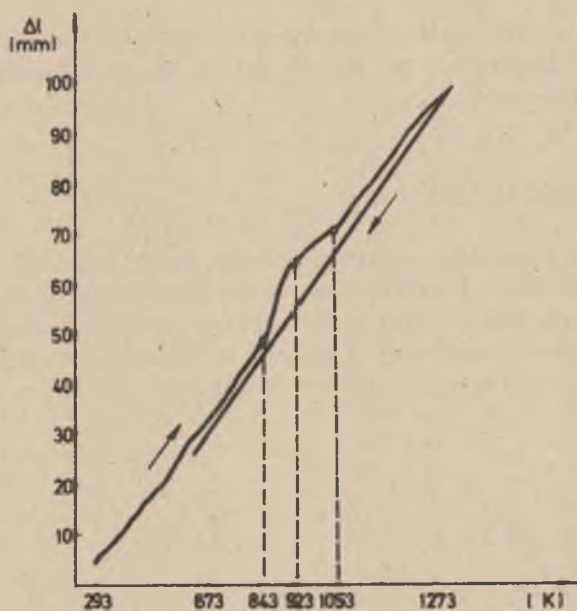


Rys. 122. Krzywa dylatometryczna próbki odkształconej 90%-owym gniotem i wyżarzonej w temperaturze 1273 K

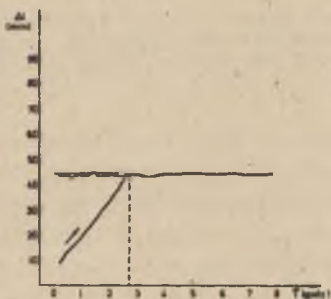
Stwierdzono, że próbki z materiału walcowanego na gorąco nieznacznie zmieniły objętość powyżej temperatury 773 K (rys. 121), natomiast po przesycaaniu z temperatury 1273 K minimalna zmiana nachylenia krzywej następuje powyżej temperatury 923 K (rys. 122). Na dylatogramie próbki odkształconej na zimno gniotem 90% (rys. 123) krzywa dylatometryczna posiada dwa charakterystyczne zakresy; w przedziale temperatur od 843 do 923 K nastąpił wyraźny przyrost wydłużenia względnie próbki - proces ten rozpoczął się już w temperaturze ok. 773 K, natomiast od temperatury 923 K do 1023 K stwierdzono zmniejszenie przyrostu wydłużenia próbki.

Izotermiczne wygrzewanie próbek dylatometrycznych w temperaturach poniżej 773 K nie spowodowało natomiast istotnych zmian wydłużenia (rys. 124 i 125), podczas gdy wygrzewanie izotermiczne w temperaturze 793 K spowodowało równomierny przyrost wydłużenia badanej próbki (rys. 126).

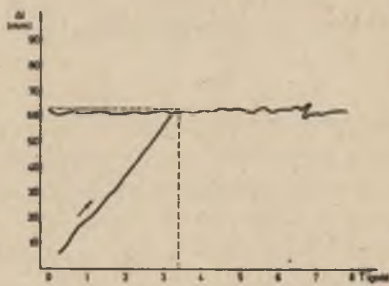
Analiza dylatometryczna próbek przesycających z temperatury 1223 K i 1323 K/0,5 godz. i starzonych w temperaturze 873 K w czasie 300 godz.



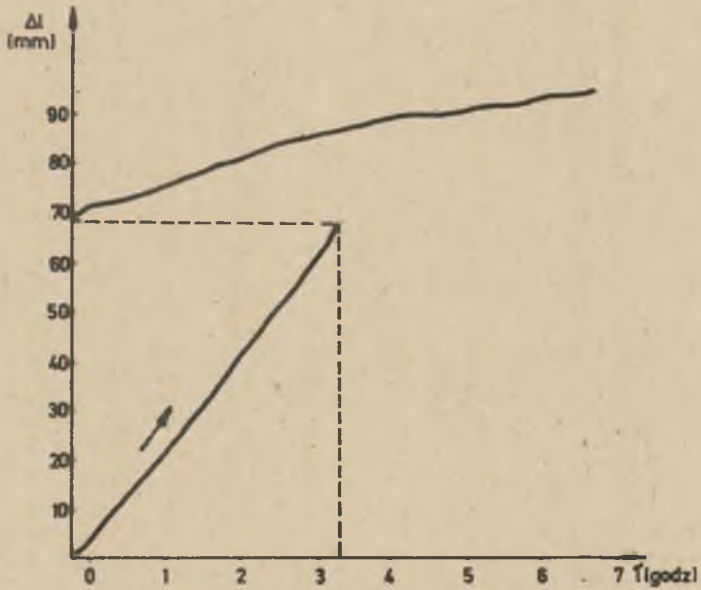
Rys. 123. Krzywa dylatometryczna próbki odkształconej gniotem 90%-owym (wytop 9)



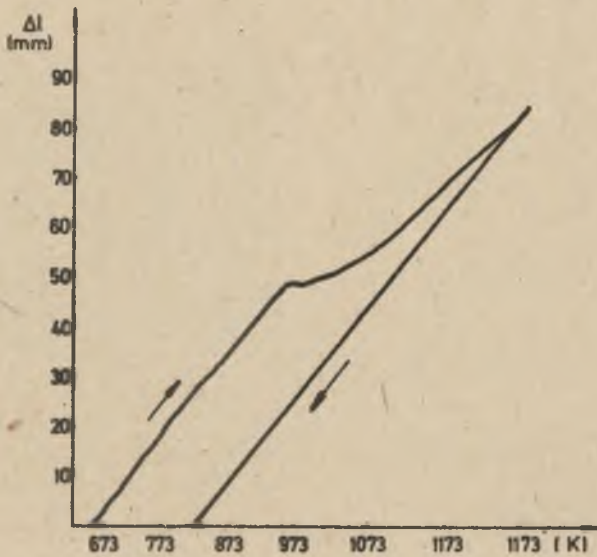
Rys. 124. Krzywa dylatometryczna próbki wytopu 9 - wyżarzona izotermicznie w temperaturze 673 K



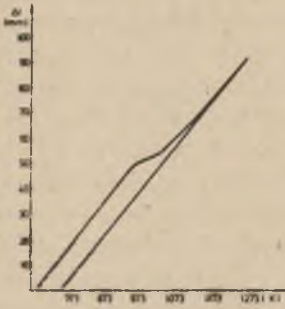
Rys. 125. Krzywa dylatometryczna próbki wytopu 9 - wyżarzona izotermicznie w temperaturze 733 K



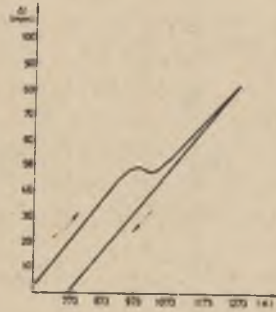
Rys. 126. Krzywa dylatometryczna próbki wytopu 9 - wyżarzona izotermicznie w temperaturze 793 K



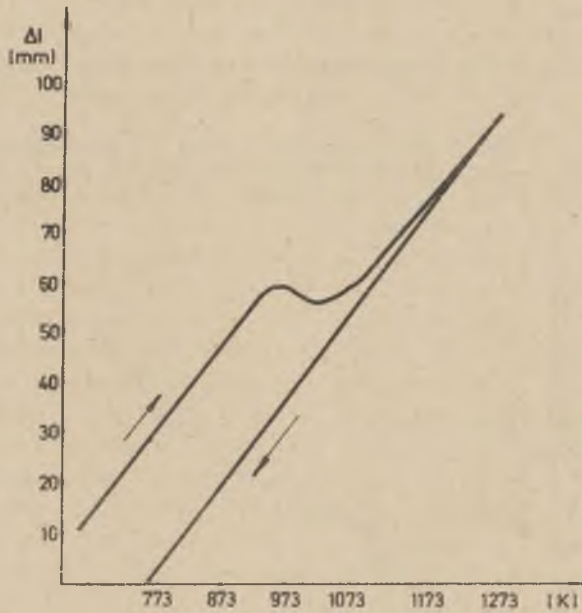
Rys. 127. Krzywa dylatometryczna próbki przesyconej z temperatury 1173 K/ 1 godz. i starzonej w temperaturze 873 K/300 godz. (wytop 9)



