

ADOLF MACIEJNY, JULIAN NOWAKOWSKI
Katedra Metaloznawstwa

STRUKTURA I WŁASNOŚCI STALIWA L17HMF
PO OBRÓBCE CIEPLNĄ

Streszczenie: Zbadano wpływ temperatury austenitowania, szybkości chłodzenia i warunków odpuszczania na strukturę oraz udarność i twardość staliwa L17HMF. Stosując badania na mikroskopie elektronowym metodą cienkich folii i replik, ujawniono szczegóły morfologii węglików i substruktury fazy α po różnych zabiegach cieplnych. Wyniki badań dały podstawę do opracowania wniosków o znaczeniu przemysłowym.

1. Charakterystyka stali i staliw Cr-Mo-V na podstawie danych piśmiennictwa

Stosowane obecnie stale i staliwa Cr-Mo-V wykazują duże podobieństwo przemian strukturalnych w procesach obróbki cieplnej, a w szczególności przy hartowaniu [1-4]. Po chłodzeniu z zakresu austenitycznego z szybkością większą od ok. $300^{\circ}\text{C}/\text{min}$ wykazują strukturę martenzytu samoodpuszczonego. Proces samoodpuszczania martenzytu warunkowany jest stosunkowo wysoką temperaturą M_s , mieszczącą się na ogół w zakresie $400 \div 440^{\circ}\text{C}$. Ponieważ temperatura końca przemiany martenzytycznej (punkt M_f) występuje w zakresie $200 \div 220^{\circ}\text{C}$, w strukturze po hartowaniu nie stwierdza się prawie austenitu szczątkowego [5].

Przy szybkościach chłodzenia w zakresie od ok. $10^{\circ}\text{C}/\text{min}$ do ok. $300^{\circ}\text{C}/\text{min}$ obejmującym m.in. chłodzenie w powietrzu, powstaje struktura złożona głównie z bainitu górnego z pewną zawartością wolnego ferrytu, szczególnie w stalach niskowęglowych. Charakterystyczną cechą struktur bainitycznych omawianych stali jest stosunkowo duża zawartość austenitu szczątkowego, szczególnie po chłodzeniu z szybkościami od ok. $50^{\circ}\text{C}/\text{min}$ do ok. $100^{\circ}\text{C}/\text{min}$ [2]. W stalach o składzie chemicznym zbli-

zonym do staliw L17HMF i L21HMF stwierdzono w tych warunkach obróbki cieplnej ok. 15% austenitu szcążkowego [6,7].

Po chłodzeniu z temperatur austenitowania z szybkościami do ok. $3^{\circ}\text{C}/\text{min}$ do ok. $10^{\circ}\text{C}/\text{min}$ uzyskuje się struktury mieszane, złożone głównie z ferrytu z wydzieleniami węglików wanadu oraz pewnej ilości perlitu i bainitu górnego z węglnikami w układzie Widmannstättena. W strukturach tych występują ponadto ślady austenitu szcążkowego. Przy szybkościach chłodzenia mniejszych od ok. $3^{\circ}\text{C}/\text{min}$ nie stwierdza się już występowania bainitu. Struktura składa się głównie z ziarn ferrytu z wydzieleniami węglika wanadu oraz z pewnej ilości perlitu i zbliżona jest do stanu równowagi fazowej.

Zróżnicowanie struktur stali Cr-Mo-V pod wpływem szybkości chłodzenia po hartowaniu wpływa na różnice własności po wysokim odpuszczaniu, jako końcowym zabiegu cieplnym. Dotyczy to szczególnie wytrzymałości na pełzanie w temperaturach eksploatacji oraz udatności w temperaturach otoczenia [2,4,8]. Najwyższą udatność wykazują struktury pomartenzytyczne, nieco niższą – po bainityczne, natomiast powstające przy wolnym chłodzeniu struktury ferrytyczno-perlityczne z ewentualną niewielką zawartością bainitu wykazują kruchość, której nie usuwa wysokie odpuszczanie. Gdy chodzi o wytrzymałość na pełzanie, to najwyższe wartości uzyskuje się w strukturach odpuszczonego bainitu [8].

W stali o zawartości 0,21% C; 0,93% Cr; 0,72% Mo i 0,30% V normalizowanej z $1000 \div 1040^{\circ}\text{C}/8\text{h}$ i odpuszczonej w $700^{\circ}\text{C}/6\text{h}$ z chłodzeniem w powietrzu, a następnie odprężonej w 675°C z chłodzeniem w piecu – uzyskano następujące wielkości wydłużenia w próbie pełzania prowadzonej w 575°C przy obciążeniu 7 ton/cal^2 [2]: po 1000 godz. – 0,1%; po 2000 h – 0,15%; po 3000h – 0,2% i po 4000 h – 0,22%.

Przytoczone wartości wydłużenia ulegały wyraźnemu zwiększeniu ze wzrostem wielkości wydzieleni węglików; w przeciwieństwie do tego zmniejszenie wielkości wydzieleni i ich wzajemnych odległości wpływało na spadek wydłużenia w próbie pełzania.

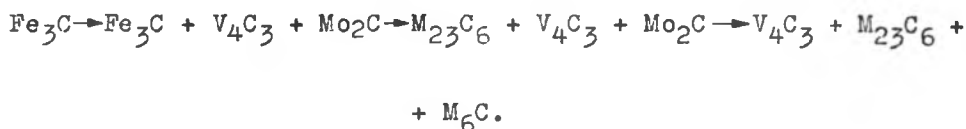
Stwierdzono, że optymalne własności stali Cr-Mo-V uzyskuje się, gdy po wysokim odpuszczaniu jedynym występującym w strukturze węglikiem jest V_4C_3 . W stali zawierającej ok. 1% Cr; 0,75%

Mó i 0,25% V jest to możliwe o ile zawartość węgla nie przekracza ok. 0,15% C [2]. Przy wyższych zawartościach węgla w strukturze pojawia się ponadto cementyt i węgliki chromu. Stwierdzono, że stabilność węglika V_4C_3 w stalach Cr-Mo-V o zawartości ok. 0,2% C znacznie maleje, gdy zostaną przekroczone zawartości ok. 1% Mo i 1,2% Cr [9]. Powstają wtedy węgliki M_7C_3 i $M_{23}C_6$ lub nawet M_6C , które wiążą chrom i molibden, zmniejszając tym samym nasycenie ferrytu tymi pierwiastkami, co wpływa na zmniejszenie jego wytrzymałości na pełzanie. Związanie węgla w węgliki chromu i molibdenu wpływa oczywiście na zmniejszenie ilości węglików V_4C_3 .

Przemiany węglików w stalach i staliwach Cr-Mo-V, wywierające zasadniczy wpływ na ich własności, nie zostały dotąd wyczerpująco zbadane. Badania przeprowadzone na stali 12H1MF ustaliły następującą kolejność przemian węglików pod wpływem długotrwałego odpuszczania w 600°C [10]:



W stali 15H1M1F o składzie zbliżonym do staliwa L17HMF kolejność przemian węglików przy odpuszczaniu w 600°C jest następująca:



Stwierdzono przy tym, że utworzenie w stali 12H1MF trzech węglików: Fe_3C ; V_4C_3 i M_7C_3 wiąże całą zawartość wanadu w stali (0,20 ÷ 0,25%), 1/4 do 1/5 części chromu (0,20 ÷ 0,25%) oraz ok. 1/3 części molibdenu (0,08 ÷ 0,10%). W stali 15H1M1F tworzą się po bardzo długim wygrzewaniu (ok. 3000 godzin w 600°C) - cztery węgliki: V_4C_3 , Mo_2C , $M_{23}C_6$ i M_6C , które wiążą całą zawartość wanadu ok. 1/5 część chromu i około 1/2 część molibdenu zawartego w stali. Węgliki $M_{23}C_6$ i Mo_2C w stalach Cr-Mo-V należy uważać jako przejściowe, gdyż węglikami równowagi są

V_4C_3 i M_6C , a w stalach o większej zawartości węgla dodatkowo cementyt stopowy - M_3C .

Z dotychczasowych badań nasuwa się wniosek, że dla uzyskania w stalach Cr-Mo-V węglików V_4C_3 i ewentualnie Mo_2C , najkorzystniej wpływających na własności poprzez zjawisko twardości wtórnej, należy zapewnić odpowiednie proporcje składników Cr, Mo i V oraz zastosować właściwą obróbkę cieplną. W szczególności zwiększenie zawartości molibdenu powyżej 1% oraz chromu powyżej 1,2% przy zachowaniu niezmienniej zawartości wanadu w zakresie ok. $0,2 \div 0,25\%$, może wydatnie pogorszyć własności stali poprzez zmianę rodzaju węglików.

