Nr 41

Mechanika z.9

1961

FRYDERYK STAUB, JAN BUBLINSKI, PIOTR MILINSKI

WPŁYW TEMPERATURY I STOPNIA ZGNIOTU NA POWSTAWANIE LINII POŚLIZGU I PRZEMIANY FAZOWE

W STALACH AUSTENITYCZNYCH 18-8

Streszczenie: Zbadano wpływ stopnia zgniotu i temperatury na przemiany fazowe w stalach austenitycznych 18-8.

Podano wyniki badań magnetycznych i rentgenograficznych oraz własności wytrzymałościowe w niskich temperaturach.

Przedstawiono zmiany strukturalne w stali w zależności od stopnia zgniotu i temperatury.

### 1. WSTEP

Badanie niniejsze jest jedną z programowych prac badawczo-naukowych Katedry Metaloznawstwa Politechniki Śląskiej, mającej na celu określenie wpływu zgniotu i temperatur podzerowych na powstawanie linii poślizgu oraz przemiany fazowe zachodzące w stalach austenitycznych.

Obszerne badania przeprowadzone w ostatnich latach bieżącego stulecia wykazały, że struktura austenitycznych stali chromowo-niklowych zależna jest zarówno od ilości wprowadzonych pierwiastków stopowych, obróbki cieplnej, jak i od stopnia zgniotu.

Stwierdzono (1,2,3,4,), że pierwiastki o sieci przestrzennie centrycznej, takie jak chrom, molibden i wanad. stabilizują w wyższych temperaturach fazę  $\partial$  - ferrytu, natomiast takie pierwiastki jak nikiel, mangan i kobalt fazę  $\gamma$ . Stabilność fazy  $\delta$  poza tym zależna jest również od procentowej zawartości tytanu i krzemu, zaś fazy 7 od zawartości węgla i azotu.

W ostatnich latach poświęcono wiele prac (4,5) określeniu wpływu zgniotu w różnych temperaturach na przemiany fazowe zachodzące w stopach Fe-Cr-Ni oraz w austenitycznych stalach 18-8 i 25-20. Również wiele prac (5) poświęcono zachowaniu się tych stali w temperaturach podwyższonych.

# 2. PRZEGLAD PIŚMIENNICTWA

#### 2.1. Przemiany alotropowe w stopach Fe-Ni i Fe-Cr

Na wstępie wydaje się celowym krótkie omówienie wpływu chromu i niklu na metastabilność austenitu oraz wpływu tych pierwiastków jako składników w stopach z żelazem.

Doświadczeni: wykazały (5), że w stalach o zawartości powyżej 0,15% węgla w wyniku szybkiego chłodzenia austenitu następuje w bardzo krótkim czasie przebudowa płaskocentrycznej sieci austenitu na przestrzennie centryczną tetragonalną martenzytu.

W stopach Fe-Ni dodatek niklu obniża temperaturę Ar.-Ar. tak, że w wyniku przechłodzenia można uzyskać fazę or 2, czyli martenzyt. Stopy o zawartości do 6% niklu przy powolnym chłodzeniu wykazują w temperaturze otoczenia strukturę ferrytyczną. Stopy zawierające do 18% niklu po oziębieniu z temperatury austenityzacji wykazują strukturę martenzytyczną. Stopy o zawartości powyżej 18 do 27% niklu są dwufazowe po oziębieniu z obszaru austenitu - to znaczy posiadają strukturę martezytyczno-austenityczną. Natomiast stopy o zawartości powyżej 27% niklu po oziębieniu mają w temperaturze 20°C strukturę austenityczną.

W przeciwieństwie do niklu, chrom zmniejsza obszar pola 7 tak, że przy zawartości powyżej 13% chromu stopy Fe-Cr wykazują newet po bardzo szybkim oziębieniu strukturę ferrytyczną o sieci kubicznej przestrzennie centrycznej. Stopy o zawartości poniżej 13% chromu ogrzane do temperatur powyżej 850°C, po oziębieniu wykazują strukturę marteznytyczną,

## 2.2. Przemiany alotropowe w stepach Fe-Cr-Ni

Obszerne prace Baina i Griffitha (6) wykazały, że chrom i nikiel mają tendencję do stabilizacji fazy 7', lecz tylko przy pewnych zawartościach obu tych składników. Stwierdzili oni, że zawartość obu tych pierwiastków w granicach 5-10% nie stabilizuje całkowicie fazy 7' tak że przy oziębianiu z temperatur austenityzacji posiadają one strukturę martenzytyczną. Wykazali oni również, że węgiel nie jest decydującym składnikiem wpływającym na przemianę martenzytyczną w stalach.

Badania Jenkinsa  $(7)_{g}$  Ressa Burnsa i Cooka (8) oraz Cooka i Browna (9) przeprowadzone na czystych stopach Fe-Cr-Ni wykazały, że w wysokich temperaturach chrom sprzyja tworzeniu się ó ferrytu, a nikiel austenitu. Stwierdzili oni także, że w stopach o zawartości 18-22% chromu i 3-9% niklu po długotrwałym wygrzaniu w zakresie temperatur 650 - 800°C faza  $\alpha_2$  posiada zniekształe coną sięć przestrzennie centryczną, a obraz struktury podobny jest do struktury martenzytycznej.

Ciekawe jest również to, że w czystych stopach 18-3, 18-5, 18-8 Cr=Ni, oziębianych z temperatury 1000°C nie stwierdzono fazy œ<sub>2</sub> (martenzytu) pomimo, że stwierdzono ją po wygrzaniu w zakresie temperatur 650-800°C. Krivébok i Grossmann (10) wykazali, że przemiana martenzytyczna zachodzi w stopach 18-2 i 18-4, zawierających 0,05% węgla, przy oziębianiu z temperatur 925-1260°C Ress i inni (8) podają, że w stopach 15-4 Cr-Ni po oziębieniu z temperatury 1000°C uzyskano strukturę austenityczną. Natomiast w stopach Fe-Ni o zawartości 14% niklu, strukturę czysto martenzytyczną po takim samym zabiegu. Wynika z tego , że chrom sprzyja tworzeniu się ferrytu ổ w podwyższonych temperaturach, lecz przeciwdziała tworzeniu się ferrytu w niskich temperaturach.

Niektórzy autorzy (11, 12) usiłują wyjaśnić teoreż tycznie wydzielanie się fazy œ w czystych stopach 18-8. Wykazali oni również, że faza œ wydziela się po przesyż ceniu i po ponownym nagrzaniu do zakresu temperatur 450-850°C, z szybkim chłodzeniem do temperatury otoczeż nia. Powodem tego jest zubożenie osnowy w węgiel i

chrom, z tym jednak zastrzeżeniem, że inne pierwiastki, jak na przykład azot, stabilizujące fazę  $\gamma$  są w ograniczonej ilości.

