

Adolf Maciejny
Andrzej Weroński

Instytut Inżynierii Materiałowej

PRZEMIANY STRUKTURALNE STALI Si-Mn-Mo
NA ELEMENTY HARTOWANE NATRYSKOWO

Streszczenie. Zbadano wpływ temperatury austenitowania i szybkości chłodzenia na strukturę i twardość stali Si-Mn-Mo po hartowaniu. Określono temperatury przemian fazowych i cechy morfologiczne struktur występujących w procesach hartowania i odpuszczania. Wskazano na zróżnicowanie postaci i rozmieszczenia węglików w zależności od warunków obróbki cieplnej. Podano optymalne zakresy zabiegów cieplnych badanej stali.

1. Wprowadzenie

Współczesne kierunki projektowania i budowy dużych obiektów takich jak mosty, pojazdy, urządzenia dźwigowe, zbiorniki i siatki wymagają z reguły materiału w postaci blach i elementów profilowych. Ze względów konstrukcyjnych i ekonomicznych wymaga się od stosowanych materiałów wysokiej wytrzymałości na rozciąganie, dobrej spawalności oraz równomiernej struktury i twardości. Podane własności można osiągnąć na drodze dodawania do stali pierwiastków stopowych lub przez stosowanie obróbki cieplnej.

Do niedawna elementy płytowe hartowano stosując oziębienie swobodne lub pod obciążeniem w cieczy. Powstające podczas procesu oziębienia naprężenia cieplne i strukturalne powodowały znaczne odkształcenia, które jak wykazała praktyka były często niemożliwe do usunięcia. Celem zlikwidowania odkształceń wprowadzono hartowanie w przyrządach i razem z przedmiotem zanurzanych w cieczy. Podany sposób ogranicza wprawdzie odkształcenia, lecz powoduje równocześnie lokalne podchłodzenie przedmiotów w czasie mocowania, co jest przyczyną nierównomiernej twardości na przekroju. Dla uzyskania równomiernej twardości i jednorodnej struktury oraz uniknięcia odkształceń zastosowano do elementów płytowych hartowanie natryskowe. Wymaga się, aby w warunkach hartowania natryskowego stal 27SG z dodatkiem 0,2% Mo osiągała twardość minimalną co najmniej 40HRC z równoczesnym zachowaniem jednorodnej drobnoziarnistej struktury złożonej z martenzytu względnie bainitu bez wydzielenia ferrytu.

2. Stan zagadnienia w świecie

Proces hartowania natryskowego elementów płytowych jest znany i rozpowszechniony w krajach uprzemysłowionych, jednak jak dotąd brak jest szczegółowych danych o kryteriach doboru warunków hartowania w zależności od gatunku stali, grubości płyt i własności po obróbce cieplnej. Publikacje techniczne dotyczące urządzeń amerykańskich, i radzieckich sprowadzają się tylko do określenia wydajności ewentualnie ilości używanej wody i opisu zasady ich działania [1, 2].

Przy żądaniu dużej wydajności urządzenia projektuje się całą linię, często automatycznie sterowaną z samoczynnym podawaniem płyt systemem samotokowym [2, 3]. Technologia hartowania natryskowego w podanym urządzeniu polega na nagraniu przedmiotu płaskiego do temperatury powyżej austenityzacji w piecu rolkowym, wygrzaniu, podaniu zespołem rolek na stanowisko prasy oraz spowodowaniu zaciśnięcia i włączenia natrysku wody. Po hartowaniu przedmiot podawany jest zespołem rolek celem przeprowadzenia procesu odpuszczania. Za przykładem Stanów Zjednoczonych również Japonia uruchomiła kilka podobnych linii. W ostatnich latach zainstalowano linie hartownicze w Anglii (Consett), NRF (Oberhausen), Francji, Związku Radzieckim i Czechosłowacji. Tendencja do wprowadzania hartowniczych urządzeń na tryskowych rozszerza się coraz bardziej, zwłaszcza w krajach uprzemysłowionych [4].