Przy stosowanych aktualnie w kraju składach chemicznych stali i staliw Cr-Mo-V zawartość wanadu w ilości ok. 0,3% wystarczy do tego, by dominującym węglikiem po końcowej obróbce cieplnej był węgiel V_4C_3 . Uważa się, że dla uzyskania maksymalnej twardości wtórnej w stalach wanadowych stosunek V/C powinien wynosić $3 \div 4$ [11]. W stalach Cr-Mo-V stosunek ten może być mniejszy, gdyż, jak stwierdzono, węgiel V_4C_3 może zawierać do 40% atom. molibdenu [11, 12].

Na podstawie przytoczonych danych można ogólnie stwierdzić, że warunki obróbki cieplnej stali Cr-Mo-V winny zapewniać uzyskanie struktury złożonej z drobnoziarnistej osnowy ferrytu, nasyconej chromem i molibdenem z równomiernie rozmieszczonymi dyspersyjnymi wydzieleniami V_4C_3 . Obecność innych węglików, w tym głównie M_3C , M_7C_3 , $M_{23}C_6$ i M_6C , pogarsza własności stali i staliw Cr-Mo-V.

2. Cel i zakres badań

Praca ma na celu określenie przemian strukturalnych i związanych z nimi twardości i uduwności staliwa L17HMF w różnych warunkach obróbki cieplnej. Chodziło głównie o zbadanie wpływu zmiany parametrów zabiegów cieplnych, stosowanych powszechnie w praktyce przemysłowej, a w szczególności temperatury i czasu austenityzowania, szybkości chłodzenia i temperatury odpuszczania. Ponadto podjęto próbę określenia zmian struktury i własności

ści występujących podczas zabiegów cieplnych niezamierzonych, towarzyszących procesom spawania, a mianowicie wygrzewania staliwa w zakresie temperatur krytycznych $Ac_1 - Ac_3$.

3. Materiał do badań i badania wstępne

Do badań użyto staliwa L17HMF, dostarczonego w postaci próbek o wymiarach 55 x 10,5 x 10,5 w stanie nieobrobionym cieplnie z trzech wytopów oznaczonych kolejno A,B,C. Analiza chemiczna wiórów pobranych z próbek poszczególnych wytopów wykazała następujące zawartości składników:

Tablica 1

Oznaczenie wytopu	Z a w a r t o ś ć w %								
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo	V	Ni
A	0,18	0,49	0,37	0,022	0,021	1,25	0,98	0,24	0,12
B	0,17	0,48	0,28	0,025	0,028	1,29	1,02	0,27	0,11
C	0,16	0,54	0,31	0,029	0,023	1,39	1,15	0,28	0,16

Określenie temperatur przemian alotropowych przeprowadzono na dylatometrze różnicowym systemu Chevenarda z rejestracją fotograficzną. Próbki staliwa Φ 5 x 50 nagrzewano w piecyku dylatometru do temperatury 950°C z szybkością ok. 4°C/min, a następnie studzono z tą samą szybkością. Odczytane na wykresach temperatury krytyczne zestawiono w tablicy 2.

Tablica 2

W y t o p	Temperatury przemian alotropowych °C			
	Ac_1	Ac_3	Ar_3	Ar_1
A	755	885	815	650
B	765	890	820	680
C	750	875	805	675

4. Obróbka cieplna próbek

Określenie wpływu warunków austenitzowania i szybkości chłodzenia, jak również temperatury odpuszczania, na udarność i twardość oraz strukturę przeprowadzono na próbkach z wytopów A i B. Po obróbce cieplnej przeprowadzono szlifowanie próbek na wymiar 10 x 10 x 55 oraz nacięcie karbu o głębokości 2 mm dla uzyskania próbek udarnościowych Mesnagera.

Stosowano temperatury austenitzowania 950, 1000, 1050, 1100 i 1150°C w czasie 90 min z następnym chłodzeniem w powietrzu i z piecem przy szybkości ok. 3°C/min. Zabiegi odpuszczania przeprowadzono w temperaturach 400, 550, 600, 650, 700 i 750°C w czasie 3 godz. Dla każdego wariantu obróbki cieplnej zastosowano po 2 próbki z każdego wytopu, a następnie dane dla obu wytopów posłużyły do określenia wartości średnich.

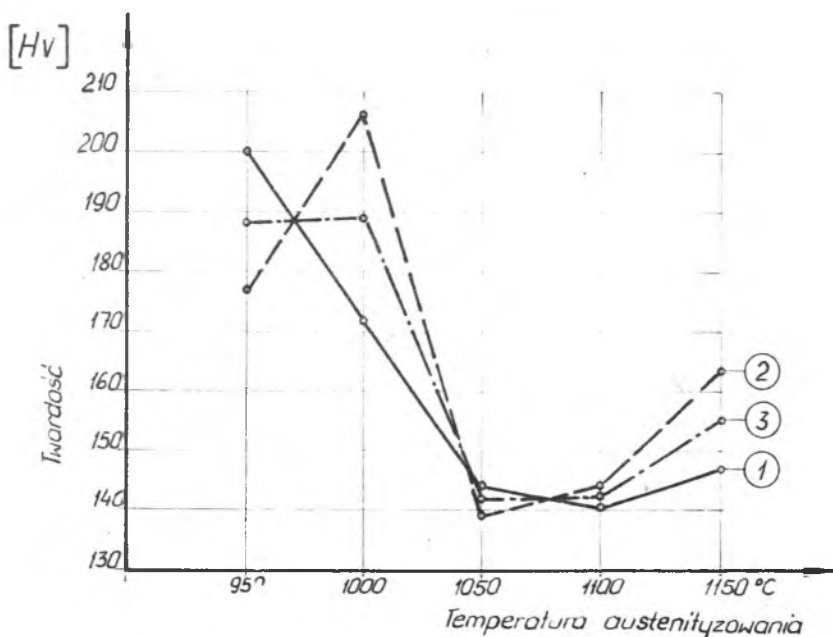
Próbki z wytopu C do badań wpływu wygrzewania w zakresie $Ac_1 - Ac_3$ na strukturę oraz udarność i twardość, poddano następującym zabiegom cieplnym:

- wygrzewanie w temperaturach 750, 800 i 880°C w czasach 15 min oraz 1 i 5 godzin;
- wygrzewanie w temperaturach 750, 800 i 880°C w czasach 15 min i 5 godz. z następnym odpuszczaniem w 680°C w czasie 5 godzin.

5. Wyniki badań

5.1. P o m i a r y t w a r d o ś c i

Pomiary twardości przeprowadzono metodą VICKERSa na aparacie firmy Hauser (Szwajcaria) przy obciążeniu 5 kg. Po chłodzeniu w powietrzu twardość staliwa L17HMF mieściła się w przedziale 270 - 300 HV, wykazując duży rozrzut w zależności od temperatury austenitzowania i wytopu. Po chłodzeniu z piecem z temperatur 950 i 1000°C średnia wartość wynosiła ok. 190 HV; wzrost temperatury austenitzowania od 1000 do 1100°C wpłynął na obniżenie twardości do ok. 140 HV. Po austenitzowaniu w 1150°C uzyskano ok. 155 HV (rys. 1).

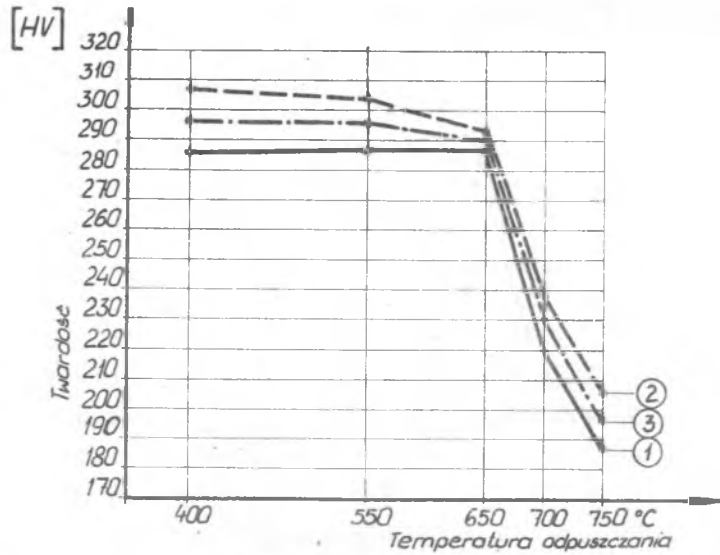


Rys. 1. Wpływ temperatury austenitowania na twardość staliwa L17HMF po chłodzeniu w piecu