Do tych samych wniosków dochodzi Uhlig (13), który wykazał, że w stopach 18-8, które nie zawierają węgla i azotu, tworzy się martenzyt, a w temperaturach poniżej 100 C faza *C*.

Pewne niezgodności wyników w badaniach metastabilności austenitu można przypisać dość dużym wahaniom składu chemicznego, dopuszczalnym jednak w granicach przepisanych dla stopów typu 18-8. Zagadnienie da się nieco wyjaśnić po rozważeniu wpływu szeregu składników na temperaturę Ms.

Krivobok i Gensamer (14) za pomocą badań dylatometrycznych wykazali wpływ niklu na obniżenie temperatury przemiany martenzytycznej i w mniejszym stopniu wpływ węgla. Nowsze i bardziej systematyczne prace Eichelmana i Hulla (15), w których również stosowano badania dylatometryczne, wykazały względny wpływ składników stopowych na obniżenie temperatury przemiany martenzytycznej Ms. Wpływ ten da się przedstawić w następującym porządku rosnącego oddziaływania: Si. Mn. Ni. C. Nac

ku rosnacego oddziaływania: Si, Mn, Ni, C, N<sub>2</sub>. Bastien i Dedieu (16) stwierdzili, że temperatura
Ms obniża się o 50 C na każdy jeden procent niklu, w
granicach 4-12% niklu dodanych do stopu 18% Cr, 0,03% C,
0,03% N<sub>2</sub>. Post i Eberley (17) podali empiryczny wzór,
który określa wpływ składników stopowych fazy na stabilność przy zgniocie na zimno.

# 2.3. Wpływ odkształceń, temperatury i składu chemicznego na przemiany fazowe w stopach Fe-Ni-Cr

Badania przeprowadzone przez Bungardta (19) i Zeiglera (20) wykazały, że na przemianę martenzytyczną w stalach austenitycznych wywierają wpływ takie czynniki jak: stopień zgniotu, temperatura w której materiał jest odkształcony oraz skład chemiczny austenitu.

Mathieu (18) potwierdza stabilizujący wpływ węgla na fazę ; i wykazuje, że ilość tworzącej się fazy & wzrasta ze wzgniotem na zimno i że przemiana zależy bardziej od stopnia zgniotu, aniżeli od przełożonych naprężeń. Jak wykazały doświadczenia, w próbkach odkształconych przez rozciąganie w temperaturach powyżej 100°C

9

nie wydziela się faza oc oraz że przemiana przebiega wolniej przy zwiększaniu prędkości rozciągania. Dzieje się to na skutek wydzielania się ciepła w czasie od kształcenia, które powoduje wzrost temperatury powyżej temperatury Ms (prawdopodobnie M<sub>d</sub>).

Określenie zależności pomiędzy przemianą martenzytyczną i rodzajem przełożonych naprężeń oparte zostało przede wszystkim na badaniach zmian temperatury Ms, którą można w pewnym przybliżeniu określić wzorem podanym przez Eichelmana i Hulla (15):

Ms = 75(14,6-Cr)+110(8,9-Ni)+60(1,33-Mn)+50(0,47-Si)++ 3000[0,068 - (C+N)] (1)

gdzie:

Ms

- temperatura początku przemiany martenzytycznej ( F)

Cr, Ni ... - wagowe udziały składników stopowych (%). Machlin i Cohen (21) wykazali, że przy tworzeniu się igieł martenzytu w stopach zawierających 30% niklu i 70% żelaza zachodzi odszktałcenie postaciowe ( ?) = 0,2 w podstawowych płaszczyznach krystalograficznych, z równoczesnym wydłużeniem względnym Al = 0,05, w kierunku prostopadłym do tych płaszczyzn. Podobne badania (22) przeprowadzone na stali zawierającej 0,5% węgla i 20% niklu wykazały, że już odkształcenia sprężyste, przy rozciąganiu i ściskaniu, wywołują znaczne przesunięcie temperatury Ms w górę. Stwierdzono, że przy tej samej bezwzględnej wielkości naprężeń, temperatura Ms wzrasta szybciej przy rozciąganiu niż przy ściskaniu. Przy wieloosiowym i hydrostatycznym ściskaniu Ms obniża się znacznie.

Jak już poprzednio nadmieniono, tworzenie się igieł martenzytu jest wynikiem przyłożenia naprężeń rozciągających, które wywołują odkształcenia w kierunku prostopadłym do podstawowych płaszczyzn krystalograficznych i dodatkowo odksztłcenia postaciowe w tych płaszczyznach.

Cina (12) wykazał w swych pracech,że na tworzenie się martenzytu, przy odkształceniach plastycznych, może wpływać również rodzaj przyłożonych naprężeń – rozciąganie, ściskanie. Stwierdził on, że przy tych samych odkształceniach większe ilości martenzytu wytwarza się przy rozciąganiu niż przy ściskaniu. Niektórzy autorzy (23) wykazali także, że prędkość odkształcenia ma znaczny wpływ na przemianę martenzyteczną. Przy dużych szybkościach odkształcenia uzyskano mniej martenzytu niż przy szybkościach mniejszych. Przypisać to należy wzrostowi temperatury przy zwiększonych prędkościach odkształcenia.

Cohen (24) sugeruje, że dyslokacje śrubowe są zarodkami przy tworzeniu się martenzytu.

W późniejszych badaniach Krisement (25) starał się udowodnić na podstawie rozważań teoretycznych powstawanie martenzytu w płaszczyźnie (225). Wykazał on również że w stopach o strukturze czysto austenitycznej istnieje duża ilość dyslokacji.

Liczba ich jest znacznie większa, aniżeli jest to konieczne dla wywołania przemiany. Czynnikiem wpływającym na kinetykę przemiany jest energia swobodna, a nie prędkość zarodkowania. Zmiana energii swobodnej w danym układzie musi być dostatecznie wielka, aby umożliwić przekroczenie bariery aktywacji pomiędzy stanem austenitu i martenzytu, a także aby umożliwić uzupełnienie energii powierzchniowej, sprężystej i kinetycznej. Wymienione czynniki wpływają na przemianę; martenzyt nie może tworzyć się spontanicznie w temperaturze równowaji termodynamicznej  $T_E$ , lecz tylko po pewnym przechłodzeniu (200 - 300<sup>9</sup>), co odpowiada zmianie energii swobodnej od 200 do 400 cal/moł.

Zmianę energii swobodnej składników strukturalnych przedstawiono schematycznie na rysunku 1.

Przy odkształceniach plastycznych tworzenie się martenzytu może zachodzić w temperaturze wyższej od temperatury Ms, jednak istnieje taka temperatura, określana jako M<sub>d</sub>, powyżej której deformacja nie wywołuje już przemiany martenzytycznej.