3. Badania własne

C e l i i z a k r e s b a d a ń: Podstawowym celem pracy było określenie przemian i morfologii struktur stali Si-Mn-Mo w procesach hartowania przy różnych szybkościach oziębiania i odpuszczania oraz związanych z nimi zmian twardości jako teoretycznej podstawy doboru parametrów obróbki cieplnej. W szczególności chodziło o określenie wpływu warunków odpuszczania na zmiany w strukturze martenzytu i bainitu oraz podanie zakresów temperatur i czasów, w których występują charakterystyczne stadia odpuszczania. Ze względu na specyfikę zagadnienia hartowania stali przeznaczonej na elementy płytowe hartowane natryskowo, wyniki badań hartowności stanowią wąską treść odrębnej publikacji.

M a t e r i a ł d o b a d a ń i o b r ó b k a c i e p l n a: Badania przeprowadzono na dwóch wytopach stali różniących się nieznacznie składem chemicznym oznaczonych A i B. Skład chemiczny wytopów podano w tabeli 1.

Całość zaplanowanych badań przeprowadzono na próbkach z wytopu A, natomiast z wytopu B wykonano badania uzupełniające celem stwierdzenia powtarzalności wyników.

Tablica 1

Skład chemiczny badanego materiału

Wytop	% C	% Mn	% Si	% P	% S	% Cr	% Ni	% Mo
A	0,30	1,40	1,39	0,025	0,016	0,15	0,35	0,20
B	0,28	1,33	1,29	0,024	0,015	0,16	0,27	0,20

Badania przemian austenitu przy chłodzeniu ciągłym prowadzono na dylatometrze bezwzględny w układzie Constanta konstrukcji Instytutu Metalurgii Żelaza, stosując próbki w kształcie rurek o średnicach: 4 i 2 mm i długości 30 mm austenitizowane z 920°C/15 min.

Oznaczenie temperatur przemian alotropowych oraz badanie przemian przy odpuszczaniu przeprowadzono przy użyciu dylatometru różnicowego Chevenarda z rejestracją fotograficzną i przy zastosowaniu termomagnetometru Chevenarda o natężeniu pola magnetycznego ok. 50 Oe. Badania termomagnetyczne wykonano celem uzupełnienia wyników badań dylatometrycznych przez wykazanie dotąd nie ujawnionych zmian strukturalnych.

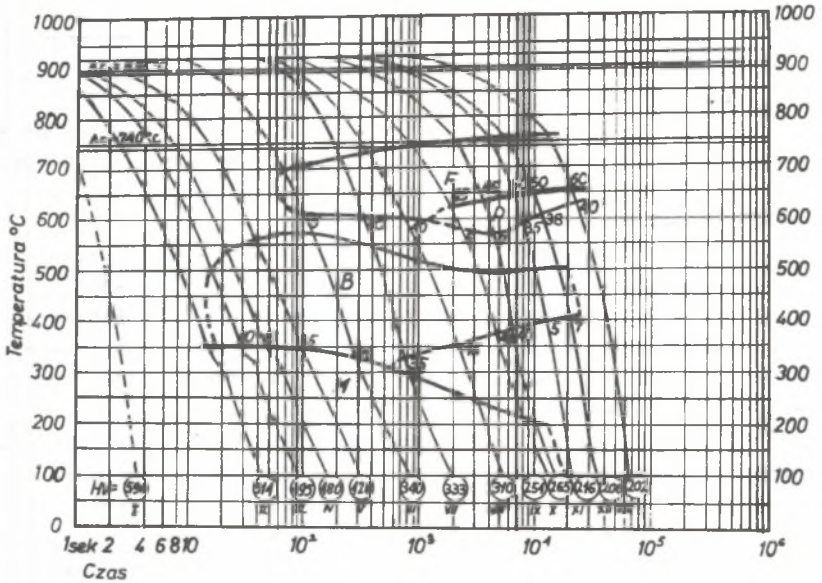
Pomiary twardości i badania strukturalne prowadzono na próbkach hartowanych zanurzeniowo i odpuszczanych oraz na próbkach hartowanych metodą natryskową. Próbki o wymiarach 20x15x35 mm przewidziane do prób twardości a następnie do badań metalograficznych hartowano z temperatur: 900, 950 i 1000°C/45 min., oziębiając przez zanurzenie w wodzie i oleju oraz w strumieniu sprężonego powietrza. Próbki austenitizowane w temperaturze 950°C po oziębianiu w wodzie i oleju odpuszczano w temperaturach od 100 do 700°C w czasach: 1, 5 i 10 godzin.