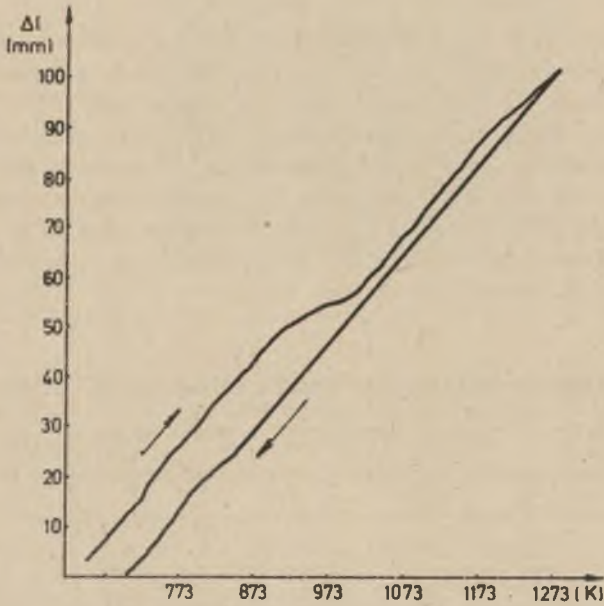
Rys. 128. Krzywa dylatometryczna próbki przesyconej z temperatury 1323 K/1 godz. i starzonej w temperaturze 873 K/300 godz. (wytop 9)



Rys. 129. Krzywa dylatometryczna próbki odkształconej gniotem 90%-owym i starzonej w temperaturze 873 K/300 godz. (wytop 9)



Rys. 130. Krzywa dylatometryczna próbki odkształconej gniotem 38,5%-owym i starzonej w temperaturze 873 K/300 godz. (wytop 9)



Rys. 131. Krzywa dylatometryczna próbki odkształconej gniotem 61,3%-owym i starzonej w temperaturze 873 K/300 godz. (wytop 9)



Rys. 132. Struktura austenityczno-ferrytyczna po starzeniu w temperaturze 823 K/500 godz. i następnym przesycaaniu z temperatury 1223K/0,5 godz.

próbek uprzednio starzonych w temperaturze 823 K przez 500 godz. w strukturze nie ujawniono β manganu (rys. 132), który występował w znacznej ilości po starzeniu przed przesycaaniem.

ujawniła w zakresie temperatur 973÷1023 K zmniejszenie objętości właściwej badanej stali (rys. 127 i 128). Podobne zmiany strukturalne sugeruje charakter krzywych dylatometrycznych próbek poddanych przed procesem starzenia w temperaturze 673 K/300 godz. odkształceniu na zimno gniotem 29,6%, 38,5% oraz 61,3% (rys. 129÷131).

Obserwowane efekty zmian wydłużenia względnego próbek związane są z rozpadem fazy β manganu. Potwierdzają to dodatkowe badania metalograficzne oraz rentgenowskie. Po przesycaaniu w temperaturze 1223 K

5.4. Analiza składu chemicznego w mikroobszarach

Metodami mikroanalizy rentgenowskiej określono zmiany koncentracji Al, Mn i Fe w ferrycie oraz w austenicie po przesycaaniu z temperatury 1073 K, 1223 K i 1473 K. Uzyskane wyniki przedstawiono w tabl. 13. Stwierdzono, że ze wzrostem temperatury przesycaania zwiększa się zawartość manganu w ferrycie, natomiast maleje ona w austenicie. Odwrotna prawidłowość występowała w przypadku atomów żelaza. Zmiana koncentracji aluminium w obydwu tych fazach (γ i α) jest mało istotna. Ilościowe różnice w zawartości analizowanych pierwiastków w ferrycie i austenicie są niewielkie. Potwierdzają to zdjęcia przedstawione na rys. 133.

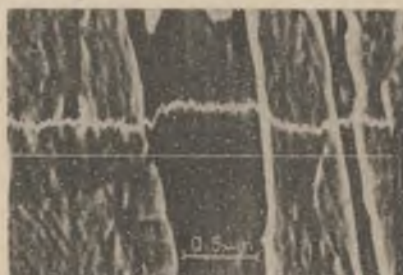
Tablica 13

Wpływ temperatury przesycaania na zmianę koncentracji Al-Mn-Fe w austenicie i ferrycie

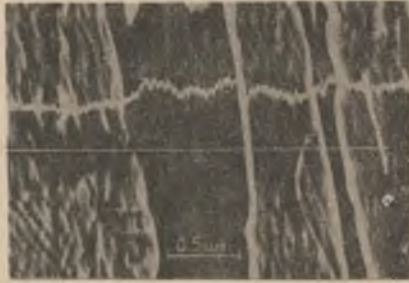
Stan materiału	F e r r y t			A u s t e n i t		
	Al	Mn	Fe	Al	Mn	Fe
Walcowany	8,82	26,42	63,88	8,56	30,75	60,44
P 1073K	8,56	28,73	62,3	8,44	28,98	62,35
P 1223K	8,62	29,22	61,89	8,55	28,12	63,12
P 1473K	8,89	31,78	59,08	8,28	26,65	64,77



Rys. 133a. Liniowy rozkład zmian koncentracji manganu



Rys. 133b. Liniowy rozkład zmian koncentracji aluminium

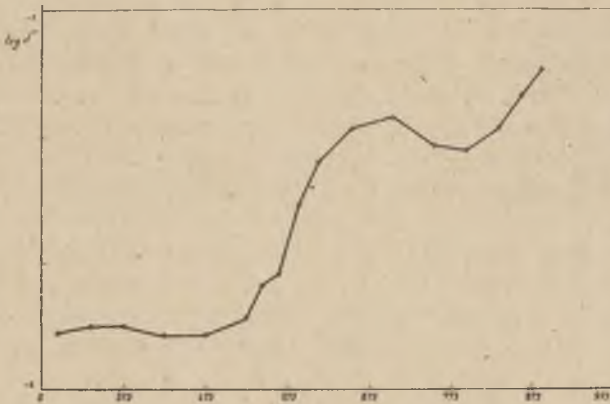


Rys. 133c. Liniowy rozkład zmian koncentracji żelaza

Na próbkach starzonych w temperaturze 773 K przez 500 godz. określono zawartości Fe, Mn, Al i C w wydzieleniach. Stwierdzono, że wydzielenia posiadały następujący średni skład chemiczny: 1,6% C, 10,6% Al, 40% Mn; 47,8% Fe. Fazę tę w przybliżeniu można opisać następującym wzorem: $(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Al}_{0,75}\text{C}_{0,25}$.

5.5. Określenie dekrementu tłumienia drgań

Dla ujawnienia zmian strukturalnych zachodzących w trakcie wygrzewania próbek po walcowaniu na gorąco oraz po przesycaaniu z temperatury 1223 K przeprowadzono badania dekrementu tłumienia drgań. Uzyskane wyniki przedstawiono na rys. 134 i 135.



Rys. 134. Przebieg zmian dekrementu tłumienia po gorącym walcowaniu stopu 60G30J9 (wytóp 9)



Rys. 135. Przebieg zmian dekrementu tłumienia stopu 60G30J9 po przesyca-
niu z temperatury 1223 K (wytop 9)

Podczas starzenia po walcowaniu stwierdzono, że wartość dekrementu tłumienia rośnie zarówno w zakresie temperatur od 523 do 693 K jak i w zakresie od 793 do 923 K. W przedziale temperatur 693 K do 793 K ujawniono spadek wartości dekrementu tłumienia. Na próbkach starzonych po przesycaeniu zmiany wartości dekrementu tłumienia są bardziej wyraźne; ich jakościowy charakter jest zbliżony do omówionego uprzednio, a lokalne ekstrema występują w temperaturze ok. 20 K niższych.