Cohen (24) sugeruje, że temperatura  $M_{d}$  jest identyczna z temperaturą  $T_{p}$ , rysunek 1.

Przemiana martenzytyczna, zwłaszcza w stopach austenitycznych, łączy się z odkształceniami postaciowymi, dlatego też może być ona rozważona jako proces deformacji, który zachodzi równocześnie z procesem poślizgu. Z obniżeniem temperatury krytyczne naprężenia styczne wywołujące pośliz rosną - opór poślizgu wzrasta, podczas gdy opór tworzenia się martenzytu zmniejsza się. Przy wyższej temperaturze opór poślizgu jest mniejszy niż

opór tworzenia się martenzytu i dlatego poślizg dominuje w procesie deformacji.



Rys.1. Zmiana energii swobodnej składników strukturalnych (26)

 $\Delta F$  - zmiana energii swobodnej,  $F_A$  - energia swobodna austnitu,  $F_M$  - energia swobodna martenzytu,  $T_E$  - temperatura równowagi termodynamicznej

Stwierdzono (22), że nie tylko naprężenie styczne, lecz także naprężenie normalne wywierają wpływ w obu procesach. Naprężenia styczne sprzyjają przemianie martenzytycznej, podczas gdy naprężenia normalne pomagają lub przeciwdziałają przemianie, zależnie od tego czy odkształcenia wywołane są przez rozciąganie, czy przez ściskanię.

Z wykresu na rysunku 2, procentowa zawartość martenzytu - temperatura, widać, że nawet przy znaczych odkształceniach rzeczywistych  $\mathcal{E} = ln\frac{L}{L} = ln\frac{A_0}{L}$ , krzywe opadają stromo w dół w temperaturze powyżej 0°C. Mc. Reynolds (23) określa tę temperaturę jako H Starr (27) natomiast kwestionuje to i w pracach swych

Starr (27) natomiast kwestionuje to i w pracach swych wykazuje, że przy walcowaniu na zimno przemiana martenzytyczna zachodzi powyżej tak zwanej "krytycznej temperatury" przy odkształceniu. Przemiana zachodzi przy wyższych temperaturach jeżeli odkształcenia są znaczne, co widać wyraźnie z przebiegu krzywych pokazanych na rysunku 2. Krytyczną temperaturę przy odkształceniach plastycznych można zastąpić tak zwaną "temperaturą przejściową", to jest temperaturą przejścia od poślizgu do tworzenia się martenzytu.



Rys.2. Wpływ zgniotu i temperatury na procentową zawartość martenzytu (4)

Teoretycznie jest to taka temperatura, powyżej której zachodzi poślizg, a poniżej przemiana martenzytyczna.

Niektórzy autorzy (15) przypuszczają, że temperatura M. lepiej określa stabilność austenitu w stalach austenitycznych niż Ms. Doświadczalnie bardzo trudno określić temperaturę M<sub>d</sub>.

Angel (4) w pracach swych wykazał, że dokładniej da się określić tak zwaną temperaturę  $M_d$ , to jest taką temperaturę, w której przy odkształceniu rzeczywistym  $\varepsilon = 0,30$  powstanie w strukturze 50% martenzytu.

Na podstawie badań statystycznych wyprowadzono tak zwane współczynniki regresji, które podstawiono do wzoru empirycznego pozwalają w przyblizeniu obliczy, temperaturę M<sub>d30</sub>, którą łatwo sprawdzie do wiadczalnie. W zależności od składu chemioznego stali, temperaturę M<sub>d30</sub> można wypazić następująco: (4)

$$M_{d30} = 413 - 462(C+N) - 9, 2(Si) - 9, 1(Mn) - 13, 7(Cr) - 9, 5(Ni) - -18, 5(Mo)^{\circ}C$$
(2)

gdzie:

(C+N) itd. - procentowe udziały wagowe pierwiastków stopowych.

Doświadczenia wykazały, że temperatura Majo może wahać się w pewnych granicach w zależności od sposobu odkształcenia (uzyskanego przez rozciąganie czy przez ściskanie).

Zmianę energii swobodnej AF przy przemianie martenzytycznej można wyrazić w następujący sposób (28):

$$\Delta F_{\gamma - \alpha_2} = N_{Fe} \cdot \Delta F_{Fe} + N_c (10500 - 3, 425 \cdot T) + \Delta F_* + \Sigma N_i \cdot K_i - \frac{cal}{mol}$$
(3)

gdzie:

AF	-	zmiana	energii	swobodnej	przy	przemianie
1-02		cal				
		mol				

- ΔF<sub>Fe</sub> zmiana energii swobodnej przy przemianie austenitu w ferryt w czystym żelazie <u>cal</u> mol
- <u>AF</u> zmiana energii swobodnej konieczna do uporządkowania atomów węgla w tetragonalnym martenzycie <u>cal</u> mol

T - Temperatura °K

 $N_{\rm Fe,C}$  - udziały molowe żelaza i węgla w stopie mol

N. - udziały molowe pierwiastków stopowych mol

Ki - różnica ciepła roztwarzania roztworów ferrytu i austenitu ze składnikami stopowymi cal mol

Jones i Pumphrey (29) podali wartości K dla manganu niklu i chromu:

$$K_{Mn} = 2700 \frac{cal}{mol}; K_{Ni} = 2500 \frac{cal}{mol}; K_{Cr} = 1200 \frac{cal}{mol};$$

Wyprowadzili oni również empiryczny współczynnik równy 1,25 w pierwszym członie równania (3). Po wprowadzeniu wartości K i współczyczynnika 1,25, równanie (3) przyjmie następującą postać:

$$\Delta F_{\gamma - \alpha_2} = 1,25 N_{Fe} \Delta F_{Fe} + N_c (10500 - 3,425T) + \Delta F_* +$$

$$+ 2700 N_{Mn} + 1200 N_{Cr} + 2500 N_{Ni} \frac{cal}{mol}$$
(4)

Kaufman i Cohen (30) podali empiryczny wzór na  $\Delta F_{Fe}$ :

$$\Delta F_{Fe} = 1202 - 2,63 \cdot 10^{-3} T^{2} + 1,54 \cdot 10^{-6} T^{3} \frac{cal}{mol}$$
(5)

Temperaturę równowagi termodynamicznej  $T_E$  wyznacza się z krzywej  $\Delta F = f(T)$  przy założeniu, że:

$$\Delta F_{\gamma'-\alpha_o} = 0$$
 wówczas  $T_{\Delta F} = 0 - T_E$ 

W równaniach 3 i 4 nie uwzględniono wpływu krzemu, molibdenu, tytatu i azotu na  $\Delta F$ , ponieważ nie udało się znaleźć w piśniennictwie stałych termodynamicznych (K) dla tych pierwiastków.