Krzywe: 1 - wytop A; 2 - wytop B; 3 - średnia dla wytopów A i B

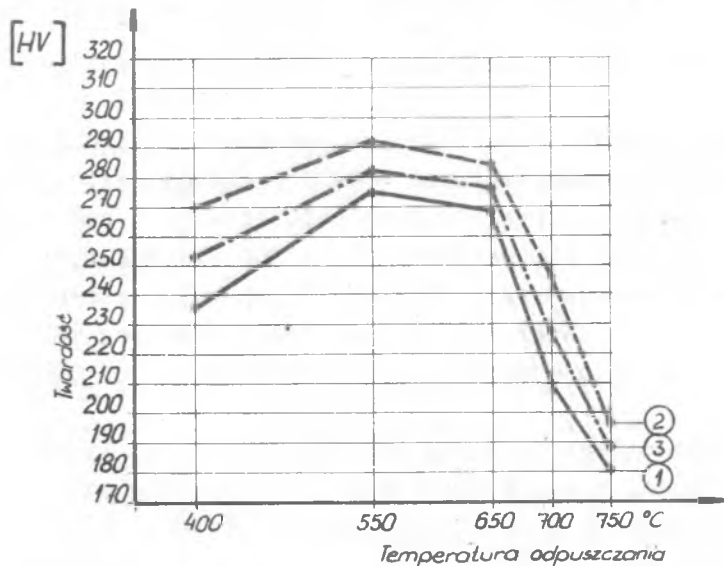
Wpływ temperatury odpuszczania na twardość staliwa L17HMF austenitowanego w temperaturze 1000°C i chłodzonego w powietrzu, przedstawiono na rys. 2. Przy odpuszczaniu w zakresie $400 - 650^{\circ}\text{C}$ uzyskuje się wartości $290 \div 300$ HV. Pod wpływem odpuszczania w temperaturach $650 \div 750^{\circ}\text{C}$ zachodzi stopniowo obniżenie twardości do ok. 195 HV. Zbliżony przebieg zmian twardości stwierdzono w próbkach austenitowanych w 1050°C (rys. 3).

Przebieg zmian twardości dla różnych temperatur wygrzewania w zakresie $\text{Ac}_1 - \text{Ac}_3$ w funkcji czasu przedstawiono na rys. 4. Twardość staliwa w stanie surowym wynosiła ok. 180 HV. Pod wpływem wygrzewania w 750°C w okresie do 5 godz. twardość po chłodzeniu w powietrzu, jak i następnym odpuszczaniu w $680^{\circ}\text{C}/5$ godz., spadła do ok. 145 HV. Po wygrzewaniu staliwa w 800°C w czasach 15 min oraz 1 i 5 godz. i chłodzeniu w powietrzu, odpowiednie wartości wynosiły do 150, 165 i 180 HV. Odpuszcza-



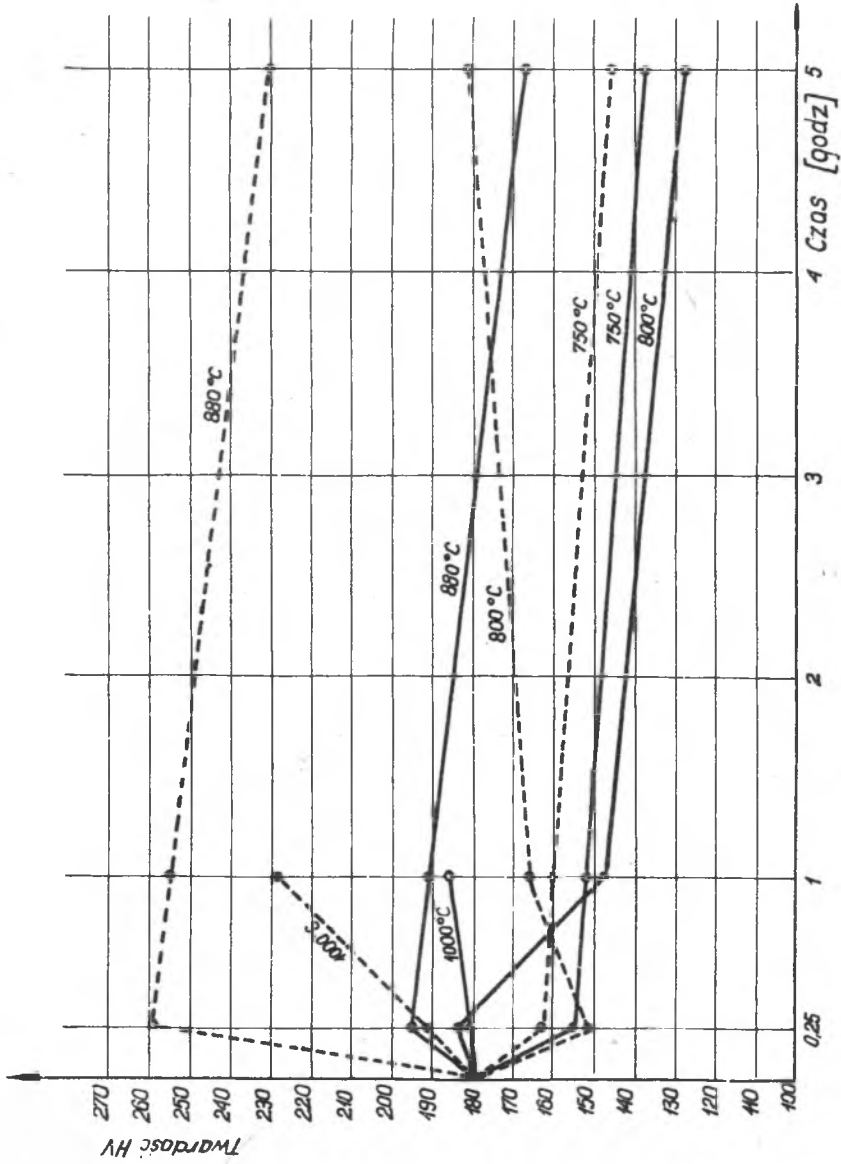
Rys. 2. Wpływ temperatury odpuszczania na twardość staliwa L17HMF austenityzowanego w temperaturze 1000°C i chłodzeniu w powietrzu

Krzywe: 1 - wytop A; 2 - wytop B; 3 - średnia dla wytopów A i B



Rys. 3. Wpływ temperatury odpuszczania na twardość staliwa L17HMF austenityzowanego w temperaturze 1050°C i chłodzeniu w powietrzu

Krzywe: 1 - wytop A; 2 - wytop B; 3 - średnia dla wytopów A i B



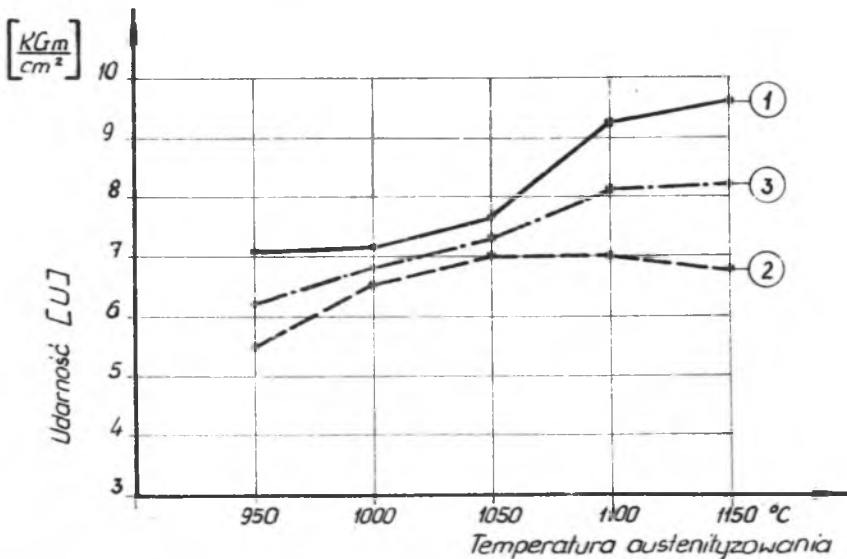
Rys. 4. Zależność twardości od czasu wygrzewania w różnych temperaturach
 --- bez odpuszczania, — po odpuszczaniu w temp. 680°C/5h

nie w $680^{\circ}\text{C}/5$ godz. staliwa wygrzewanego uprzednio w 800°C wpłynęło na znaczne obniżenie twardości szczególnie w próbkach wygrzewanym w czasie 5 godz. wykazujących ok. 130 HV. Twardość staliwa po wygrzewaniu w 880°C i ochłodzeniu w powietrzu wynosiła od 230 do 260 HV; po następnym odpuszczaniu w $680^{\circ}\text{C}/5$ godz. stwierdzono spadek do $168 \div 195$ HV. W obu przypadkach niższe wartości odpowiadały dłuższemu czasom zabiegów wygrzewania i odpuszczania.

5.2. P o m i a r y u d a r n o ś c i

Próby udarności przeprowadzono na próbkach MESNAGERa przy użyciu młota wahadłowego CHARPY'ego o zakresie pracy 30 kGm.