Struktury próbek po hartowaniu zanurzeniowym i po odpuszczaniu badano na mikroskopie świetlnym i elektronowym. Prowadzone obserwacje na mikroskopie świetlnym pozwoliły na określenie wpływu temperatury austenitizacji na wielkość ziarna oraz ocenę przybliżonego udziału w strukturze określonych składników w zależności od szybkości chłodzenia. Badania na mikroskopie świetlnym stanowiły wprowadzenie do szczegółowych badań struktury przy użyciu mikroskopu elektronowego. Badania przeprowadzono na mikroskopie elektronowym JEM-6A firmy JEOL - Japonia, techniką cienkich folii, przy napięciu anodowym 100 kV stosując powiększenie od 30000 do 75000 x. Cienkie folie wykonano z płytek o wymiarach 15x30x0,5 mm. Płytki te szlifowano na mokro na papierach ściernych, a następnie pocieniano chemicznie do grubości ok. 100 μm.

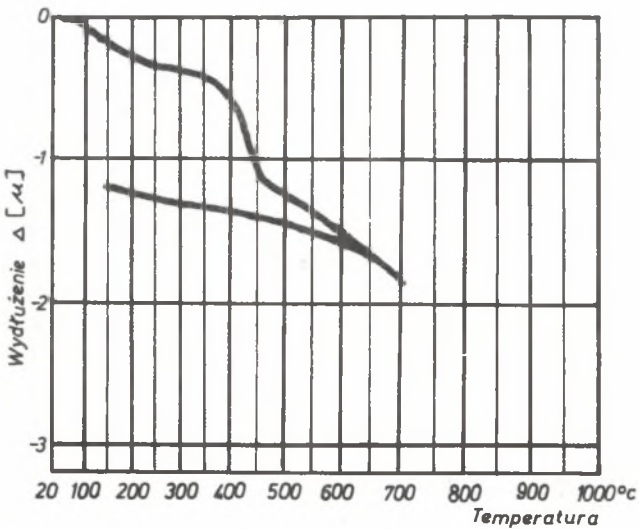
4. Omówienie wyników badań

Badania przemian fazowych metodą dylatometryczną: Temperatury przemian alotropowych badanej stali określone metodą dylatometryczną wynosiły: $A_{c1} = 740^{\circ}\text{C}$, $A_{c3} = 880^{\circ}\text{C}$

a $M_s = 350^\circ\text{C}$. Na wykresie CTPo na uwagę zasługuje stosunkowo rozległy obszar przemiany bainityzacyjnej przesunięty w kierunku osi temperatur względem przemiany ferrytyzacyjno-perlityzacyjnej, co przedstawiono na rys. 1.



Rys. 1. Wykres CTPo badanej stali Si-Mn-Mo



Rys. 2. Wykres dylatometryczny odpuszczania stali hartowanej z $1000^\circ\text{C}/10$ min. w wodzie

Przemiana ferrytyczno-perlityczna pojawia się przy szybkościach ochłodzenia mniejszych od ok. $4^{\circ}\text{C}/\text{min.}$ a przy szybkości ok. $1,5-4^{\circ}\text{C}/\text{min.}$ po niej następuje przemiana bainityczna. Natomiast zmiany fazowe przy odpuszczaniu próbek hartowanych z 1000°C w wodzie, przedstawiono na rys. 2.

Przebieg krzywych dylatometrycznych odpuszczania wykazuje, że proces ten rozpoczyna się już w temperaturze ok. 80°C . Ze wzrostem temperatury odpuszczania następuje spadek objętości i maksimum procesu rozpadu obserwuje się w zakresie od ok. 350 do ok. 460°C . Powyżej temperatury 460°C zmiany objętości wywołane wzrostem temperatury odpuszczania stopniowo maleją. Badania dylatometryczne nie wykazały wpływu temperatury austenityzowania na przebieg odpuszczania.