#### 3. BADANIA WŁASNE

# 3.1. Cel i zakres badań

Niniejsza praca ma za zadanie ustalenie wpływu obróbki cieplnej, stopnia zgniotu oraz temperatur podzerowych na

przemiany fazowe w stalach austenitycznych 18-8. Zakresem badań zostały objęte: obróbka cieplna próbek, próba rozciągania w temp, 20,0,-25,-70,-188°C, badania magnetyczne, rentgenograficzne, metalograficzne oraz próba twardości.

#### 3.2. Materiały

Materiały do badań pobrano z przemyskowych wytopów stali 1H18N9T i H18N10M. Badania przeprowadzono na taśmach ze stali 1H18N9T o wymiarach 2 x 30 mm i na prętach ze stali H18N10M o średnicy 5 mm. Skład chemiczny stali użytych do badań podano w tablicy 1.

Tablica

Gatunek		8	kł	ad (	cher	nic	zn	1 %	
stali	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Мо	Ti
1H18N9T	0,13	0,83	0,79	-	0,020	17,7	10,4		0,55
H18N10M	0,07	1,49	0.25	0,010	0,022	19,6	8,78	2,10	1.2

# 3.3. Obróbka cieplna próbek

Obróbkę cieplną przeprowadzono w elektrycznym piecu sylitowym oraz elektrycznym piecu solnym, z automatyczną regulacją temperatury z dokładnością <u>+</u> 10°C.

Warunki i rodzaj przeprowadzonej obróbki cieplnej podano w tablicy 2.

15

Tablica 2

Getunek	Oznacz.		Przes	veanie	Stan	zonio	20 77	nionio
stali	rodzaju	temp	0788	Ośrodek	Tomp	6729	Oáno-	Himagi
Svart	obróbki	o cmp .	WY	chłodza	T'ombe	War	dok	UWAGI
	oj on la	C	H.Y.	CILLOU24	C	wy-	able	
	creprn.		grza	cy	No tak	grza-	cuto-	
			nia			nia	dzą-	
			min	1. 1. 1. 1. 1. 1. 1. 1. 1. 1. 1. 1. 1. 1		godz.	су	
	A <sub>1</sub>	1250	30	woda				
	B <sub>1</sub>	1250	30	woda i	-			
		1980.00	-	ciekłe		FILL S		- Janot
State of	Fight Hole	R. 11	1.1.1.1.1	powie-	The state		-	- and the
	生まれた		Sec.	trze	Ser 1		22.2	1+25
Ten	<sup>C</sup> 1	1050	30	woda				
H18.	D <sub>1</sub>	900	40	woda				
-	C12	1950	30	woda	550	10	pow	8=0,2
								w temp 20°C
	D12	900	40	woda	550	10	11	19
H18N10M	E <sub>1</sub>	1200	10	woda		1		

## 3.4. Próba rozciągania

Próbę rozciągania przeprowadzono na maszynie firmy Amsler w temperaturach 20,0,- 25, -70,-188°C. W zakresie temperatur do-70°C próbki oziębiano w mieszaninie alkoholu i zestalonego dwutlenku węgla, a w temperaturze - 188°C w ciekłym powietrzu. Średnie wyniki z trzech pomiarów zestawiono w tablicy 3. Wyniki próby rozciągania

Tablica 3

Gatunek stali	Oznacz. obróbki ciepln.	Rpl x/ kG/mm <sup>2</sup>	Rr kG/mm <sup>2</sup>	<sup>a</sup> 10 %	<b>c</b> %	Rzr kG/mm <sup>2</sup>	Temp. próby <sup>o</sup> C	Uwagi
	A	22,4	42,8	47,0	62,5	110,7		
1H18N9T	C <sub>1</sub>	28,5	57,9	45	57,2	129,3		wynik
	D,	31,3	60,2	45,2	52,5	123	20	jako śred-
	°12	59,6	66,9	22,5	52	135		nia z
	<sup>D</sup> 12	53,8	65,5	26	52,8	131,3		pomia rów
H18N10M	E <sub>1</sub>	72,5	99,5	-	78,2	223,5	-70	
	E1	72,8	134,3		52,8	276,5	-188	

Z wykresu rozciągania.

Na rysunku 3 przedstawiono załeżność: naprężenie rzeczywiste - odkształcenie rzeczywiste dla stali H18N10M. Dla węglowych i niskostopowych stali konstrukcyjnych zależność naprężenie rzeczywiste - odkształcenie rzeczywiste jest liniowa, (linia przerywana na rys.3) Z przebiegu krzywych rys. 3 wynika, że dla temperatur - 70 i - 188°C krzywe odbiegają od prostolinijności przy  $\varepsilon = 0,15$ . Wynika z tego, że w początkowej fazie odkształceń dominuje poślizg, a przy odształceniu w pobliżu 0,15, przemiana austenitu w martenzyt.

Dla określenia wpływu odkształceń plastycznych na powstawanie linii poślizgu, wypolerowane i wytrawione próbki wykonane ze stali 1H18N9T poddane zostały stopniowym odkształceniom przez rozciąganie. Zmiany w mikrostrukturze wywołane przez odkształcenie pokazano na rysunkach 4 ~ 8.

Linie poślizgu ułożone są w niektórych ziarnach pod 490°C do granic ziarn, natomiast w bliźniakach pod 4 60°C. Ze wzrostem odkształcenia ilość linii poślizgu

zwiększa się, a w niektórych ziarnach linie krzyżują się pod kątem około  $60^{\circ}$ C. Odstęp między liniami poślizgu zmiania się ze wzrostem odkształcenia od około 5 $\mu$  do około 2 $\mu$ .





#### 3.5. Badania magnetyczne

Do ilościowego określenia przemiany martenzytycznej zastosowano balistyczną metodę pomiarów własności magnetycznych, na jarzmie magnetycznym.