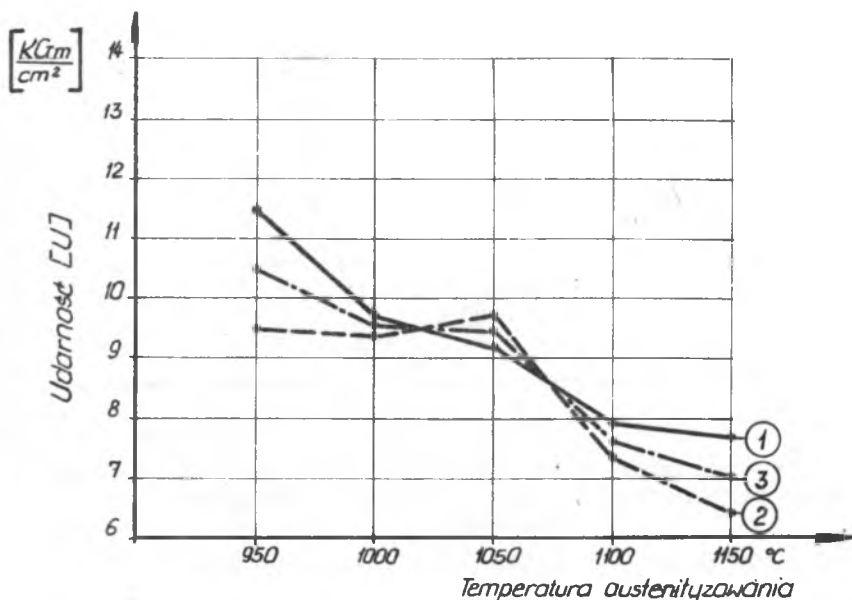
Ze wzrostem temperatury austenityzowania od 950°C do 1150°C udarność staliwa L17HMF po chłodzeniu w powietrzu wzrasta stopniowo do ok. $6 \text{ kGm}/\text{cm}^2$ do ok. $8 \text{ kGm}/\text{cm}^2$; występują przy tym duże rozrzuty zależne od rodzaju wytopu (rys. 5). Po chłodzeniu z piecem z temperatur $950 \div 1100^{\circ}\text{C}$ udarność wynosi $2 \div 5 \text{ kGm}/\text{cm}^2$, a następnie przy 1150°C wzrasta powyżej $10 \text{ kGm}/\text{cm}^2$.



Rys. 5. Wpływ temperatury austenityzowania na udarność staliwa L17HMF po chłodzeniu w powietrzu

Krzywe: 1 - wytop A, 2 - wytop B, 3 - średnia dla wytopów A i B

Po odpuszczaniu w $700^{\circ}\text{C}/3$ godz. próbek chłodzonych uprzednio w powietrzu średnia udarność maleje stopniowo ze wzrostem temperatury austenitzowania od ok. $10,5 \text{ kGm/cm}^2$ przy temperaturze 950°C do ok. 7 kGm/cm^2 przy temperaturze 1150°C (rys. 6).

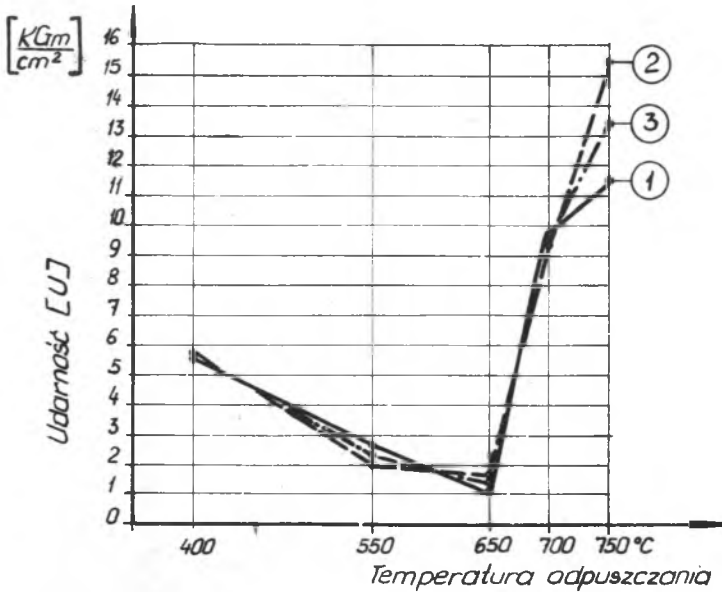


Rys. 6. Wpływ temperatury austenitzowania na udarność staliwa L17HMF po chłodzeniu w powietrzu i odpuszczaniu w $700^{\circ}\text{C}/3\text{h}$. Krzywe: 1 - wytop A; 2 - wytop B; 3 - średnia dla wytopów A i B

Udarność próbek chłodzonych z piecem i odpuszczanych w $700^{\circ}\text{C}/3$ godz. kształtuje się następująco: Przy temperaturze austenitzowania 950°C średnia udarność wynosi ok. 15 kGm/cm^2 ; w zakresie od 1100°C ok. 10 kGm/cm^2 , a ze wzrostem temperatury austenitzowania do 1150°C - wzrasta do ok. 17 kGm/cm^2 .

Wpływ temperatury odpuszczania na udarność staliwa chłodzonego w powietrzu z 1000°C przedstawiono na rys. 7. Ze wzrostem odpuszczania od 400°C do 650°C udarność spada od ok. $5,5 \text{ kGm/cm}^2$ do ok. $1,5 \text{ kGm/cm}^2$. W temperaturach powyżej 650°C występuje jednostajny wzrost udarności i przy 700 i 750°C osiąga się odpowiednio wartości ok. $9,5$ oraz $13,5 \text{ kGm/cm}^2$. Zbliżony

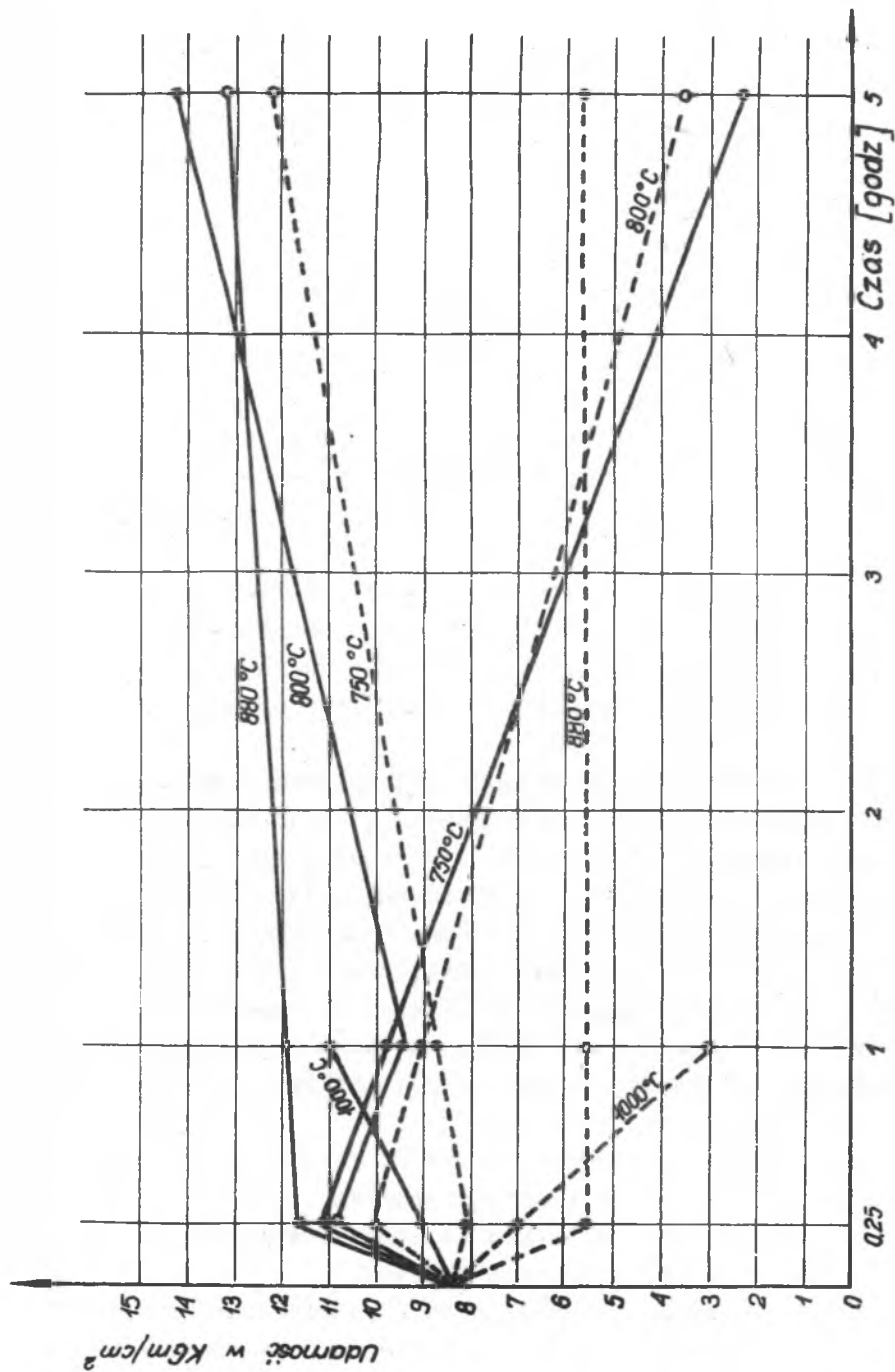
przebieg zmian udarności z temperaturą odpuszczania stwierdzono również w próbkach chłodzonych z piecem z 1050°C.