6. ANALIZA WYNIKÓW

6.1. Uwagi wstępne

Przeprowadzone badania wykazały możliwość znacznego różnicowania struktury i własności stali typu FERMANAL poprzez zmianę składu chemicznego i zastosowanie odpowiednich zabiegów przeróbki plastycznej oraz obróbki cieplnej. Stale FERMANAL mogą posiadać w zależności od zawartości węgla, aluminium i manganu strukturę ferrytyczną, ferrytyczno-austenityczną i austenityczną [43, 44, 45]. Ponadto w osnowie występować mogą jeszcze węgliki, głównie typu $(Fe, Mn)_3AlC_x$ [11, 49, 74] oraz roztwór stały wtórny typu β mangan [11, 49], zbliżony do fazy $FeMn_4$ [75]. Udział w strukturze wymienionych faz decyduje o właściwościach stali.

Stale FERMANAL o strukturze ferrytycznej posiadają wysokie własności wytrzymałościowe, natomiast struktura austenityczna zapewnia dobre własności plastyczne [43, 44, 45]. Połączenie wysokich własności wytrzymałościowych i plastycznych powinna zapewnić dwufazowa struktura, składająca się z austenitycznej osnowy z wąskimi pasami ziarn ferrytu. Techniczną możliwość uzyskania takiej struktury wykazano na wyrobach hutniczych walcowanych na gorąco (rys. 37).

Stal FERMANAL o strukturze dwufazowej, składającej się z austenitu i ferrytu w ilości ok. 10%, posiadała wyższe własności wytrzymałościowe i plastyczne od uzyskiwanych dla stali tej grupy o strukturze jednofazowej.

Skład chemiczny stali FERMANAL objęty został zastrzeżeniem patentowym [76]. Spośród analizowanych składników stopowych decydujący wpływ na strukturę i własności mechaniczne stali FERMANAL wywierały aluminium i węgiel. Najkorzystniejsze własności mechaniczne uzyskano w stalach zawierających 9,0 - 9,5% Al i 0,55 - 0,65% C. Zmiany koncentracji manganu wynosiły od 27 do 31%. W wyniku optymalizacji składu chemicznego stali FERMANAL zaproponowano wprowadzenie do prób półtechnicznych gatunku 60G30J9, wdrażanego w zakładach przemysłu maszynowego dla celów specjalnych.

Z uwagi na brak w literaturze naukowo-technicznej informacji o wysokomanganowych stalach z aluminium oraz całkowity brak doświadczenia technicznego w zakresie otrzymywania tych stali w pracy realizowano równoległe dwa cele:

1. U t y l i t a r n y, który doprowadził do opanowania produkcji wyrobów hutniczych ze stali FERMANAL. Uzyskane wyniki prób laboratoryjnych i półtechnicznych pozwoliły na opracowanie instrukcji technologicznych

procesu metalurgicznego i przeróbki plastycznej. Podstawowe zalecenia z tego zakresu przedstawiono w rozdz. 4.

Przy ścisłym przestrzeganiu tych zaleceń technologicznych uzyskuje się wyroby hutnicze o dobrej jakości. Nie stwierdzono ujemnego wpływu fazy α na podatność stali FERMANAL do przeróbki plastycznej na gorąco, co sugerowano w pracach [18, 11, 65].

Zjawisko to zaobserwowano dopiero w przypadku zwiększenia zawartości aluminium powyżej 10%, węgla powyżej 0,8%, manganu powyżej 32% oraz siarki i fosforu powyżej 0,04%. Przeprowadzone badania spawalności nie wykazały skłonności stali FERMANAL do pęknięcia na zimno i gorąco. Określono warunki spawania, które gwarantują uzyskanie złącza o własnościach zbliżonych do materiału łączonego [77]. Potwierdzono również, że stale FERMANAL posiadają dobre własności żaroodporne [43, 44].

2. P o z n a w c z y, który pozwolił prześledzić zjawiska strukturalne zachodzące w procesach obróbki cieplnej i określić ich wpływ na własności. W szczególności chodziło o ocenę stabilności występujących w strukturze faz podczas nagrzewania i wygrzewania, ujawnienie procesów wydzieleniowych i o identyfikację wydzielań oraz zmian zachodzących w substrukturze.

Uzyskane wyniki uytylitarne i poznawcze stwarzają racjonalną podstawę do opracowania założeń technologicznych procesu obróbki cieplnej stali FERMANAL typu 60G30J9.

6.2. Charakterystyka stali 60G30J9 do przeróbce plastycznej

Stal FERMANAL typu 60G30J9 posiada dwufazową strukturę austenityczno-ferrytyczną. Po walcowaniu na gorąco zawartość fazy α wynosi ok. 10%; średnia cięciwa ziarna austenitu wynosi ok. 12 μm (rys. 55). Osnowa austenityczna jest silnie zdefektowana (rys. 38, 39). Występują w niej pojedyncze, duże wydzielenia węglików (Fe, Mn)₂AlC_x (rys. 42). Parametr sieci krystalicznej austenitu wynosi 3,67805 Å. Zgodnie z tabl. 13 zawartość manganu w austenicie wynosi ok. 31%, a aluminium 8,6%. Ferryt natomiast wykazuje mniejsze od austenitu zdefektowanie substruktury (rys. 40, 41), zaś koncentracja manganu w roztworze α była mniejsza i wynosiła ok. 26%, a aluminium ok. 8,8%.

Własności mechaniczne omawianych stali uzależnione są od zawartości węgla i aluminium oraz od końcowych parametrów procesu przeróbki plastycznej. Dla stali z wytopu 9 uzyskano: $R_m = 956 \text{ MPa}$; $R_{0,2} = 645 \text{ MPa}$; $A_5 = 46\%$; $Z = 62\%$; $KM = 1,2 \frac{\text{MJ}}{\text{m}^2}$; $K_V = 0,78 \frac{\text{MJ}}{\text{m}^2}$; $K_{V-40} = 0,76 \frac{\text{MJ}}{\text{m}^2}$.

Wyniki próby udarności świadczą o niewielkim wpływie obniżenia temperatury (233 K) na skłonność omawianej stali do pęknięć pod wpływem obciążeń dynamicznych. Po walcowaniu na zimno stwierdzono w jej strukturze rozbi-

cie pakietowych układów ferrytu (rys. 43) i silne zdefektowanie osnowy η (rys. 44+45). Miejscami zaobserwowano strukturę komórkową (rys. 45). Po 60% gniocie na zimno na próbkach wyciętych z blach o grubości 1,5 mm uzyskano następujące własności: $R_m = 1520$ MPa; $R_{0,2} = 1440$ MPa; $A_5 = 1,5\%$. Wpływ stopnia gniotu na własności badanych stali ilustruje rys. 113-114.

6.3. Zmiany struktury i własności zachodzące podczas przesycania

Zgodnie z wynikami badań przedstawionych na rys. 46-59, zmiany strukturalne zachodzące w wyniku przesycania w przedziale temperatur od 1073 do 1473 K polegały na:

- zwiększeniu ilości wydzieleni ferrytu w osnowie austenitycznej (rys. 46+53) oraz częściowego zaniku jego pasmowego charakteru (rys. 52, 53, 54);
- rozroście ziarna austenitu (rys. 55);
- zmniejszeniu gęstości dyslokacji osnowy (rys. 57, 58).