Zakładając równomierny rozkład poszczególnych faz w badanej objętości materiału, zawartość procentową fazy magnetycznej, jako sumę martenzytu i ferrytu  $\delta$ , można określić według wzoru (4):

$$M = \frac{Is}{I_{s'}} \cdot 100 \ (\%)$$
 (6)

All and a second		Nr rys	Opis rysunku	Powięż kszenie x
		4	Struktura próbki Bi/19 przesyconej z temp. 1250 C, oziębionej w wodzie i ciekłym powie trzu, poddanej wydłużeniu 5%. Linie poślizgu ułożone pod kątem prostym do granic ziarn, w bliźniakach pod kątem 60°. W miejscach skupienia azotków tytanu linie poślizgu słabo zaznaczone;	500
4	5	5	Struktura probki B <sub>1</sub> /29 przesyconej z temp. 1250°C, oziębionej w wodzie i ciekłym powie trzu, poddanej wydłużeniu 11%. W niektórych ziarnach linie poślizgu krzyżu ją się pod kątem 60° = poślizg w kilku płas czyznach. Odstęp między liniami poślizgu zmniejszył się.	500 Z
		6	Struktura próbki B <sub>1</sub> /21, przesyconej z temp. 1250°C, oziębionej w wodzie i ciekłym powie trzu, poddanej wydłużeniu 17%. W wyniku znacznych odkształceń widoczne są wyraźne linie poślizgu przebiegające schod- kowo wokół małych bloków w ziarnie. Linie p ślizgu w niektórych ziarnach są bardzo zagę czone i krzyżują się po kątem 60°, w innych mniej zagęszczone i faliste.	ວ- 500 52- ຮູ
6	7	7	Struktura próbki A <sub>1</sub> /22 przesyconej z temp <sub>o</sub> 1250°C, oziębionej w wodzie, poddanej wydłuż niu 3%. Pomimo nieznacznego odkształcenia ilość lin poślizgu znacznie wzrosła w porównaniu z pr ką B <sub>4</sub> /19 nr. poddanej 5% wydłużeniu,	e-   ii 500 ób-
a second		8	Struktura próbki A <sub>1</sub> /23 przesyconej z temp, 1250°C, oziębionej w wodzie, poddanej wydłu niu 30%. Na skutek znacznych odkształceń obraz nie j zbyt wyraźny, linie poślizgu w niektórych z nach przebiegają podobnie jak w próbce B <sub>1</sub> /19 W niektórych ziarnach linie poślizgu posiad ją kształt łuku ~jednoczesny poślizg w kilk płaszczyznach.	że- est iar- . 500 a= u
- D-X	8	brank to the		

gdzie:

- M procentowa zawartość składnika ferromagnetycznego
- I magnetyzacja nasycania badanej próbki (Gs)
- I<sub>s</sub>, magnetyzacja nasycania wzorca ferromagnetycznego (Gs)

Ponieważ uzyskanie wzorca, zawierającego 100% fazy magnetycznej, w stali austenitycznej, jest niemożliwe, wartość I wyznaczono z krzywych doświadczalnych, podanych przez Angela (4), przez ekstrapolację.



Rys.9. Wpływ odkształceń i temperatury na procentową zawartość fazy magnetycznej w stali H18N10M

Vyniki badań magnetycznych przedstawiono na rysunku 9 jako procentową zawartość fazy magnetycznej oraz odkształcenia rzeczywistego i temperatury.

# 3.6. Badania rentgenograficzne

Celem identyfikacji faz badane stale poddano rentgenowskiej analizie strukturalnej.

Wskaźnikowanie rentgenogramów,rys. 10, 11, 12, 13, przeprowadzono w oparciu o przekształcone równanie Bragga dla układu regularnego:

$$\sin^2 \theta = \frac{\lambda^2}{4 \cdot a^2} \cdot (h^2 + k^2 + l^2) \quad (7)$$

gdzie:

0 - kąt odbłysku (1°)

λ - długość fali promieniowania rentgenowskiego (k.)

 $\lambda_{c_0} = 1.7853 (kX)$ 

2 - parametr sieci przestrzennej (kX)

h,k, l - wskaźniki płaszczyzn sieciowych

Dla stali 1H18N9T, przesyconej z temperatury  $1250^{\circ}C$  w wodzie, poddanej odkształceniu rzeczywistemu  $\varepsilon_{rz} = 0,265$ , obliczony parametr austenitu wynosi a, = 3,575<sup>°</sup>(kX).

Dla stali H18N10M dwukrotnie przesyconej, z temperatury 1200°C w wodzie i z temperatury 900°C w wodzie i ciekłym powietrzu, paramet: austenitu a. = 3,61 (kX).

Ze względu na małą zawartość węgla w obu stalach, przy której stopień tetragonalności  $\frac{c}{2} = 1.0003$ , obliczenie parametru martenzytu przeprowadzono jak dla sieci kubicznej przestrzennie centrycznej.

Dla stali H18N10M, przesyconej z temperatury  $1200^{\circ}$ C w wodzie, poddanej odkształceniu rzeczywistemu  $\varepsilon_{rz} = 0,296$ , parametr martenzytu wynosi  $a_{\infty}$ , = 2,87 (kX).

Parametr & ferrytu stali H18N10M, przesyconej z temperatury 1200°C w wodzie, wynosi a, = 2,86 (kX).

Na rysunkach 10 + 13 przedstawiono rentgenogramy próbek ze stali 1H18N9T i H18N10M.

#### 3.7. Badania metalograficzne

Badanie zmian strukturalnych przeprowadzono na mikro skopie metalograficznym firmy "Reichert", przy powiększeniu 500-krotnym.

Rysunki 14 - 19 przedstawiają mikrostruktury próbek poddanych różnym zabiegom cieplnym i różnym odkształceniom.



Nr. rys.	Opis rysunku
10	Rentgenogram próbki ze stali 1H18N9T, przesyconej z temp. 1250°C w wodzie, poddanej odkształceniu
	ε ≈ 0,265
11	Rentgenogram próbki ze stali H18N10M prze- syconej z temp. 1200°C w wodzie
12	Rentgenogram próbki ze stali H18N10M, przesyconej z temp. 1200°C w wodzie, powtórnie przesyconej z temp. 900°C w wodzie i ciekłym powietrzu
	Rentgenogram próbki ze stali H18N10M, przesyconej z temp. 1200°C w wodzie, poddanej odkształceniu
13	$\varepsilon = 0_{g} 296 \text{ w temp}_{\circ} - 188^{\circ}C$

14	15
16	17
18	19

. .

Nr.		Powię-
rys,	Opis rysunku	kszenie
		x
14	Struktura próbki ze stali 1H18N9T, prze- syconej z temp. 1250°C, oziębionej w wodzie i ciekłym powietrzu. Duże ziarna austenitu z charakterystycznymi utworami bliźniaczymi Miejscami azotki tytanu.	500
15	Struktura próbki ze stali 1H18N9T, przesy- conej z temp. 1250°C, oziębionej w wodzie, poddanej odkształceniu z = 0,262 i wymrożo- nej w temp 188°C. Austenit - jasne tło, szare ziarna austeni- tu i martenzytu. Azotki tytanu.	500
16	Struktura próbki ze stali 1H18N9T, wygrza- nej w temp. 1050°C, oziębionej w wodzie, poddanej odkształceniu e = 0,252 następnie starzonej w temp. 550°C przez 10 godzin. W osnowie austenitu wydzielone węgliki złożone i ślady martenzytu. Słabo zazna- czone utwory bliźniacze.	500
17	Struktura próbki ze stali H18N10M, przesy- conej z temp. 1200°C. oziębionej w wodzie poddanej odkształceniu $\varepsilon = 0,10$ w temp. - 70°C. Austenit, drobne ziarna ferrytu, zniezna- ne ilości martenzytu.	500
18	Struktura stali H18N10M, przesyconej z temp. 1200°C, oziębionej w wodzie, podda- nej odkształceniu $\varepsilon = 0,38$ w temp 70°C. Austenit z martenzytem , oraz drobnymi ziarnami ferrytu.	500
19	Struktura próbki ze stali H18N10M, przesy- conej z temp. 1200°C, oziębionej w wodzie poddanej odkształceniu s = 0,296 w temp. -188 C. Martenzyt z austenitem - ciemne tło, jasne ziarna ferrytu.	500