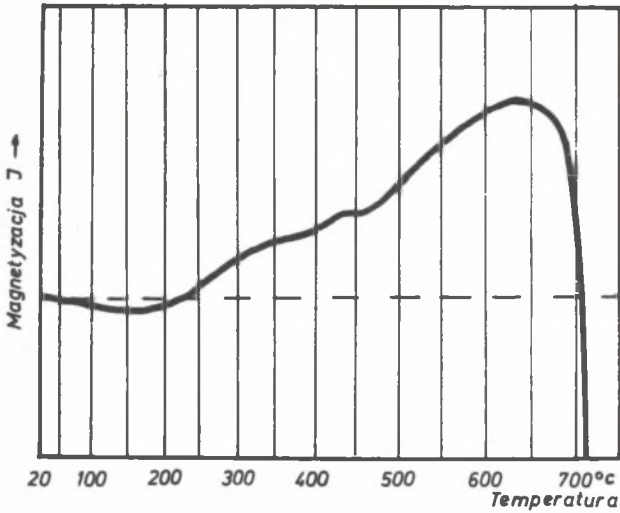
B a d a n i a t e r m o m a g n e t y c z n e: Wpływ temperatury austenityzowania i szybkości ochłodzenia na przebieg zmian magnetyzacji w procesie odpuszczania przedstawiono na rys. 3 i 4. Krzywe zmian magnetyzacji wskazują, że procesy odpuszczania wpływające na własności magnetyczne rozpoczynają się w temperaturze ok. 200°C i przebiegają intensywnie do ok. 460°C . Wyraźny wzrost magnetyzacji powyżej 460°C tłumaczy się procesami koagulacji węglików oraz rekrystalizacji fazy α .

B a d a n i a t w a r d o ś c i: Po zahartowaniu w wodzie z temperatury 900 i 950°C twardość wynosiła ok. 500 HV. Wyniki prób twardości uzyskane po austenityzowaniu z temperatur 900 , 950 i $1000^{\circ}\text{C}/45$ min. i hartowaniu w wodzie, oleju i strumieniu sprężonego powietrza podano w tablicy 2.

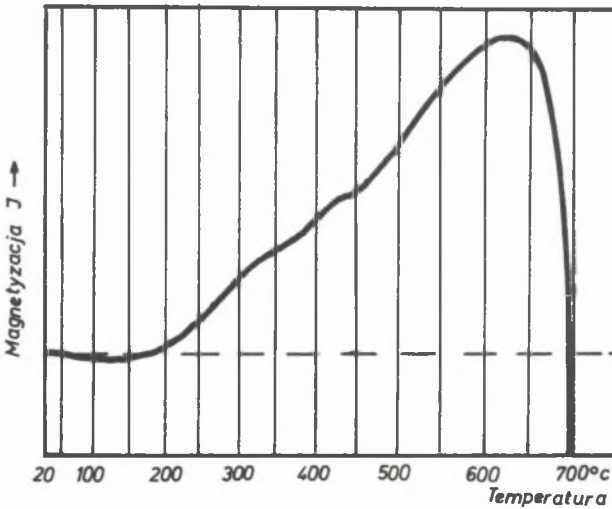
Proces odpuszczania wpływa na stopniowe obniżanie się twardości w miarę wzrostu temperatury odpuszczania jak pokazano na rys. 5 i 6. Odpuszczanie w temperaturach do 300°C po hartowaniu w wodzie z $950^{\circ}\text{C}/45$ min. wpływa na stopniowy spadek twardości do ok. $380-410$ HV zależnie od czasu zabiegu. W zakresie od 300 do 700°C występuje obniżenie twardości, jak pokazano na rys. 5. Najniższe wielkości od 160 do 210 HV występują po zabiegu w 700°C w czasach 1 do 10 godzin. Twardość próbek austenityzowanych w temperaturze $950^{\circ}\text{C}/45$ min., chłodzonych w wodzie, oleju i strumieniu sprężonego powietrza wynosiła odpowiednio ok. 500 , 440 i 400 HV. Hollomon i Jaffe [5, 6] stwierdzili empirycznie, że dla szerokiego zakresu temperatur i czasów odpuszczania, twardość stali odpuszczonej - H można wyrazić jako funkcję parametru $H = f(M)$. Otrzymane wyniki posłużyły do opracowania wykresów twardości (rys. 7 i 8) przy pomocy funkcji parametru:

$$M = T \cdot \log \frac{t}{t_0} = T (C + \log t) \quad \text{lub}$$

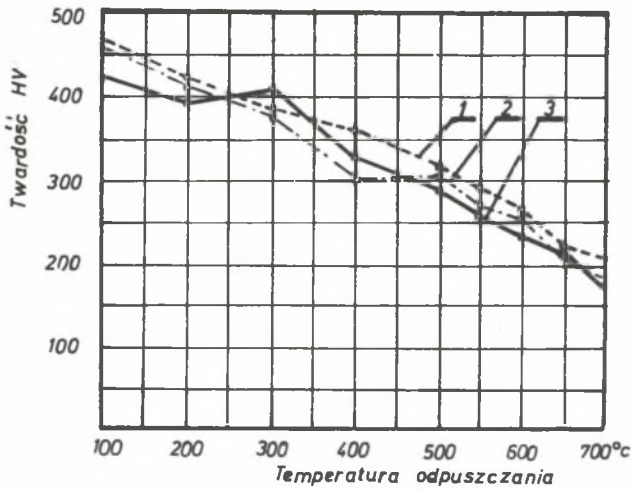
$$T_1 (C + \log t_1) = T_2 (C + \log t_2)$$



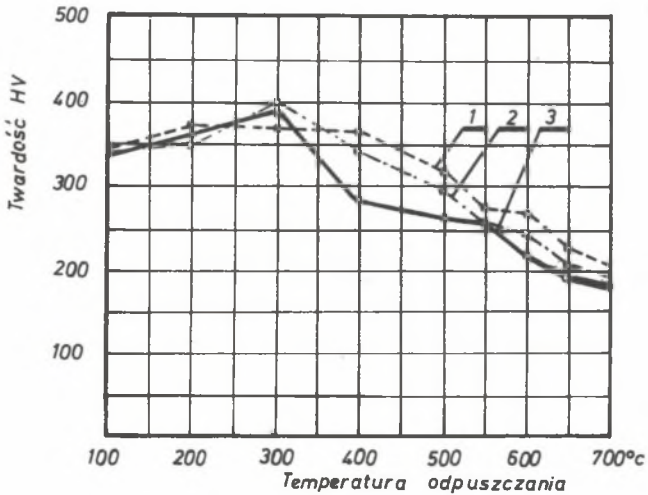
Rys. 3. Wykres zmian magnetyzacji przy odpuszczaniu stali hartowanej z 900°C/10 min. w wodzie



Rys. 4. Wykres zmian magnetyzacji przy odpuszczaniu stali hartowanej z 1000°C/10 min. w oleju



Rys. 5. Krzywe twardości w funkcji temperatury odpuszczania próbek hartowanych z 950°C w wodzie. 1 - czas odpuszczania 1 godz., 2 - 5 godz., 3 - 10 godz.



Rys. 6. Krzywe twardości w funkcji temperatury odpuszczania próbek hartowanych z 950°C w oleju. 1 - czas odpuszczania 1 godz., 2 - 5 godz., 3 - 10 godz.

Tablica 2

Wpływ temperatury austenitowania na twardość po hartowaniu

Nr próbki	Temp. austenit. °C	Ośrodek chłodzący	Twardość HV (Średnia)
1	900	woda (+20°C)	502
2	900	olej	461
3	900	spr. powietrze	387
4.1	950	woda (+20°C)	495
4.2	950	olej	443
4.3	950	spr. powietrze	402
5.1	1000	woda (+20°C)	442
5.2	1000	olej	387
5.3	1000	spr. powietrze	352

gdzie:

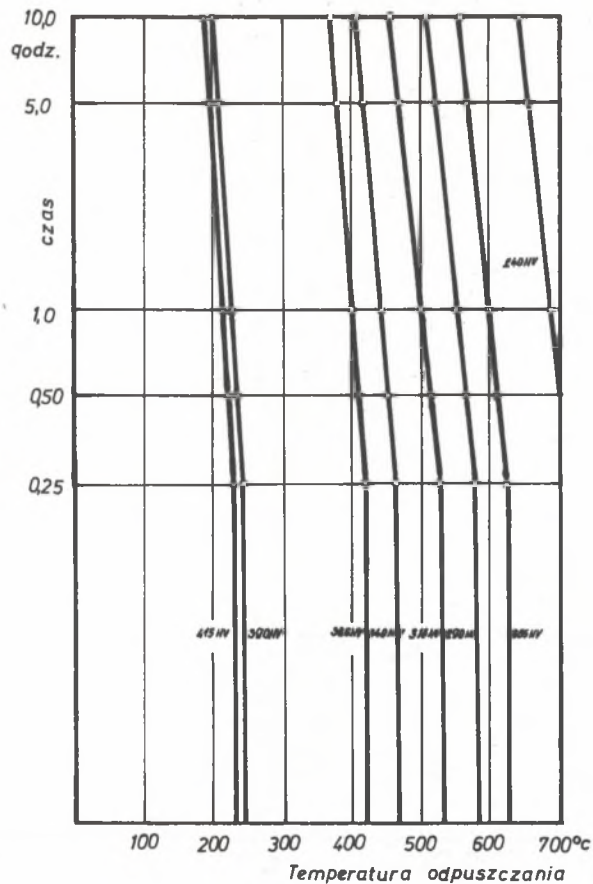
- T - temperatura bezwzględna,
t - czas odpuszczania,
 t_0 , C - wielkości stałe.