Wyraźny wzrost ilości ferrytu w strukturze od ok. 15% do ok. 37% nastąpił po przesycaniu z temperatury powyżej 1323 K (rys. 46+54). Proces ten związany był ze zmianami koncentracji manganu w roztworach η i α . Wyniki ilościowej analizy składu chemicznego w mikroobszarach (tabl. 13) wykazały bowiem, że ze wzrostem temperatury przesycania koncentracja manganu w austenicie zmniejsza się, natomiast zwiększa się jego zawartość w ferrycie. Zmiany koncentracji aluminium były mniej wyraźne. Jednocześnie stwierdzono nieznaczne zmniejszenie parametru sieci krystalicznej roztworu η . Po przesycaniu w temperaturze 1223 K parametr ten wynosił 3,67293 Å, czyli uległ zmniejszeniu o 1,5 promilli.

Analiza zmian zawartości ferrytu w strukturze w zależności od temperatury przesycania pozwala stwierdzić, że roztwór η jest stabilny do temperatury 1323 K. W zakresie temperatur przesycania równym 1073-1323 K stwierdzono rozrost ziarna austenitu, szczególnie wyraźny powyżej temperatury 1223 K (rys. 49, 55). Równocześnie w strukturze nie zaobserwowano wydzieleni węglików, które występowały po walcowaniu na gorąco. Po przekroczeniu temperatury 1323 K, w której następuje przemiana $\eta \rightarrow \alpha$, rozrost ziarna austenitu zostaje zahamowany. Jednocześnie zaobserwowano znaczne zmniejszenie gęstości dyslokacji roztworu η ; dyslokacje grupowały się przy granicach ziarna i bliźniaków (rys. 57, 58).

W stosunku do stanu gorąco walcowanego po przesycaniu nastąpił spadek własności wytrzymałościowych; wytrzymałość na rozciąganie była niższa o ok. 150 MPa, a umowna granica plastyczności o ok. 200 MPa. Natomiast wydłużenie względne po przesycaniu z temperatury 1373 K posiadało wartość zbliżoną do stwierdzonej po walcowaniu na gorąco i dopiero dalsze podwyższenie temperatury przesycania do 1423 K i 1473 K pociągało za sobą spadek wydłużenia względnego.

Obniżenie własności wytrzymałościowych po przesycaaniu związane jest ze zmniejszeniem zdefektowania osnowy.

W analizowanym zakresie temperatur przesycaania od 1073 K do 1473 K zmiany własności wytrzymałościowych są już niewielkie. Przewidywany uprzednio wzrost własności wytrzymałościowych w wyniku zwiększenia udziału w strukturze ferrytu został prawdopodobnie zniwelowany niekorzystnym oddziaływaniem rozrostu ziarna austenitu oraz rozbitciem pakietowego układu fazy α (rys. 112). Wymienione czynniki powodują również spadek własności plastycznych po przesycaaniu z temperatury powyżej 1373 K.

W oparciu o wyżej omówione zmiany struktury i ich wpływ na własności mechaniczne wstępnie ustalono, że stal 60G30J9 należy przesycać z temperatury 1223 K.

6.4. Wpływ długotrwałego wygrzewania na strukturę i własności stali 60G30J9

Przemiany strukturalne zachodzące podczas nagrzewania i wygrzewania badanej stali typu FERMANAL w zakresie temperatur 673+1123 K tkmaczyć należy przede wszystkim powstawaniem i rozrastaniem bądź zanikiem fazy β manganu oraz wydzieleniem się węgla (Fe, Mn)₃AlC_x. Stwierdzono, że istotny wpływ na ich przebieg miała wyjściowa struktura materiału. Proces tworzenia β manganu nastąpił bowiem poprzez powstawanie zarodków krystalizacji tej fazy w obszarach o dużym zdefektowaniu struktury, a ich rozrost (rys. 62-71, 84) poprzedzony był długim okresem inkubacji, niezbędnym dla dyfuzyjnego przegrupowania atomów w sieci roztworu stałego. Powstawanie zarodków fazy β manganu związane jest z niewielkimi zmianami objętości właściwej próbki i dlatego na dylatogramach obserwowano jedynie nieznaczne zmiany nachylenia krzywej (rys. 121, 122).

W zależności od charakteru struktury wyjściowej β mangan pojawia się w zakresie temperatur od 723 K do 873 K. Jego obecność w strukturze wpływała niekorzystnie na własności mechaniczne stali. W próbkach obrabianych cieplnie po walcowaniu na gorąco występowanie β manganu stwierdzono rentgenograficznie w zakresie temperatur wygrzewania 723-873 K (tabl. 11). Pierwsze wydzielenia tej fazy ujawniono w obszarach przygranicznych pomiędzy ferrytem i austenitem (rys. 62, 68), po wygrzewaniu w temperaturze 723 K w czasie 300 godz. Dalsze przedłużanie czasu wygrzewania do 500 godz. jeszcze bardziej ułatwiło tworzenie β manganu. Najbardziej intensywny przyrost β manganu w strukturze nastąpił podczas wygrzewania w temperaturze 773 i 823 K (rys. 67, 71). Faza ta tworzyła się głównie w obszarach ferrytu, zachowując jego pasmowy układ (rys. 65, 66, 67). W analizowanym zakresie temperatur posiadała ona budowę płytkową o nieregularnym kształcie (rys. 66, 67). Z przedłużaniem się czasu wygrzewania obszary β manganu powiększały się kosztem zaniku ziarna austenitu. Po wygrzaniu w

temperaturze 823 K przez 500 godz. metodą rentgenograficzną nie ujawniono w strukturze obecności fazy η .

Obecność węglika $(\text{Fe,Mn})_3\text{AlC}_x$ w strukturze ujawniono metodą dyfrakcji elektronowej na mikroskopie elektronowym transmisyjnym w zakresie temperatur 873÷1123 K. Nie można jednak wykluczyć istnienia tego węglika przy niższych temperaturach wygrzewania. Ze względu na dużą kruchość stali z β manganem nie udało się uzyskać odpowiedniej jakości preparatów do obserwacji. Wydzielenia węglika $(\text{Fe,Mn})_3\text{AlC}_x$ ujawniono przy granicach ziarn ferrytu i austenitu (rys. 76, 79, 82). Metodą mikroanalizy rentgenowskiej stwierdzono następujący średni skład chemiczny tego węglika: 1,6% C, 10,6% Al, 40% Mn, 47,8% Fe. Można określić go za pomocą następującego wzoru: $(\text{Fe,Mn})_3\text{Al}_{0,75}\text{C}_{0,25}$. Ponieważ jednak w kartach ASTM ujęte są dwa izomorficzne węgliki Mn_3AlC oraz Fe_3AlC , identyfikowany w niniejszej pracy węgiel określono jako $(\text{Fe,Mn})_3\text{AlC}_x$.

W pracach [8, 65, 66] obecność węglika $(\text{Fe,Mn})_3\text{AlC}_x$ ujawniono w temperaturach powyżej 673 K. Ze względu na bardzo mały udział wydzieleni węglika $(\text{Fe,Mn})_3\text{AlC}_x$ w strukturze nie stwierdzono jego wpływu na własności mechaniczne stali 60G30J9.

Zakres występowania β manganu w próbkach po walcowaniu na zimno jest analogiczny od stwierdzonego po walcowaniu na gorąco. Znaczne zdefektowanie struktury w wyniku zastosowania 90%-owego gniotu na zimno ułatwiło proces tworzenia i wydzielenia się β manganu. Na krzywej dylatometrycznej podczas nagrzewania w przedziale temperatur 843÷923 K wystąpił wyraźny efekt związany ze zmianą objętości właściwej próbki (rys. 123). Przesunięcie na krzywej dylatometrycznej zakresu temperatur występowania β manganu spowodowane zostało pewną szybkością nagrzewania. Izotermiczne wytrzymanie w temperaturze 673 K i 733 K przez 8 godz. nie spowodowało zmian objętości właściwej próbki dylatometrycznej (rys. 124, 125). Są one widoczne dopiero po izotermicznym wygrzaniu przez 8 godz. w temperaturze 723 K (rys. 126). Obecność β manganu po wygrzaniu w temperaturze 723 K przez 5 godz. ujawniono na cienkich foliach (rys. 84), a po wytrzymaniu w tej temperaturze przez 45 godz. - metodą dyfraktometryczną (tabl. 11).