Próbki polerowano elektrolitycznie na urządzeniu firmy Buehler i trawiono odczynnikiem o składzie:

- części gliceryny
- 1 część stężonego kwasu azotowego
- części stężonego kwasu solnego 2
- część 28% kwasu octowego 1

# 3.8. Wyznaczenie temperatury równowagi termodynamicznej T one początku przemiany martenzytycznej MgIM 30

Temperaturę równowagi termodynamicznej T\_ dla stali 1H18N9T i H18N10M wyznaczono z krzywych 4F=f(T)-rys.20 , przy założeniu, że  $\Delta F = 0$ , Krzywe  $\Delta F = f(T)$  wyznaczono ze wzoru (4). Wyznaczone temperatury równowagi termodynamicznej wynoszą:

 $T_{\rm E} = 610^{\circ} \text{ K} = 337^{\circ} \text{C}$ dla stali 1H18N9T dla stali H18N10M  $T_{\rm E} = 595^{\circ}$  K = 322°C

Obliczona ze wzoru (2) temperatura Md 30 wynosi:

dla	stali	1H18N9T	Ma30	=	-	5,2°C
dla	stali	H18N10M	M <sub>d30</sub>	11	-	25°C

W celu sprawdzenia obliczonej temp. Md<sub>30</sub>, próbkę ze stali H18N10M odkształcono w temp. - 25°C do  $\varepsilon$ = 0,252. Uzyskano tylko 15% fazy magnetycznej w miejsce spodziewanych 50%. Obliczona zewzoru (1) temp. M dla stali H18N10M wynosi - 221°C. zór (1) nie ujmuje wpływu tytanu na temperature M, dlatego też dla stali 1H18N9T, temperatura ta nie została obliczona.





### 4. DYSKUSJA

W pracy rozważono wpływ obróki cieplnej, stopnia odkształceń plastycznych, temperatury, zmian energii swobodnej oraz innych czynników, które wpływają na powstawanie linii poślizgu oraz na przemiany fazowe i temperaturę M<sub>g</sub>. Na podstawie danych z piśmiennictwa i przeprowadzonych badań stwierdzono, że przy odkształceniach plastycznych przemiana austenitu w martenzyt w stalach typu 18-8 zachodzi w temperaturze wyższej od temperatury Ms.

Temperaturę, powyżej której odkształcenia plastyczne nie wywołują już przemiany martenzytycznej, określono jako M<sub>d</sub>.

Wyznaczenie temperatury Ms dla stali 18-8 jest bardzo trudne i jak podał Angel (4) waha się ona w granicach od 170°C do 183°C. Powell (31) wyznaczył dla stali 18-8 temperaturę Ms poniżej - 263°C (10°K), natomiast dla czystego stopu Fe-Cr=Ni-C (7,91% Ni; 18,11% Cr; 0,053% C) w granicach od - 45°C do = 54 C.

Temperatura Ms dla badanej stali H18N10M, obliczona ze wzoru 1, wynosi ~ 221°C; wynika z tego. że temperatura M<sub>r</sub> jest jeszcze niższa i przemiana nie zostanie całkowicie zakończona prawdopodobnie nawet w pobliżu 0°K.

Z przytoczonych danych widać, że wahania w składzie chemicznym, nawet w dopuszczalnych przez normy granicach, wpływają znacznie na temperaturę Ms.

Temperaturę M bardzo trudno wyznaczyć i dlatego przyjęto temperaturę M<sub>d30</sub>, którą łatwo wyznaczyć doświadczalnie (4).

Dla stali H18N10M temperatura  $M_{d30}$  obliczona ze wzoru (2) wynosi = 25°C.

Na podstawie przeprowadzonych nadań stwierdzono, że w próbce poddanej odkształceniu  $\varepsilon = 0_0 252$  w temperaturze - 25°C, znajduje się tylko 15% fazy magnetycznej, a nie jak należałoby się spodziewać około 50%.

Z przeprowadzonych badań magnetycznych wynika, że procentowa zawartość martenzytu w próbkach odkształconych w temperaturze  $0^{\circ}, = 25^{\circ}, = 70^{\circ}$  i – 188° jest niższa od podanych przez Angela (4). Podkreślić jednak należy, że Angel przeprowadził badania na stalach typu 18-8 o zawartości 0,3 – 0,6% molibdenu, podczas gdy badania własne przeprowadzone zostały na stali 18-8 o zawartości 2,1% molibdenu.

Molibden stabilizuje w wyższych temperaturach fazę $\delta$ , która prawdopodobnie hamuje w pewnym stopniu przemianę austenitu w martenzyt.

Przez odpowiedni zabieg cieplny można znacznie zmniejszyć ilość fazy & w stali. Badania magnetyczne wykazały, że próbka ze stali H18N10M nagrzana do temperatury 1200°C. oziębiona w wodzie i następnie ponownie nagrza-

na do temperatury 900°C, oziębiona w wodzie i wymrożona w ciekłym powietrzu, wykazała o połowę mniej fazy & (5,5%) aniżeli próbka przesycona z temperatury 1200°C.

Potwierdzone to zostało zarówno przez badania metalograficzne jak i rentgenograficzne, które wykazały osłabienie intensywności prążków (011) i (002) oraz zanik prążków (112) i (022) fazy 8, -rysunek 12.

Punktowy charakter prążków na rentgenogramie z rysunku 11 wykazuje, że poszczególne ziarna fazy y są większo od 1 u i posiadają niezdeformowaną sieć przestrzenną.

Prążki interferencyjne fazy  $\delta$  są ostre i ciągłe, co wskazuje, że poszczególne bloki w ziarnach tej fazy są mniejsze od 1  $\mu$ .

Decydujący wpływ na własności wytrzymałościowe stali typu 18-8 wywiera obróbka cieplna i zgniot na zimno. Próbki ze stali 1H18N9T, nagrżane do temperatury 1250°C, wygrzane przez 30 minut i oziębione , wykazały znaczny rozrost ziarn, - rysunek 14, co spowodowało obniżenie własności wytrzymałościowych ( $Rr - 43 \text{ kG/mm}^2$ , w stosunku do przypisanej dla tej stali minimalnej wytrzymałości  $R_{=}$  55 kG/mm<sup>2</sup>.