Rys. 7. Wpływ temperatury odpuszczania na udarność staliwa L17HMF austenitizowanego w temp. 1000°C i chłodzonego w powietrzu

Krzywe: 1 - wytop A; 2 - wytop B; 3 - średnia dla wytopów AiB

Zmiany udarności staliwa zachodzące pod wpływem wygrzewania w zakresie temperatur $Ac_1 - Ac_3$ oraz następnego odpuszczania w 680°C/5 godz. przedstawiono na rys. 8. Wygrzewanie w 750°C wpływa na wzrost udarności w miarę przedłużenia czasu zabiegu; przy temperaturach 800°C i wyższych występuje efekt spadku udarności. Po odpuszczeniu w 680°C obserwuje się zjawisko odwrotne - dla temperatury uprzedniego wygrzewania 750°C/5 godz. udarność spada do ok. 2,5 kGm/cm², a dla wyższych temperatur wygrzewania - wzrasta do wartości powyżej 10 kGm/cm².



Rys. 8. Zależność udarności od czasu wygrzewania w różnych temperaturach
 --- bez odpuszczania, — po odpuszczaniu w temp. 680°C/5h

5.3. B a d a n i a m e t a l o g r a f i c z n e n a m i k r o s k o p i e ś w i e t l n y m

Po austenitzowaniu w temperaturach $950 \div 1150^{\circ}\text{C}$ i chłodzeniu w powietrzu struktura staliwa składa się z bainitu górnego z wydzieleniami ferrytu. Po chłodzeniu z piecem z temperatur $950 \div 1100^{\circ}\text{C}$ ujawniono strukturę ziarnistą ferrytyczno-perli-tyczną; wzrost temperatury austenitzowania do 1150°C wpłynął na pojawienie się składnika o budowie iglastej-bainitu.

W strukturze staliwa chłodzonego w powietrzu i odpuszczanego w temperaturach $400 \div 650^{\circ}\text{C}$ stwierdzono koagulację węglików bainitu oraz procesy wydzielania na granicach ziarn byłego austenitu. Po odpuszczaniu w $650 \div 700^{\circ}\text{C}$ ujawniono strukturę sorbityczną o iglastej budowie osnowy z dyspersyjnymi węglikami; po odpuszczaniu w 750°C stwierdzono zanik iglastości osnowy.

Odpuszczanie w temperaturach do 550°C staliwa chłodzonego uprzednio w piecu nie wywołało istotnych zmian strukturalnych poza pewną koagulacją węglików. Po odpuszczaniu w zakresie $600 \div 700^{\circ}\text{C}$ struktura składała się z ferrytycznej osnowy z dyspersyjnymi wydzieleniami węglików.

Zmiany strukturalne zachodzące pod wpływem wygrzewania staliwa w zakresie $\text{Ac}_1 - \text{Ac}_3$ przedstawiają się następująco:

Po wygrzewaniu staliwa w 750°C w czasach do 5 godzin z następnym chłodzeniem w powietrzu stwierdzono jedynie koagulację wydzieleni węglików po granicach ziarn. Wygrzewanie w $800^{\circ}\text{C}/15$ min nie wywołało istotnych zmian w strukturze. Natomiast po przedłużeniu czasu wygrzewania w 800°C do 1 i 5 godzin stwierdzono częściową przemianę $\alpha \rightarrow \gamma$. Powstały austenit przy następnym chłodzeniu przemieniał się w bainit o postaci igieł i otoczek wokół ziarn nieprzemienionego bainitu.

Przy temperaturze wygrzewania 880°C struktura po chłodzeniu w powietrzu składała się z drobnoiglastego bainitu; przedłużenie czasu wygrzewania od 15 min do 5 godz. wpłynęło na zwiększenie ilości wydzieleni wolnego ferrytu.

Wpływ odpuszczania w $680^{\circ}\text{C}/5$ godz. na strukturę staliwa wygrzewanego uprzednio w 750°C w czasach do 5 godzin i w $800^{\circ}\text{C}/15$ min zaznaczył się tylko intensywną koagulacją węglików. Po od-

puszczaniu próbek wygrzewanych uprzednio w $800^{\circ}\text{C}/5$ godz. i w 380°C w czasach od 15 min do 5 godzin stwierdzono strukturę sorbityczną złożoną z iglastej fazy α i dyspersyjnych węglików.

5.4. B a d a n i a n a m i k r o s k o p i e e l e k t r o n o w y m

Szczegóły struktury staliwa chłodzonego w powietrzu obserwowane na cienkich foliach przedstawiono na rys. 9 i 10. Po austenityzowaniu w 950°C ujawniono bainit zawierający węgliki M_3C częściowo skoagulowane, rozmieszczone głównie po granicach bloków osnowy α (rys. 9). Miejscami wystąpiły efekty wskazujące na obecność węglików o dużej dyspersji. Ze wzrostem temperatury austenityzowania do 1100 i 1150°C po chłodzeniu w powietrzu ujawniono bainit zawierający węgliki M_3C w układzie Widmannstättena oraz częściowo w postaci pasm na krawędziach igieł fazy α (rys. 10).

Pod wpływem odpuszczania w temperaturze 550°C zaszły zmiany w strukturze bainitu polegające na uwydatnieniu siatki dyslokacji i częściowo granic bloków osnowy α . Zmalała wyraźnie ilość węglików M_3C bainitu i pojawiły się węgliki o charakterystycznej budowie iglastej zidentyfikowane miejscami jako Mo_2C (rys. 11 i 12). Zjawisko pewnego "przegrupowania" dyslokacji, odpowiadające jakby procesom poligonizacji, wystąpiło szczególnie wyraźnie po odpuszczaniu w 600°C (rys. 13). Przy odpuszczaniu w 650°C ujawniono już procesy rekrytalizacji tj. tworzenie się nowych ziarn ferrytu (rys. 14). Po wysokim odpuszczaniu - $700^{\circ}\text{C}/3$ godz. struktura składała się z ferrytu o zaznaczonych granicach bloków oraz drobnych węglików zidentyfikowanych jak V_4C_3 (rys. 15).

W strukturze staliwa po chłodzeniu w piecu ujawniono obok obszarów ferrytyczno-perlitycznych ziarna ferrytu zawierające liczne, drobne wydzielienia V_4C_3 (rys. 16). Pod wpływem odpuszczania, w perlicie i bainicie wystąpiły zjawiska zbliżone do przedstawionych dla próbek chłodzonych w powietrzu. W ziarnach ferrytu po wysokim odpuszczaniu zaszła częściowa koagula-

cja węglików V_4C_3 ; stwierdzono również procesy wydzielenia po granicach ziarn (rys. 17).

Charakterystycznym szczegółem struktury staliwa wygrzewanego w $750^{\circ}C/5$ godz. względnie w $800^{\circ}C/15$ min jest koagulacja i częściowe rozpuszczanie węglików w obszarach ferrytyczno-perlitycznych oraz wzrost od granic ziarn iglastych węglików Mo_2C (rys. 18).

Odpuszczanie w $680^{\circ}C/5$ godz. staliwa wygrzewanego uprzednio w $750^{\circ}C$ i $800^{\circ}C$ w czasach do 5 godzin wpłynęło na powstanie struktury złożonej z obszarów pobainitycznych o skoagulowanych węglkach oraz licznych ziarn ferrytu z drobnymi iglastymi wydzieleniami odpowiadającymi węglikowi V_4C_3 - (rys. 19).