W stalach przerabianych plastycznie na zimno procesy powstawania β manganu przebiegają równolegle z rekryształizacją osnowy (rys. 84, 85, 86). Wydzielenia węglika $(\text{Fe,Mn})_3\text{AlC}_x$ ujawniono po pięciogodzinnym wygrzewaniu w temperaturze 923 K (rys. 87).

Podczas starzenia próbek przesyconych z temperatury 1223 K β mangan występował w zakresie temperatur 773÷873 K (tabl. 11). Jego wydzielenie się przebiegało wolniej, niż w stalach starzonych bezpośrednio po przeróbce plastycznej. Powstawał przede wszystkim w ziarnach ferrytu, które częściowo rozprzestrzeniały się w obszary austenityczne (rys. 95, 96, 98, 99, 100). Dowodzi to większej stabilności fazy η po przesycaaniu niż po przeróbce plastycznej.

W przeciwieństwie do wydzielań β manganu podczas starzenia znacznie intensywniej, niż po walcowaniu, tworzą się na granicach ziarn i płaszczyzn poślizgu austenitu drobne, punktowe wydzielenia, zidentyfikowane metodą dyfrakcji elektronowej jako wydzielenia węglika $(\text{Fe,Mn})_3\text{AlC}_x$ - rys. 106, 107, 109. Ujawniono również pojedyncze wydzielenia węglików typu Me_{23}C_6 (rys. 105). Obydwa typy węglików stanowią przeszkody dla ruchu dyslokacji, powodując ich lokalne spiętrzenia (rys. 106, 107, 110).

W pierwszym okresie tworzenia się β manganu zaobserwowano wzrost własności wytrzymałościowych stali (rys. 117, 120) i zmniejszenie własności plastycznych po wygrzewaniu w temperaturze od 823 K przez ok. 150 godz., natomiast wytrzymanie w temperaturze 773 K i 823 K przez 15 godz. spowodowało wzrost wytrzymałości na rozciąganie o ok. 50 do 100 MPa. Po dłuższych czasach wygrzewania w wymienionych temperaturach nastąpiło już jednak wyraźne obniżenie własności wytrzymałościowych i plastycznych.

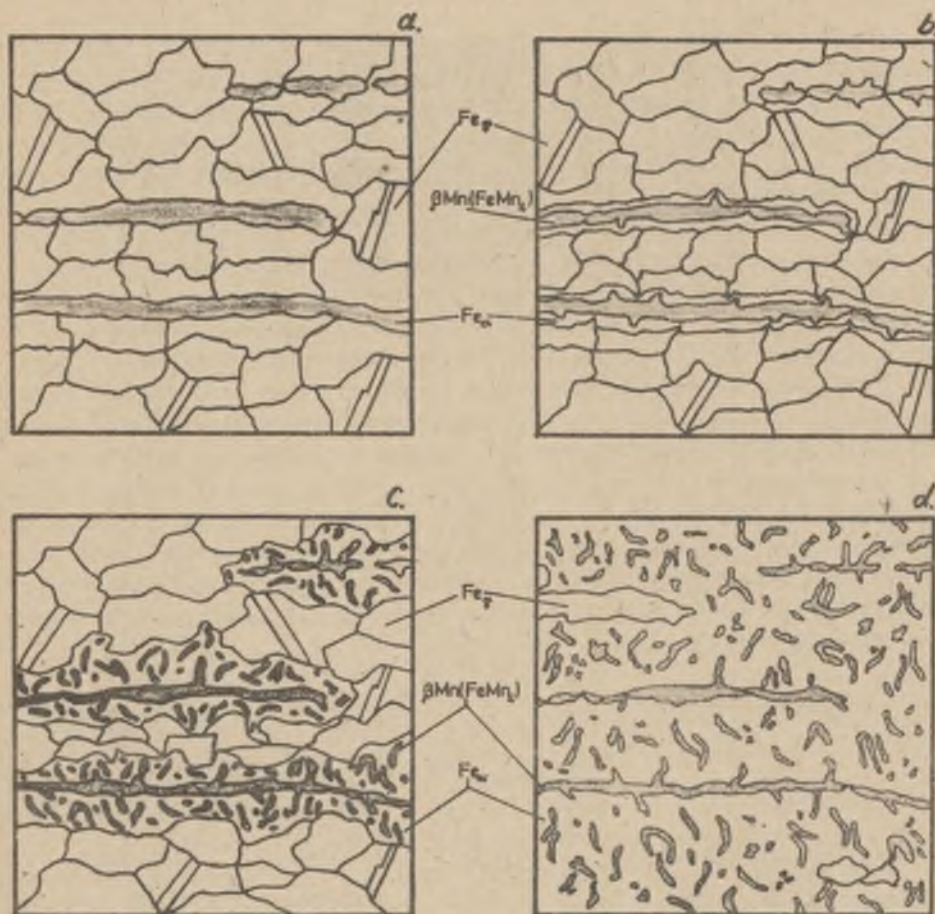
Spadek własności plastycznych po wygrzewaniu w temperaturach powyżej 873 K może być spowodowany wydzieleniami węglików po granicach ziarn. Największy wpływ na zmiany twardości badanej stali ma - jak się wydaje - obecność w strukturze β manganu (rys. 117, 120). Przyrost twardości próbek wygrzewanych po walcowaniu na gorąco jest znacznie silniejszy, niż przyrost uzyskany podczas starzenia po przesycaniu.

6.5. Uwagi końcowe

Decydujący wpływ na własności mechaniczne stali typu FERMANAL wywiera dyslokacyjna struktura austenitu, ukształtowana w procesie przeróbki plastycznej. Jest to wynikiem niskiej energii błędu ułożenia austenitu manganowego. Wprowadzenie do stali wysokomanganowej ok. 9% Al intensywnie obniża temperatury przemian martenzytycznych, występujących w tych stalach oraz ułatwia powstawanie roztworu α [42]. Stabilizację roztworu γ uzyskuje się przez wzrost zawartości manganu i węgla.

Przez odpowiedni dobór składu chemicznego badanej stali i procesów technologicznych jej obróbki uzyskano dwufazową strukturę składającą się z austenitycznej osnowy, wzmocnionej wąskimi, równoległymi pasmami ferrytu. Struktura taka zapewnia korzystne skojarzenia wysokich własności wytrzymałościowych i plastycznych bezpośrednio po gorącym walcowaniu. Potwierdziło to słuszność przyjętej tezy niniejszej pracy.

Wydzielanie fazy FeMn_4 poprzedzone jest okresem inkubacyjnym, związanym z lokalną dyfuzją atomów różnowęzłowych, głównie manganu w obszarach o zwiększonym zdefektowaniu, przede wszystkim przy granicach ziarn. Występowanie tego zjawiska potwierdzają wyniki badań dekrementu tłumienia (rys. 134 i 135). Na krzywych $\ln \delta f(T)$ występują w zakresie temperatur 673-723 K lokalne maksima. Po utworzeniu stabilnych zarodków fazy FeMn_4 dyfundują do nich dalsze atomy manganu zarówno z roztworu α jak i γ .