Natomiast próbki przesycone z temperatury  $1050^{\circ}$ C w wodzie, wykazują bardzo drobne ziarna i wytrzymałość  $R_r = 58 \text{ kG/mm}^2$ . Próbki przesycone z temperatury  $1050^{\circ}$  i  $900^{\circ}$ w wodzie, poddane odkształceniom  $\varepsilon = 0,2$  i następnie starzone w temperaturze 550 C przez 10 godzin, wykazały  $R = 66 \text{ kG/mm}^2$  oraz stosunkowo wysoką granicę plastyczności  $R_{p1} = 56 - 60 \text{ kG/mm}^2$ .

Próbki ze stali H18N10M odkształcone przez rozciąganie w temperaturze -  $70^{\circ}$  wykazują dwukrotnie, a w temperaturze - 188°C trzykrotnie wyższą wytrzymałość na rozciąganie, niż w temperaturze  $20^{\circ}$ C ( $R_r = 100$  w temperaturze -  $70^{\circ}$  i Rr = 134 kG/mm<sup>2</sup> w temperaturze -  $188^{\circ}$ C)

Na rysunku 3 przedstawiono zależność naprężeń rzeczywistych od odkształceń rzeczywistych dla próbek stali H18N10M. Z przebiegu krzywych wynika, że przy odkształceniach e = 0,2 krzywe wznoszą się stromo ku górze. Dla węglowych i niskostopowych stali konstrukcyjnych, zależność naprężenie - odkształcenie w skali log-log, jest linią prostą, nachyloną pod pewnym kątem do osi odkształceń. Odchylenie od prostej dla stali austenitycznej spowodowane jest zarówno utwardzeniem przez zgniot oraz przemianę austenitu w martenzyt. Z krzywych pokazanych na rysunku 9 widać, że przy odkształcenaniu próbek w temperaturze – 188°C przy  $\varepsilon = 0,244$  występuje około 71,5% fazy magnetycznej ( $\alpha_2 + \delta$ ) w temperaturze – 70°C przy tym samym odkształceniu około 24% i w temperaturze 0°C koło 14% fazy magnetycznej.

Z rysunku 3 i 9 wynika, że w początkowej fazie odkształceń dominuje poślizg, a w mniejszym stopniu przemiana martenzytyczna. W miarę wzrostu odkształceń czynnikiem dominującym staje się przemiana martenzytyczna, a w mniejszym stopniu poślizg w austenicie i prawdope dobnie w martenzycie.

Parametry sicci faz  $j'i\alpha_2$ , wyznaczone z rentgenogramów, wynoszą:

dla stali 1H18N9T a  $\gamma = 3,575$  kX dla stali H18N10M a  $\gamma = 3,61$ ; a  $_{\alpha_2} = 2,87$ ; a  $_{\delta} = 2,86$  kX

Uzyskane parametry różnią się nieco od podawanych w piśmienncitwie. I tak Powell (31), dla stali 18-8, podaje:

 $a_{\gamma} = 3,591; a_{\alpha_2} = 2,872 \text{ kX}$ 

oraz dla czystego stopu Fe-Cr-Ni-C:

$$a_{3} = 3,590; a_{2} = 2,872 \text{ kX}$$

Cina (12) dla czystego stopu Fe-Cr-Ni (18% Cr, 12% Ni) podaje:

 $a_{\gamma} = 3,591_{s} a_{\alpha_{0}} = 2,873 \text{ kX}$ 

Na zmianę parametru wpływają takie czynniki jak skład chemiczny, stopień zgniotu i temperatura.

Próbki ze stali 1H18N9T po nagrzaniu do temperatury 1250°C i oziębieniu w wodzie, po 3% wydłużeniu wykazują znacznie więcej linii poślizgu, rysunek 7, aniżeli próbki przesyconej z tej samej temperatury po wymrożeniu w ciekłym powietrzu i po wydłużeniu 5%, -rysunek 4.

Stwierdzono, że próbka ze stali 1H18N9T poddana odkształceniu z = 0,262 w temperaturze 20°C wykazała około 12% marteznytu,-rysunek 15, Po wymrożeniu tak odkształ-

conej próbki w temperaturze -  $188^{\circ}$ C nie zaobserwowano przyrostu fazy  $\infty_2$ . Dowodzi to, że temperatura nie jest czynnikiem decydującym w przemianie austenitu w martenzyt w stalach 18-8. Decydujący wpływ na przemiany fazowe w tych stalach wywiera równoczesne działanie zgniotu i niskiej temperatury,-rysunki 8, 15, 19.

Oprócz badań metalograficznych i rentgenograficznych dla określenia poszczególnych faz, przeprowadzono równie: badania mikrotwardości.

W zależności od składu chemicznego, rodzaju obróbki cieplnej i stopnia odkształceń, twardość fazy  $\gamma'$  wynosi od 171 - 255 HV, fazy  $\delta$  od 273 - 305 HV, natomiast mieszaniny faz  $\gamma' + \alpha_2$  od 307- 448 HV.

#### 5. WNIOSKI

Z przeprowadzonych badań wynika:

### 1. Dla stali 1H18N9T

- a) Przesycanie z temperatury 1050°C w wodzie powoduje otrzymanie drobnych ziarn oraz wytrzymałość na rozciąganie Rr = 58 kG/ mm<sup>2</sup>. Natomiast znaczny rozrost ziarn, a także spadek własności wytrzyma- łościowych do Rr = 43 kG/mm<sup>2</sup> otrzymuje się po prze-sycaniu z temperatury 1250°C.
- b) Odkształcenia plastyczne poniżej 2,5% zgniotu wywołują powstawanie utwórów bliźniaczych, a powyżej 2,5% linii poślizgu, przy równoczesnym zmniejszeniu ich odstępów. W obszarach stosowanych zabiegów odstęp wynosił około 5μ przy 2,5% i malał stopniowo od 2μ przy 20% zgniocie.
- c) Przy 30% zgniocie obserwuje się wydzielenie nieznacznej ilości fazy  $\alpha_2$  (martenzytu na granicach ziarn austenitu).