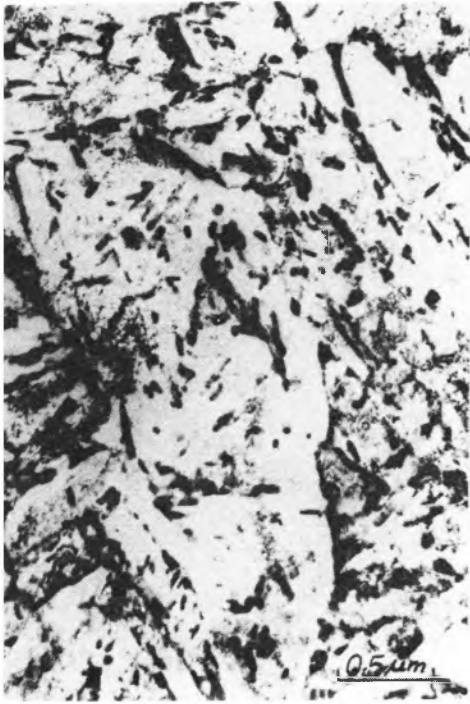
Po wygrzewaniu staliwa w $880^{\circ}C$ ujawniono strukturę złożoną z drobnoiglastego bainitu górnego i dolnego z niewielką ilością wolnego ferrytu. Po następnym odpuszczaniu w $680^{\circ}C/5$ godz. struktura składała się z osnowy ferrytu z wydzieleniami węglików na granicach ziarn i bloków (rys. 20).

6. Dyskusja wyników

Przeprowadzone badania pozwalają na określenie zmian struktury i własności staliwa L17HMF w różnych warunkach obróbki cieplnej.

Stwierdzono, że przy temperaturze austenitizowania $950^{\circ}C$ występuje stosunkowo duży rozrzut twardości i udarności wywołany - jak można przypuszczać - niejednorodnością austenitu i produktów jego przemiany. Natomiast austenitizowanie w $1150^{\circ}C$ wpływa na zmianę kinetyki przemiany austenitu przechłodzonego i morfologię tworzących się struktur; m.in. po chłodzeniu z piecem stwierdza się w tych warunkach wystąpienie większych ilości bainitu obok ferrytu i perlitu.

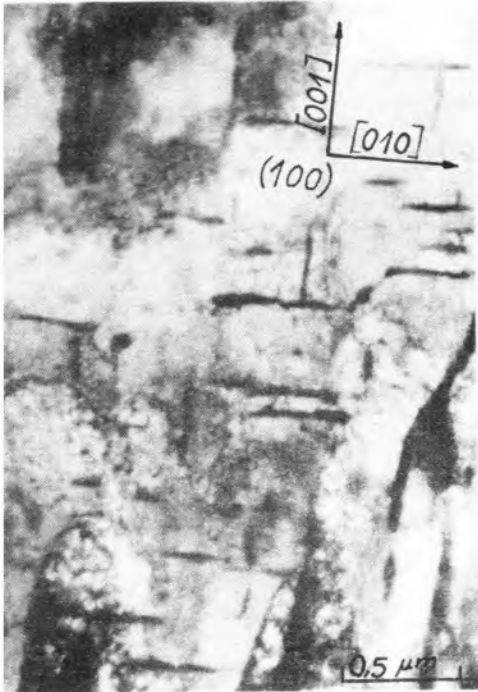
Ze wzrostem temperatury austenitizowania od $1000^{\circ}C$ do $1150^{\circ}C$ twardość po chłodzeniu w powietrzu nie wykazuje istotnych zmian i wynosi od 170 do 280 HV. Udarność wykazuje natomiast tendencję zwyżkową i wzrasta od ok. 6 kGm/cm^2 przy temperaturze $1000^{\circ}C$ do ok. 8 kGm/cm^2 - przy $1150^{\circ}C$.



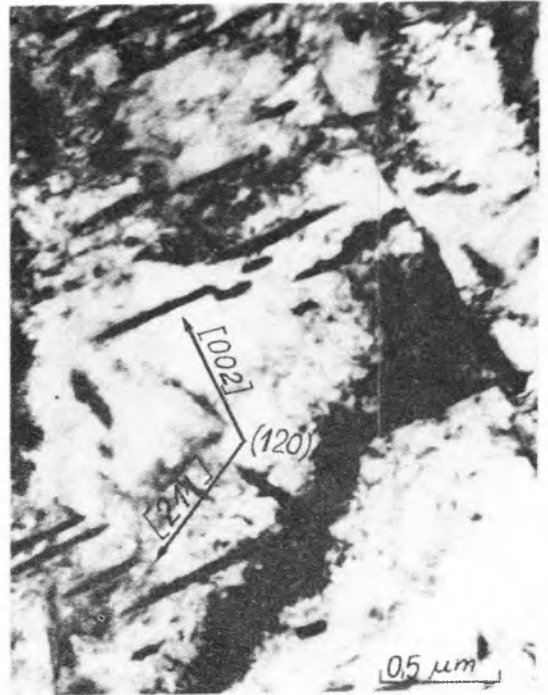
Rys. 9



Rys. 10

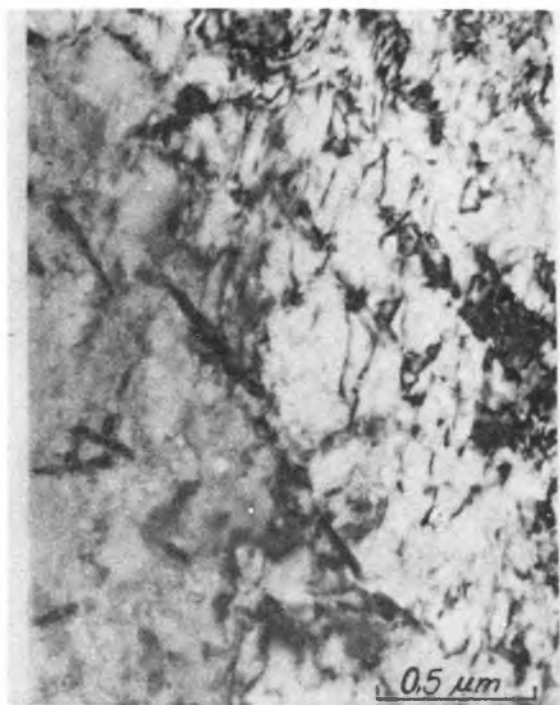


Rys. 11



Rys. 12

Nr rys.	Obróbka cieplna	S t r u k t u r a	Rodzaj preparatu	Powiększenie
9	950°C/90 min. powietrze	Bainit górny o częściowo skoagulowanych węglkach M ₂ C rozmieszczonych głównie na granicach bloków fazy α; miejscami widoczne efekty kontrastu wskazujące na wydzielanie węglików dyspersyjnych.	cienka folia	28000
10	1100°C/90 min. powietrze	Bainit górny z węglakami M ₂ C w układzie pasmowym na granicach bloków oraz miejscami w układzie Widmannstättena; lokalne zaciemnienia osnowy wywołane dużą gęstością dyslokacji.	cienka folia	32000
11	950°C/90 min. powietrze + 550°C/3 godz.	Struktura odpuszczonego bainitu górnego: w osnowie fazy α o zaznaczonej siatce dyslokacji wydzielania węglika Mo ₂ C; na granicach bloków liczne węgliki M ₂ C.	cienka folia	36000
12	1100°C/90 min. powietrze + 550°C/3 godz.	Struktura odpuszczonego bainitu górnego w osnowie fazy α o dużej gęstości dyslokacji pojedyncze, iglaste wydzielania Mo ₂ C.	cienka folia	36000