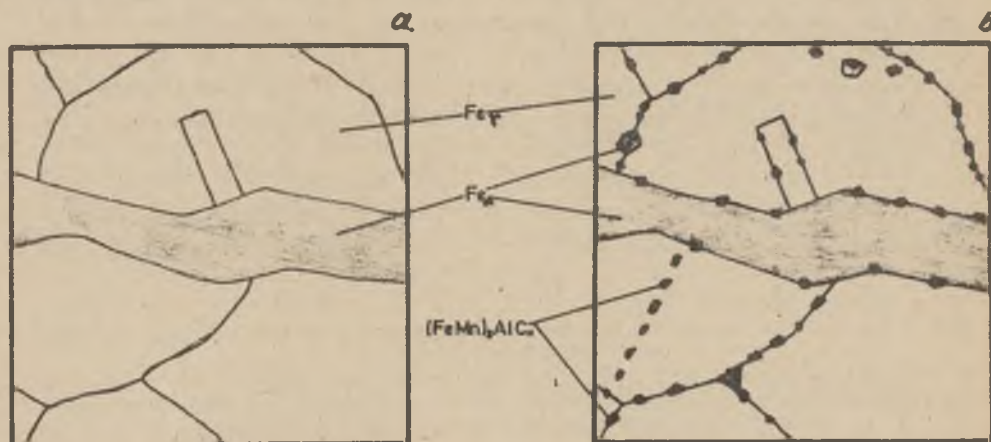


Rys. 136. Schemat przemian fazowych zachodzących w stali 60G30J9 w zakresie temperatur 723+873 K

a - struktura wyjściowa uzyskana po walcowaniu na gorąco, b - początek wydzielania β Mn w obszarach ferrytu, c - przemiana $\gamma \rightarrow \alpha + \beta$ Mn, d - struktura $\alpha + \beta$ Mn uzyskana po długotrwałym wygrzewaniu

Zmniejszenie koncentracji manganu w roztworze γ powoduje jego częściową destabilizację i w następstwie tego - miejscową przemianę fazową $\gamma \rightarrow \alpha$. Proces ten intensyfikuje się wraz ze wzrostem temperatury i czasu wygrzewania. W oparciu o przedstawione zjawiska strukturalne opracowano schematy przemian fazowych zachodzących w badanych stalach w zakresie temperatur 723÷873 K (rys. 136).

Fakt, że po przekroczeniu temperatury 923 K nie wydziela się już faza β manganu można tłumaczyć tym, że powstają warunki dla dyfuzji atomów różnowęzłowych w całej objętości ziarna i nie następuje koncentracja atomów manganu w obszarach przygranicznych. Sprzyja to natomiast procesom wydzielania węglików typu $(Fe, Mn)_3AlC_x$. Tworzenie się tych wydzielań nie wpływa jednak w sposób istotny na stabilność roztworu γ . Ze względu na bardzo małe ilości wydzielań tego węglika nie potwierdzono poglądów przedstawionych w pracy [49] o jego decydującym wpływie na mechanizm rozpadu austenitu manganowego w stalach FERMANAL. Prawdopodobny schemat procesu wydzielania węglika $(Fe, Mn)_3AlC_x$ w stali 60G30J9 przedstawiono na rys. 137. Wynika z niego, że węgliki powstają głównie na granicach ziarn, bliźniaków oraz wzdłuż płaszczyzn poślizgu w roztworze γ . W miejscach o znacznym zubożeniu osnowy w składniki stopowe (mangan, węgiel) istnieje możliwość częściowej przemiany $\gamma \rightarrow \alpha$.



Rys. 137. Schemat procesu wydzielania węglika $(FeMn)_3AlC_x$

a - struktura wyjściowa uzyskana po walcowaniu na gorąco, b - wydzielanie węglika $(FeMn)_3AlC_x$ po granicach ziarn bliźniaków oraz w płaszczyznach poślizgu w miejscach znacznie zubożonych w Mn i C; przemiana niewielkiej ilości fazy $\gamma + \alpha + \beta Mn$

Obserwowana w temperaturach powyżej 1323 K przemiana $\gamma \rightarrow \alpha$ jest zgodna z układem równowagi stopu Fe-Mn-Al (rys. 2).

W dalszych badaniach stali FERMANAL celowe będzie sprawdzenie; czy węgliki $(\text{Fe,Mn})_3\text{AlC}_x$ wydzielają się już w zakresie występowania fazy β manganu, dokładne ustalenie zakresu temperatur, przy których występują węgliki oraz wyjaśnienie mechanizmu ich tworzenia się i rozpuszczania.

7. WNIOSKI

Na podstawie przeprowadzonych badań sformułować można następujące wnioski:

1. Najkorzystniejszy zespół własności mechanicznych uzyskano w stali 60G30J9 o dwufazowej strukturze, składającej się z austenitu i ok. 10% ferrytu, przy czym ten ostatni pod wpływem przeróbki plastycznej utworzył wąskie, równoległe pakiety wzmacniające plastyczną osnowę roztworu η . Największy wpływ na strukturę i własności stali FERMANAL miały aluminium i węgiel.

2. Po walcowaniu na gorąco stwierdzono znaczne zdefektowanie roztworu η . Przeróbka plastyczna na zimno spowodowała wzrost gęstości dyslokacji w osnowie. Po przesycaniu ujawniono pojedyncze dyslokacje skupione przy granicach ziarn i bliźniaków.

3. W stali 60G30J9 austenit okazał się stabilny do temperatury 673 K oraz w zakresie temperatur 923÷1323 K. Przesycanie zmniejszyło zdefektowanie roztworu η i zwiększyło stabilność austenitu w zakresie temperatur powstania roztworu stałego wtórnego FeMn_4 typu β manganu. W zakresie temperatur 1223÷1323 K wpływ temperatury na rozrost ziarn austenitu był najbardziej znaczący. Powyżej 1323 K dalszy wzrost temperatury nie wpływa już decydująco na rozrost ziarn.

4. Udział fazy α w strukturze stali 60G30J9 znacznie wzrastał powyżej temperatury 1323 K, co prawdopodobnie związane było z dyfuzyjnymi zmianami koncentracji manganu w roztworach η i α . Tworzenie nowych ziarn ferrytu zapoczątkowane było w obszarach granic ziarn austenitu. Równocześnie nastąpiła stopniowa fragmentacja układów pakietowych ferrytu.

5. Faza β manganu wydzielala się przez zarodkowanie i rozrost w zakresie temperatur 723÷873 K. Zarodkowanie fazy β manganu miało miejsce w obszarach o zdefektowanej strukturze. Proces ten poprzedzony był okresem inkubacyjnym, związanym z dyfuzyjnym przegrupowaniem atomów w sieci roztworu stałego.

Odształcenie plastyczne ułatwiało tworzenie się wydzieleni fazy typu β mangan, które powodują częściową destabilizację austenitu i przemianę $\eta \rightarrow \alpha$. W czasie nagrzewania β mangan rozpuszczał się w temperaturze ok. 973 K.

6. Na granicach ziarn austenitu oraz miejscami ziarn ferrytu ujawniono pojedyncze wydzielenia węgla (Fe, Mn)₃AlC_x występujące do temperatury 1223 K.

7. W pierwszej fazie powstawania β manganu nastąpił wzrost własności wytrzymałościowych stali 60G30J9; przy większej zawartości tej fazy w strukturze zarówno własności wytrzymałościowe jak i plastyczne uległy pogorszeniu. Najkorzystniejszy zespół własności mechanicznych tej stali uzyskano bezpośrednio po walcowaniu na gorąco.

8. Dotrzymanie zaleceń technologicznych omówionych w rozdziale 4 pozwala na uzyskanie ze stali 60G30J9 wyrobów hutniczych o wysokich walorach użytkowych - własnościach mechanicznych, dobrej żaroodporności, przeraźnialnych plastycznie na zimno i na gorąco, wykazujących dobrą spawalność. Wskazuje to na celowość szerszego niż dotychczas wykorzystania stali typu FERMANAL w technice.