### 2. Dla stali H18N10M

m

- a) Przesycanie z temperatury 1200°C i wymrożenie w = 188°C powoduje wydzielenie ok. 11% fazy ô. Natomiast zmniejszenie ilości fazy ô do 5,5% otrzymano przez przesycanie dwukrotne, a mianowicie, pierwsze z temperatury 1200°C do temperatury otoczenia oraz następne z 900°C do temperatury otoczenia i wymrożenie w temperaturze - 188°C.
- b) Wytrzymałość na rozciąganie zależna jest od temperatury przeprowadzania próby, im jest ona niższa tym wyższa wytrzymałość; w szczególności 20°C
   Rr = 55 kG/mm<sup>2</sup>, w = 70°C Rr = 100 kG/mm<sup>2</sup>, a w -188°C Rr = 135 kG/mm<sup>2</sup>.
- c) Struktura stali ulega zmianie w zależności od stopnia zgniotu i temperatury odkształcania a w szczególności:

Odkształcenie	Faza magnetyczna
3	%
0,1	14,0
0,32 0,1	15,6 12,5
0,38	53,0
0,29	30,0 86,0
	Odkształcenie E 0,1 0,32 0,1 0,38 0,13 0,29

3. Obliczone temperatury początku przemiany martenzytycznej M, równowagi termodynamicznej T<sub>E</sub> oraz M<sub>d30</sub> dla badanych stali wynoszą:

1H18N9T -  $T_E = 337^{\circ}C$ ,  $M_{d30} = -5,2^{\circ}C$ 

 $118N10M - M_{g} = -221^{\circ}C T_{E} = 322^{\circ}C, M_{d30} = -25^{\circ}C$ 

4. Wyznaczone dla obu stali z badań rentgenograficznych, parametry sieci przestrzennych faz nie odbiegają

zbytnio od podawanych w piśmiennictwie, a rozbieżności znajdują uzasadnienie w różnicach składu chemicznego.

#### LITERATURA

- (1) Fr.Staub Metaloznawstwo, PWN Kraków Gliwice, 1954.
- (2) Fr.Staub Obróbka cieplna, PWN Łódź Kraków, 1955.
- (3) K.Wesołowski Metaloznawstwo, PWT Warszawa t.2, 1957.
- (4) Tr.Angel Journal of the Iron and Steel Institute, t.117, 1954, s. 165-174.
- (5) Metals Handbook ASM, 1948, Cleveland 3, Ohio.
- (6) C.Bain, E. Griffith Trans. AIMME, t.75, 1927
   s. 166 213, wg. Angela (4).
- (7) W.Jenkins i współpracownicy Journal of the Iron and Steel Institute, 1937, No II, S.187 - 222.
- (8) P.Rees, D.Burms, I.Cook Journal of the and Steel Institute, 1949, t. 162 s. 325 - 336.
- (9) I.Cook, R.Brown Journal of the Iron and Steel Institute, 1952, t.171, s. 345 - 353.
- (10) N.Krivobok, A. Grossman-Transactions of the American Society for Steel Treatment, 1930, wg. Angele (4).
- (11) J.Dulis, V.Smith Trans. ASM, 1952, t. 44, s. 621-642.
- (12) B.Cina Journal of the Iron and Steel Institute, 1954, t. 117, s. 406 - 422.
- (13) H.Uhlig Trans. ASM, 1942, t. 30, s. 947 960.
- (14) N.Krivobok, M.Gensamer-Trans. AIMME, 1931, s. 325 345 wg. Cina (12).
- (15) M.Eichelman, C.Hull Trans. ASM, 1953, t.45 s.77-104.
- (16) P. Bastien, J.Dedieu Metaux Corrosion Indust., 1951, t. 26 s.423-426, wg. Cina (12).

### Wpływ temperatury i stopnia zgniotu...

- (17) B.Post, S.Eberley Trans.ASM, 1947, t. 39 s. 868-890.
- (18) K.Mathieu Arch. Eisenhüttenwesen, 1942, t. 16, s. 215 - 218, wg. Cina (12).
- (19) K.Burngardt, R. Oppenheim, B.Scherer-Arch. Eisenhüttenwesen, 1953 Nr. 9/10, s. 423.
- (20) A.Ziegler, P.Brace-Proceedings ASTM, 1950, t.50, s. 361.
- (21) S.Machlin, N.Cohen-Trans. AIMME, 1951, t.191,
   s. 1019.
- (22) A.Kulin, M.Cohen, L.Averbach-Trans. AIMME, 1952, t. 194 s. 661.
- (23) W. Mc Reynolds Journal of Applied Physics, 1949, t. 20, s. 896.
- (24) M.Cohen, S.Machlin Thermodynamics in Physical Metallurgy, 1950, s. 242 - 270, Cleveland, American Society for Metals.
- (25) O.Krisement Arch. Eisenhüttenwessen, 1953, t. 24, s. 191 - 198, wg. Angela (4).
- (26) Gulajew Metaloznawstwo, PWN, Warszawa, 1958
- (27) D.Star Trans. AIMME, 1953, t. 197, s. 654.
- (28) C.Fischer Trans. AIMME, 1949, t.185, s.688 690.
- (29) W.Jones, W.Pumhrey Journal of the Iron and Steel Institute, 1949, t. 163, s. 121 - 131.
- (30) Kau man, M.Cohen-Progress in Metal Physics, 1958, t.7 s. 184.
- (31) W.Powell, R.Marshall, A.Backofen-Trans.ASM, 1958, t.50, s.478, 497.

# Влияние температуры и степени пластической деформации на появление линии сдвигов и фазовые превращения в аустенитных сталях типа X18H10M и 1X18M9T

Исследовано влияние степени пластической деформации образцов растяженых при температурах 20, —25, —70 и —188°С, на фазовые превращения в аустенитных сталях типа X18H10M и 1X18H9T.

Присутствие мартенсита подтверждено металлографическим исследованием структуры образцов. Рентгеновский анализ использовано для определения параметров решёток различных фаз стали.

Количество мартенсита, или — точно говоря — ферромагнитных фаз стали, определено баллистическим методом магнитных измерений.

Количество ферромагнитных фаз ( $\alpha_2 + \delta$ ) изменяется со степению пластической деформации при различных температурах. При деформации  $\varepsilon = 0,32$  произведенной при 0°С оно составляет 15,6%, при  $\varepsilon = 0,1$  и —70°С — 12,5%, при  $\varepsilon = 0,38$  и —70° — 53%, а при  $\varepsilon = 0,29$  и —188°С — 86%.

#### The influence of temperature and the degree of cold work upon the slip and phase transformation phenomena in 18/8 Cr-Ni austenitic steels

The degree of cold work and the temperature of below zerotreatment had been investigated with reference to the influence of those factours upon the phase transformations in Cr-Ni austenitic steels.

The specimens had been deformed by elongation at the temperature of cold work at different temperatures. It equals 15,6% at the deformation fied by metallographie investigations. The amount of martensite formed had been determined by ballistic method of magnetic measurements. The X-ray investigations had been also carried out to determine the lattice parameters of individual phases.

The amount of ferromagnetic phases  $(\alpha_2 + \delta)$  changes with the degree of cold work at different temperatures. It equals 15,6% at the deformation  $\varepsilon = 0,32$  exerted at 0°C, at  $\varepsilon = 0,1$  and -70°C, 53% at  $\varepsilon = 0,38$  and -70°C, and 86% at  $\varepsilon = 0,29$  and -188°C.