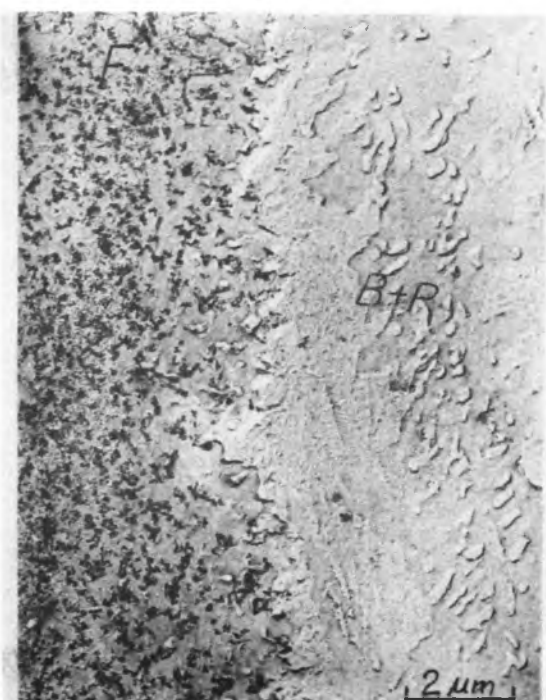
Rys. 13



Rys. 14

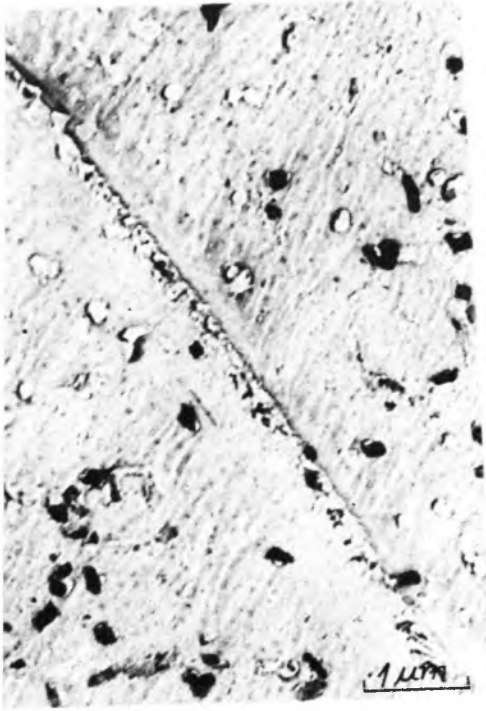


Rys. 15

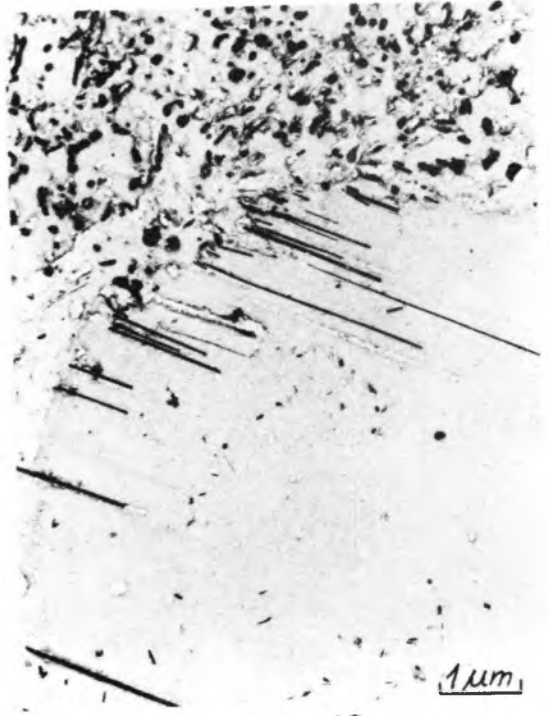


Rys. 16

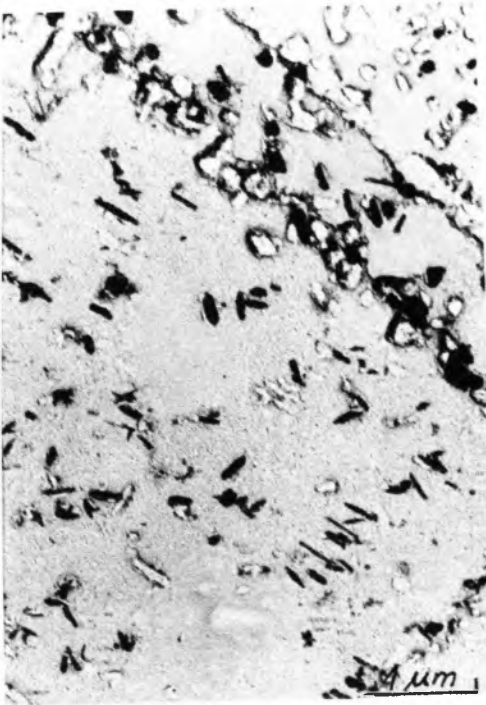
Nr rys.	Obróbka cieplna	S t r u k t u r a	Rodzaj preparatu	Powiększenie
13	1100°C/90 min. powietrze + 600°C/3 godz.	W osnowie fazy α odpuszczonego bainitu zaznaczona siatka dyslokacji powstała w wyniku procesów aktywowanych ciepłnie.	cienka folia	48000
14	1100°C/90 min. powietrze + 650°C/3 godz.	Substruktura fazy α wysoko odpuszczonego bainitu; w niezrekrytalizowanych obszarach osnowy α o dużej gęstości dyslokacji widoczne pojedyncze ziarna ferrytu powstałe w wyniku rekrytalizacji.	cienka folia	55000
15	1100°C/90 min. powietrze + 700°C/3 godz.	Struktura powstała po wysokim odpuszczaniu bainitu - w osnowie ferrytu wydzielenia węglików V_4C_3 częściowo po granicach bloków.	cienka folia	45000
16	1000°C/90 min. powietrze	Ziarna ferrytu (F) z wyekstrahowanymi wydzieleniami V_4C_3 oraz obszary bainityczno-perlityczne (B+P).	replika węglowa	8000



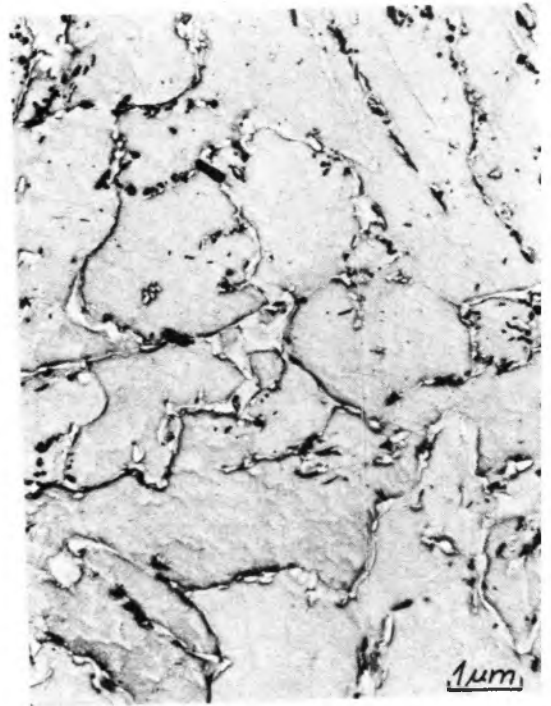
Rys. 17



Rys. 18



Rys. 19



Rys. 20

Nr rys.	Obróbka cieplna	S t r u k t u r a	Rodzaj preparatu	Fowiększenie
17	1100°C/90 min. piec + 650°C/3 godz.	W osnowie ferrytu częściowo skoagulowane węgliki V_4C_3 ; na granicach ziarn liczne wydzielenia dyspersyjne.	replika węglowa	15000x
18	800°C/15 min. powietrze	Struktura ferrytyczno-bainityczna ze skoagulowanymi węglnikami M_3C i iglastymi Mo_2C rosnącymi od granic ziarn w obręb ferrytu.	replika węglowa	12000x
19	750°C/5 godz. powietrze + 680°C/5 godz.	W obszarach bainitu odpuszczonego i na granicach ziarn liczne węgliki skoagulowane, w ziarnach ferrytu iglaste wydzielenia V_4C_3 ; charakterystyczne podwojenie granic ziarn.	replika węglowa	15000 x
20	880°C/15 min. powietrze + 680°C/5 godz.	Struktura po ulepszeniu cieplnym złożona z ferrytu z siatką węglików V_4C_3 na granicach bloków.	replika węglowa	10000 x

Efekt ten można tłumaczyć zwiększeniem się ilości ferrytu pro-bainitycznego w strukturze staliwa chłodzonego w powietrzu w miarę podwyższania temperatury austenityzowania. Obserwowany przy tym stopniowy wzrost wielkości ziarna wydaje się mieć nieznaczny wpływ na własności. Postać bainitu po chłodzeniu w powietrzu z zakresu $1000 \div 1150^{\circ}\text{C}$ nie ulega większym zmianom i przedstawia się jak na rys. 10.

W porównaniu do wyników uzyskanych po chłodzeniu w powietrzu, w staliwie chłodzonym z piecem wystąpiły znacznie większe różnice twardości i udarności w zależności od temperatury austenityzowania. Po chłodzeniu z piecem z temperatur $950 \div 1100^{\circ}\text{C}$ udarność wynosiła od $2 \div 4,5 \text{ kGm/cm}^2$. Badania na stalach Cr-Mo-V wykazały, że obniżenie udarności w tych materiałach przy wolnym chłodzeniu związane jest z obecnością w strukturze ferrytu z drobnymi wydzieleniami węglików V_4C_3 [4]. Zjawisko to potwierdzają również przeprowadzone badania staliwa L17HMF (rys. 16). Zwraca uwagę fakt, że przy 1150°C uzyskano po chłodzeniu z piecem wyższą udarność niż dla temperatur austenityzowania $1000 - 1100^{\circ}\text{C}$. Wynika to przypuszczalnie ze zwiększenia w strukturze udziału iglastego bainitu zapewniającego w stalach Cr-Mo-V większą udarność niż struktury ferrytyczno perlityczne [4].