LITERATURA

- [1] Bannych O.A., Kownaristyj J.K., Zudin J.F.: Chromowomargancewyje tieploustoicziwyje stali z aluminijem, Nauka, Moskwa 1962.
- [2] Bannych O.A.: Fizika metalałow i metalałowiedienije. Nr 5 1969,
- [3] Skuin K.: Neue Hütte. Nr 4, 1974.
- [4] Bogaczew J.N., Jegolajew W.F.: Struktura i swojstwa żelazomargancewowych spławow, Mietałłurgija, Moskwa 1973.
- [5] Hansen M., Anderko K.: Struktura dwójnych spławow. T. 2, Mietałłurgizdat, Moskwa 1962.
- [6] Wohl A.E.: Strojienije i swojstwa dwójnych metalicznych sistem. T. 2, Moskwa 1962.
- [7] Grigoriew A.G.: Spławy z żelezom, chromom i margancem, AN SSSR, Moskwa 1952.
- [8] Szwedow L.J., Goreckij: Struktura i swojstwa metalałow i spławow, NiT. Mińsk 1974.
- [9] Schmatz D.J.: Transactions of the Metallurgical Society of AIME. vol. 215, Nr 1, 1959/1960.
- [10] Köster W., Tonn W.: Archiv. Eisenhüttenwesen 1933/1934.
- [11] Kajak G.Ł.: M I T O M, Nr 2, 1969,
- [12] Tjapkin J.D., Gołowozinier J.M.: Problemy metalałowiedienija i fiziki metalałow, Mietałłurgizdat, Moskwa 1955.
- [13] Schumann H.: Metallographie 1969.
- [14] Krauss G., Marder A.R.: Met.Trans. t. 2 1971.
- [15] Apple C.A. et al.: Met. Trans. t. 5, 1974.
- [16] Bell T.: Martensite-Fundamentals and Technology, London 1970.
- [17] Nikolin B., Makogon J.: Fizika Miet. i Metalałow, nr 6, t. 33, 1972.
- [18] Schumann H.: Archiv. Eisenhüttenwesen, nr 8, 1967.
- [19] Holden A.: Phil. Thesis, Scheffield, Polytechnic, 1970.
- [20] Houdremont E.: Handbuck der Sonderstahlkunde, T. I i II. Springer, Verlag, Düsseldorf 1956.
- [21] Lagunow W.J., Filipow M.A.: Fizika Metalał. i Metalałow. Nr 3, 1974.
- [22] Łysak Ł.J., Nikolin B.J.: Fizika Miet. i Metalałow, nr 4, 1965.
- [23] Seeger A.: Zeitschrift für Metallkunde, nr 9, t. 44, 1953.
- [24] Vanables J.A.: Philisophical Magazine, vol. 7, nr 73, 1962.
- [25] Łysak Ł.J., Nikolin B.J.: Fiziczeskije osnovy tiermiczeskoj obrabotki stali, Tiechnika, Kojów 1975.
- [26] Parr J.G.: Acta Crystallographica, nr 6, vol. 5., 1952.
- [27] Trojano A.R., Mc Gurire F.T.: Transaction American Society of Metals, nr 3, vol. 31, 1943.
- [28] Schumann H.: Neue Hütte, nr 10, 1976.
- [29] Łysak Ł.J., Nikolin B.J.: Fizika Miet. i Metalałow, nr 5, t. 17, 1969.

- [30] Schumann H.: Neue Hütte, nr 4, 1972.
- [31] Skuin K.: Neue Hütte, nr 3, 1974.
- [32] Schumann H.: Neue Hütte, nr 3, 1974.
- [33] Holden A., Bolton J., Petty E.: Journal of the Iron and Steel Institute, nr 8, 1971.
- [34] Schumann H.: Neue Hütte, nr 10, 1972.
- [35] Eckel J., Krivobok V.: Transact. ASST, nr 21, 1933.
- [36] Hornbogen E.: Archiv. Eisenhüttenwesen, v. 43, 1972.
- [37] Andruszczenko L.N., Georgijewa J.: Fizika Metali i Spolow, nr 6 t. 33, 1972.
- [38] Kirchner G., Nishizawa T., Uhrenius B.: Met.Trans., vol. 4, 1973.
- [39] Schumann H.: Archiv. Eisenhüttenwesen, v. 38, 1967.
- [40] Bain E., Davenport E., Waring W.: Trans. AIME, v. 100, 1932.
- [41] Nikolin B., Łysak L.: Fiz. Met. i Spolow, t. 32, 1971.
- [42] Woźnica H.: Badania dylatometryczne stali Fe-Mn-Al-C w temperaturach obniżonych. Praca niepublikowana, 1977.
- [43] Woźnica H. i in.: Opracowanie wstępnej optymalizacji składu chemicznego oraz założeń technologicznych wytwarzania nowych stali Mn-Al. Sprawozdanie z problemu międzyresortowego I-22.
- [44] Woźnica H. i in.: Przemiany fazowe w stali typu FERMANAL i próba interpretacji mechanizmów umocnienia. Sprawozdanie z problemu międzyresortowego I-22.
- [45] Gierek A., Woźnica H., Mazan J.: Hutnik, nr 2, 1978.
- [46] Bogaczew N., Malinow Ł.: Fizika Metali i Spolow, t. 14, 1962.
- [47] Erszowa Ł.C., Bogaczew N.: Fizika Met. i Spolow, t. 13, 1962.
- [48] Gołowcziner J.M., Tjapkin J.D.: Problemy metaloznawstwa i fizyki metali, nr 4, 1955.
- [49] Kriwonogow G.S., Aleksiejenko M.F., Sołowiewa G.G.: Fizika Met. i Spolow, nr 4, 1975.
- [50] Choisne G., Krahe P.: Memorias Scientifiques Rev. Metallurg., nr 9, 1974.
- [51] Bogaczew N.J., Jegolajew W.F., Frołowa T.Ł.: Fizika Metali i Spolow, t. 33, 1972.
- [52] Bogaczew N.J., Zwingincewa G.E., Czumakowa Ł.D.: Fizika Met. i Spolow, t. 39, 1975.
- [53] Bogaczew N.J., Jegolajew W.F., Frołowa T.Ł.: Fizika Met. i Spolow, t. 29, 1970.
- [54] Saczawskij A.F.: Proizvodstvo krupnych maszin. Maszynostrojenije, nr 5, Moskwa 1964.
- [55] Bogaczew N.J., Egołajew W.F.: Fizika Met. i Spolow, t. 28, 1969.
- [56] Blucher W.W. i in.: M I T O M, nr 12, 1970.
- [57] Łysak Ł.J. i in.: Fizika Met. i Spolow, t. 36, 1973.
- [58] Komenko W.Ł. i in.: Fizika Met. i Spolow, t. 28, 1968.
- [59] Garbunow W.N. i in.: A N U S S R. Metallofizika, 45, 1973.
- [60] Cahn R.W.: Praca zbiorowa Physical Metallurgy, Amsterdam, 1965.
- [61] Fleischer R., Hibbard W.R.: The Relation between the Structure and Mechanical Properties of Metals, London 1963.
- [62] Mc Lean D.: Mechanical Properties of Metals, London 1962.
- [63] Kriztał M.A.: Dyfuzyjne procesy w stopach żelaza. Metalurgizdat 1963.

- [64] Maciejny A.: Kruchość metali, "Śląsk", Katowice 1973.
- [65] Aleksiejenko M.F. i in.: Stal, nr 10, 1972.
- [66] Aleksiejenko M.F. i in.: Mietałkow. i Tiermiczieskaja Obrabotka Miet., nr 3, 1972.
- [67] Szwedow L.J. i in.: Izdat. Nauka i Tiechnika, Mińsk 1974.
- [68] Wienberg F.: Pribory i metody fiziczeskowo mietałkowidenija. Mir, Moskwa 1973.
- [69] Ryś J.: Wstęp do metalografii ilościowej, "Śląsk", Katowice 1970.
- [70] De Hoff R.T., Rhines F.N.: Quantitative Microscopy Mc Graw-Hill book Company, 1968.
- [71] Bołd T., Kosider J.: Prace Instytutu Hutnictwa. LMŻ, Gliwice 19/1967/634.
- [72] Postnikow W.S.: Wnutriennoje trienije w mietałkach. Mietałkurgija, Moskwa 1969.
- [73] Moroń J.W.: Hutnik, nr 10, 1972.
- [74] Łysak Ł.J., Aleksiejenko M.F.: ANUSSR. Mietałkofiz. 1975.
- [75] Karty A S T M.
- [76] Patent P 182 979 - 1975 pt.: "Austenityczna i austenityczno-ferrytyczna stal manganowo-aluminiowa".
- [77] Gierek A., Woźnica H., Lalik S.: Przegląd Spawalnictwa, nr 12, 1977.