Przy pomocy uzyskanych wykresów można ustalić w podany sposób parametry procesu odpuszczania w zależności od wymaganej twardości, co okazało się wysoce praktyczne dla ocelów przemysłowych.

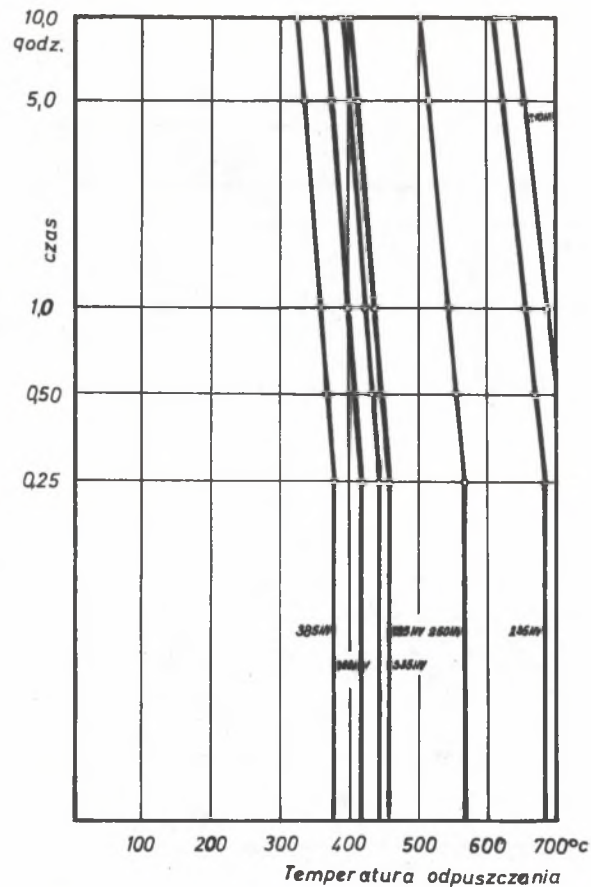
Badania metalograficzne na mikroskopie świetlnym: Badana stal normalizowana w 900°C/1 godz. wykazała drobnoziarnistą strukturę ferrytyczno-perlityczną. Postać struktury po normalizowaniu z 900°C zbliżona jest do występującej po chłodzeniu z temperatury przeróbki plastycznej, co wskazuje, że temperatura normalizowania była za niska. Prawidłowo znormalizowaną strukturę uzyskano po austenitowaniu z 950° i 1000°C, jakkolwiek ta ostatnia temperatura wpływała na rozrost ziarn - rys. 9.

Strukturę otrzymaną po hartowaniu z 950°C w wodzie przedstawiono na rys. 10. Składa się ona z martenzytu iglastego o zaznaczającej się gruboiglastości ze wzrostem temperatury austenitowania. Po hartowaniu z 950°C w oleju otrzymano strukturę bainityczną, w której zaznaczają się granice ziarn byłego austenitu.