Po odpuszczaniu w temperaturach $550 \div 650^{\circ}\text{C}$ w czasie 3 godzin staliwa chłodzonego uprzednio w powietrzu stwierdza się znaczny zanik węglików M_3C bainitu (rys. 11 i 12). W ich miejsce pojawiają się stosunkowo nieliczne węgliki Mo_2C , wywołujące pewien efekt twardości wtórnej (rys. 2 i 3). Cechą charakterystyczną osnowy α po odpuszczaniu staliwa w temperaturach $550 - 650^{\circ}\text{C}$ jest również częściowy zanik tzw. "dyslokacji splątanych" o bardzo dużej gęstości, typowych dla bainitu i martenzytu [14]. W ich miejsce ujawniono zarys siatki dyslokacji, co wskazuje na wystąpienie zjawisk aktywowanych cieplnie. Jak wynika z badań na cienkich foliach, intensywny wzrost udarności i spadek twardości przy przekroczeniu temperatury odpuszczania 650°C należy przypisać zapoczątkowaniu procesów rekryształizacji osnowy (rys. 14). Równocześnie w wyniku przemian węglików wydziela się V_4C_3 dominujący w strukturze po odpuszczaniu w 700 i 750°C (rys. 15). Zjawisko to działa niewątpliwie hamu-

jąco na spadek twardości wywołany rekrytalizacją, jednakże przy temperaturach $700 \div 750^{\circ}\text{C}$ węglík V_4C_3 szybko ulega koagulacji (rys. 17 i 19).

Przeprowadzone w pracy badania zmian strukturalnych przy wygrzewaniu staliwa w zakresie $\text{Ac}_1 - \text{Ac}_3$ z następnym chłodzeniem w powietrzu mogą stanowić podstawę interpretacji struktur powstających w strefie wpływu ciepła połączeń spawanych.

Temperatura 750°C w przypadku badanego staliwa pokrywa się z Ac_1 i należy ją uznać jako górną granicę zakresu temperatur odpuszczania.

Wygrzewanie przy 750°C w czasie do 5 godzin nie doprowadza do przemiany alotropowej $\alpha \rightleftharpoons \gamma$; występują jednak przemiany w fazie węglíkowej (rys. 18 i 19). Zmiany strukturalne przy wygrzewaniu w 800°C zależą w znacznym stopniu od czasu zabiegu. Powyżej 1 godziny zachodzi już częściowa przemiana $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ i niezupełne hartowanie w wyniku następnego chłodzenia w powietrzu. Powstający przy tym bainit tworzy siatkę na granicach ziarn byłego austenitu i wpływa na obniżenie udarności [13]. Przy wygrzewaniu w 880°C już po czasie 15 minut następuje całkowita przemiana $\alpha \rightleftharpoons \gamma$. Powstająca przy następnym chłodzeniu w powietrzu struktura bainityczna wykazuje dużą niejednorodność postaci i zróżnicowanie w zależności od czasu wygrzewania [13]. Struktura ta odznacza się bardzo niewielką ilością probainitycznego ferrytu.

7. W n i o s k i

1. Temperatura austenitizowania wywiera znaczny wpływ na strukturę oraz twardość i udarność staliwa L17HMF; wpływ ten jest tym większy im wolniejsze chłodzenie z zakresu austenitycznego. Austenitizowanie w temperaturach poniżej 1000°C jest nie wskazane ze względu na niejednorodność austenitu i produktów jego przemiany oraz związany z tym duży rozrzut własności mechanicznych.
2. Przy odpuszczaniu w temperaturach $550 \div 650^{\circ}\text{C}$ staliwa hartowanego w powietrzu występuje zjawisko twardości wtórnej (ok.

285 HV), wywołane wydzielaniem węglików Mo_2C . W temperaturach powyżej 650°C zachodzi rekrytalizacja osnowy α oraz wydzielanie węglików V_4C_3 i ich koagulacja; zjawiskom tym odpowiada intensywny wzrost udarności oraz spadek twardości.

3. Temperatury krytyczne staliwa L17HMF wynoszą: $\text{Ac}_1 = \text{ok. } 755^\circ\text{C}$ i $\text{Ac}_3 = \text{ok. } 880^\circ\text{C}$. Stąd odpuszczanie staliwa w zakresie $740 \div 760^\circ\text{C}$ stosowane często w praktyce przemysłowej jest nie wskazane, gdyż w niektórych wytopach może prowadzić do przekroczenia temperatury Ac_1 i związanych z tym zmian objętości oraz wzrostu naprężeń w wyniku częściowej przemiany $\alpha \rightleftharpoons \eta$.
4. Jako optymalną temperaturę odpuszczania staliwa L17HMF przy czasie zabiegu $3 \div 5$ godzin należy przyjąć 720°C ; warunki te zapewniają udarność $10 \div 12 \text{ kGm/cm}^2$ przy twardości do 220 HV.
5. Mała udarność ($2 \div 4,5 \text{ kGm/cm}^2$) staliwa chłodzonego z piecem z temperatur $950 \div 1100^\circ\text{C}$ jest wywołana wystąpieniem w strukturze, jako podstawowego składnika, ziarn ferrytu z wydzieleniami węglików V_4C_3 ; wzrost temperatury austenityzowania do 1150°C wpływa na zwiększenie udziału w strukturze iglastego bainitu i na podwyższenie udarności.
6. Wyrzewanie staliwa w zakresie temperatur $\text{Ac}_1 - \text{Ac}_3$ prowadzi do częściowej przemiany $\alpha \rightleftharpoons \eta$ i powstania przy chłodzeniu w powietrzu siatki bainitu dolnego na granicach ziarn, co wpływa na obniżenie udarności do ok. 3 kGm/cm^2 . Ponowny wzrost udarności do ok. $10 \div 14 \text{ kGm/cm}^2$ uzyskuje się po odpuszczaniu w temperaturach ok. 700°C .

L I T E R A T U R A

- [1] GEMMIL M.G.: The Technology and Properties of Ferrous Alloys for High - Temperature Use. George Newnes Limited Tower House, London, 1966, str. 85.
- [2] BUCHI G.J.P. i inni: J. Iron Steel Institute, 6, 1965, str. 291.

- [3] GEMMIL M.G., MURRAY J.D.: Engineering, 180, 1955, str. 824.
- [4] MACIEJNY A.: Przemiany strukturalne stali Cr-Mo-V i ich wpływ na mechanizm pęknięcia. Zesz. Nauk. Pol. Śl. nr 299, Gliwice 1968.
- [5] DOLINSKAJA L.A., WARŠČIŁO T.P. i inni: Tęploenergetika, nr 6, 1962, str. 20.
- [6] ULJANOWA N.W.: Metalłowiedzenie i termińska obrabotka metalłow, nr 2, 1961 r.
- [7] ŁONSKAJA K.A i inni: Metalłowiedzenie i termińska obrabotka metalłow, nr 2, 1964.
- [8] BUCKLEY F.: Iron and Steel, 6, 1966, str. 291.
- [9] WOODHEAD J.N., QUARRELL A.G.: J. Iron Steel Institute, 6, 1965, str. 605.
- [10] ULJANOWA N.W.: TIEPŁOW W.S.: Metalłowiedzenie i termińska obrabotka metalłow, 3, 1966, str. 39.
- [11] IRVINE K.J., PICKERING F.B.: J. Iron Steel Institute, 2, 1960, str. 137.
- [12] KRAINER H.: Archiv. Eisenhütt. 21, 1950, str. 39.
- [13] STAUB F., MACIEJNY A., NOWAKOWSKI J.: Badanie przyczyn występowania pęknięć połączeń spawanych staliwa L17HMF, praca badawcza - Biblioteka Katedry Metaloznawstwa, Gliwice 1968 r.
- [14] SMITH E.: Acta Metalurgica, vol. 14, nr 5, 1966, str. 583.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СТАЛЬНЫХ ОТЛИВОК L17HMF
(L17XMF) ПОСЛЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ.

Р е з ю м е

Исследовано влияние температуры аустенизации, скорости охлаждения и условий отпуска на структуру, ударную вязкость и твердость стальных отливок L17HMF. Применяя метод наблюдений реплик и тонких фольг в электронном микроскопе определено особенности морфологии карбидных выделений и субструктуры α - фазы после различных вариантов термической обработки. Результаты проведенных исследований имеют промышленный характер.

STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF L17HMF - CAST STEEL
AFTER HEAT TREATMENT

S u m m a r y

An investigation of the influence of austenitizing temperature, cooling rate and tempering conditions on the structure as well as the impact properties and hardness of L17HMF - cast steel had been carried out. The electron microscopy examination by use of thin foils and extraction replicas were applied to determinate the substructure of α - solid solution and morphology of carbide precipitations. From this work it has been possible to relate the technological indications for the manufacturing processes.