S t r e s z c z e n i e

Przeprowadzone w pracy badania miały na celu wykazanie technicznych możliwości uzyskania stali 60G30J9 oraz prześledzenia i wyjaśnienia zjawisk strukturalnych zachodzących podczas jej nagrzewania i wygrzewania. Badana stal posiadała dwufazową strukturę składającą się z austenitycznej osnowy wzmocnionej wąskimi równoległymi pasmami ferrytu.

Po walcowaniu na gorąco ujawniono ok. 10% ferrytu oraz pojedyncze drobne wydzielenia węglików typu $(\text{FeMn})_3\text{AlC}_x$. Struktura taka zapewnia maksymalne własności mechaniczne, wynoszące: $R_m = 956 \text{ MPa}$, $R_{0,2} = 645 \text{ MPa}$, $A_5 = 46\%$, $Z = 62\%$, $KM = 1,2 \text{ MJ/m}^2$, $K_v = 0,78 \text{ MJ/m}^2$, $K_{v-40} = 0,76 \text{ MJ/m}^2$.

Stal 60G30J9 wykazuje dużą skłonność do umocnienia w wyniku odkształcenia plastycznego na zimno. Po 60% gnioście uzyskano: $R_m = 1520 \text{ MPa}$, $R_{0,2} = 1440 \text{ MPa}$, $A_5 = 1,5\%$.

Zmiany strukturalne, zachodzące podczas przesycania w przedziale temperatur 1073÷1473 K, polegały na:

- zwiększeniu ilości wydzieleni ferrytu w osnowie austenitycznej oraz częściowego zaniku jego pasmowego charakteru,
- rozroście ziarna austenitu,
- zmniejszeniu gęstości dyslokacji osnowy.

W stosunku do stanu gorąco walcowanego nastąpiło obniżenie własności wytrzymałościowych. Następnie, przebadano zmiany struktury zachodzące podczas długotrwałego wygrzewania w temperaturach 673÷1123 K. Związane one były z procesami tworzenia się i zaniku fazy FeMn_4 typu βMn oraz wydzieleniem się węglika $(\text{FeMn})_3\text{AlC}_x$. Faza βMn występowała w zakresie temperatur 723÷873 K. Procesowi temu towarzyszy spadek własności plastycznych. Decydujący wpływ na własności mechaniczne stali typu FERMANAL wywiera dyslokacyjna struktura austenitu, ukształtowana w procesie przeróbki plastycznej.

W stali 60G30J9 austenit jest stabilny do temperatury 673 K oraz w zakresie temperatur 923÷1323 K.

Резюме

Представляемые исследования проводились с целью доказывания технических возможностей получения стали 60Г30Ю9, а также рассмотрения и пояснения структуры явлений во время нагревания и выдерживания. Исследуемая сталь имела двухфазную структуру состоящую из аустенитовой основы укреплённой узкими параллельными полосами феррита.

После холодной прокатки было обнаружено ок. 10% феррита и дробные выделения карбидов типа $(\text{FeMn})_3\text{AlC}_x$. Такова структура обеспечивает следующие максимальные механические свойства: $R_m = 956 \text{ МН/м}^2$, $R_{0,2} = 645 \text{ МН/м}^2$, $A_5 = 46\%$, $Z = 62\%$, $KM = 1,2 \text{ Мдж/м}^2$, $K_v = 0,78 \text{ Мдж/м}^2$, $K_{v-40} = 0,76 \text{ Мдж/м}^2$.

Сталь 60Г30Ю9 характеризуется склонностью к упрочнению в результате холодной пластической деформации. После 60%-ового обжатия было получено: $R_m = 1520 \text{ МН/м}^2$, $R_{0,2} = 1440 \text{ МН/м}^2$, $A_5 = 1,5\%$.

Структурные изменения происходящее во время закалки в области температур 1073±1473 К заключались в:

- увеличении количества выделений феррита в аустенитовой основе и частичном исчезновении его полюсного характера,
- росте зерна аустенита,
- уменьшении плотности дислокации основы.

По сравнению с горячей прокаткой произошло понижение механических свойств.

В следующую очередь исследовались структурные изменения происходящее во время продолжительной выдержки в температурах 673±1123 К. Они были связаны с процессами образования и исчезания фазы FeMn_4 типа β и выделением карбида $(\text{FeMn})_3\text{AlC}_x$. Фаза βMn возникала в области температур 723±873 К. Этому процессу сопутствовало понижение пластических свойств. Решающее влияние на механические свойства стали типа "FERMANAL" вызывает дислокационная структура аустенита, которая образовалась в процессе пластической переработки.

В стали 60Г30Ю9 аустенит является стабильным до температуры 673 К и в области температур 923±1323 К.

A b s t r a c t

Investigations carried out had to prove the possibilities of obtaining the 60G30J9 steel as well as explaining the structural phenomena during heating and soaking. The steel investigated had a two-phase structure with an austenitic matrix reinforced by narrow, parallel strips. After hot rolling ca 10% ferrite and single $(\text{FeMn})_3\text{AlC}_x$ precipitations have been detected. Such structure ensures mechanical properties amounting to: $R_m = 956 \text{ MPa}$, $R_{0,2} = 645 \text{ MPa}$, $A_5 = 46\%$, $Z = 62\%$, $KM = 1,2 \text{ MJ/m}^2$, $K_V = 0,78 \text{ MJ/m}^2$, $K_{V-40} = 0,76 \text{ MJ/m}^2$.

The 60G30J9 steel strongly tends to consolidate after cold strain. A 60% strain gave $R_m = 1520 \text{ MPa}$, $R_{0,2} = 1440 \text{ MPa}$, $A_5 = 1,5\%$. Structural changes during solutioning in the temperature range of 1073-1473 K disclosed: increased ferrite precipitations in the austenitic matrix and a partial phasing out of the strip character, austenitic grain growth and a matrix dislocation density decrease.

Compared to hot rolling, a lowering of strength has been observed. Next, structure changes after long soaking have been investigated in temperatures of 673-1123 K. They were due to appearing and disappearing of the FeMn_4 phase of the βMn type and the $(\text{FeMn})_3\text{AlC}_x$ precipitations. The βMn phase appeared in the 723-873 K range and it was accompanied by a decrease of plastic properties. A decisive effect on the mechanical properties of a FERMANAL type steel has the dislocation structure of austenite constituted in plastic treatment. Austenite is stable in the 60G30J9 steel up to 673 K and in the range of 923-1323 K.

D 3353/78/17

WYDAWNICTWA NAUKOWE I DYDAKTYCZNE POLITECHNIKI ŚLĄSKIEJ MOŻNA NABYĆ W NASTĘPUJĄCYCH PLACÓWKACH:

Gliwice — Księgarnia Techniczna, ul. Konstytucji 14b;

Gliwice — Punkt sprzedaży Studenckiej Spółdzielni Pracy, ul. Wrocławska 4/6;

Katowice — Księgarnia nr 004, ul. Warszawska 11;

Katowice — Księgarnia nr 015, ul. Żwirki i Wigury 33;

Chorzów — Księgarnia nr 063, ul. Wolności 22;

Dąbrowa Górnicza — Księgarnia nr 081, ul. ZBoWiD-u 2;

Rybnik — Księgarnia nr 126, Rynek 1;

Warszawa — Ośrodek Rozpowszechniania Wydawnictw PAN, Pałac Kultury i Nauki.

Wszystkie wydawnictwa naukowe i dydaktyczne zamawiać można poprzez Składnicę Księgarską w Warszawie, ul. Mazowiecka 9.