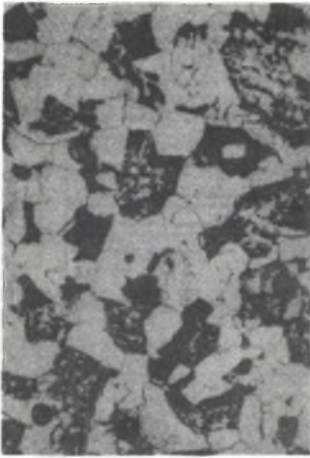
Pierwsze wyraźne zmiany struktury stali hartowanej z 950°C w wodzie pod wpływem odpuszczania w czasie 10 godz. ujawniono na mikroskopie świe-



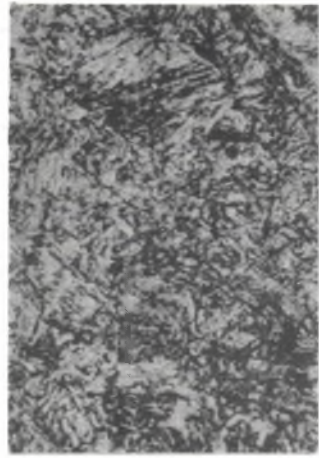
Rys. 7. Linie stałych twardości w funkcji temperatury i czasu odpuszczania próbek hartowanych z 950°C w wodzie



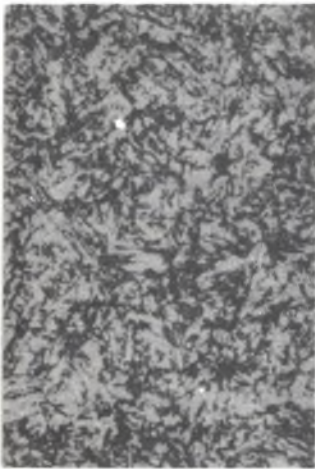
Rys. 8. Linie stałych twardości w funkcji temperatury i czasu odpuszczania próbek hartowanych z 950°C w oleju



Rys. 9. Struktura po normalizowaniu z $1000^{\circ}\text{C}/60$ min. Struktura ferrytyczno-perlityczna. Pow. 500x



Rys. 10. Struktura po hartowaniu z $950^{\circ}\text{C}/45$ min., woda. Martenzyt iglasty drobnoziarnisty. Pow. 500x



Rys. 11. Struktura po hartowaniu w $400^{\circ}\text{C}/10$ godz., powietrze. Troostyt. Pow. 500x

tlnym po zabiegu w 300°C . Polegały one na wystąpieniu subtelnej siatki wydzieleni po granicach bloków fazy α . Po odpuszczaniu w 400 i 450°C stwierdzono strukturę o charakterze troostycznym odznaczającą się występującymi naprzemianlegle jasno i ciemno trawiącymi się obszarami osnowy - rys. 11. W zakresie temperatur odpuszczania $500-650^{\circ}\text{C}$ struktura posiadała typową budowę sorbitu. Zabieg odpuszczania w 700°C wpłynął na wystąpienie struktury złożonej z osnowy zachowującej iglasty układ pomartenzytyczny z wydzieleniami dyspersyjnych węglików skupiających się na granicach podziarn i bloków ferrytu.

Badania metalograficzne na mikroskopie elektronowym: Badania cienkich folii w mikroskopie elektronowym miały na celu określenie morfologii faz i składników strukturalnych stali hartowanej w wodzie i oleju z temperatur: 900 , 950 i 1000°C oraz odpuszczo-

nej w niskim i średnim zakresie temperatur. Szczególną uwagę zwrócono na zróżnicowanie substruktury osnowy po poszczególnych zabiegach cieplnych oraz zmiany postaci i rozmieszczenia węglików. Dla wybranych przypadków

przeprowadzono również identyfikację wydzielen węglików oraz określenie ich orientacji krystalograficznej z osnową.

Po hartowaniu w wodzie z 900°C ujawniono na foliach strukturę martenzytu złożonego z monokrystalicznych igieł o dużej gęstości dyslokacji; miejscami wystąpiły duże, skoagulowane wydzielenia nierozpuszczonych węglików - rys. 12.



Rys. 12. Struktura po hartowaniu z $900^{\circ}\text{C}/45$ min., woda. Martenzyt złożony z monokrystalicznych igieł o dużej gęstości dyslokacji w środku obrazu nierozpuszczony węgiel. Mikroskop elektronowy. Cienka folia, 40000x

Przy bardzo dużych powiększeniach w niektórych igłach przy zachowaniu odpowiedniej ich orientacji do wiązki elektronów stwierdzono wyraźne ślady samoodpuszczenia martenzytu w postaci wydzielen węglików, które zidentyfikowano jako M_3C - rys. 13a, b, c.

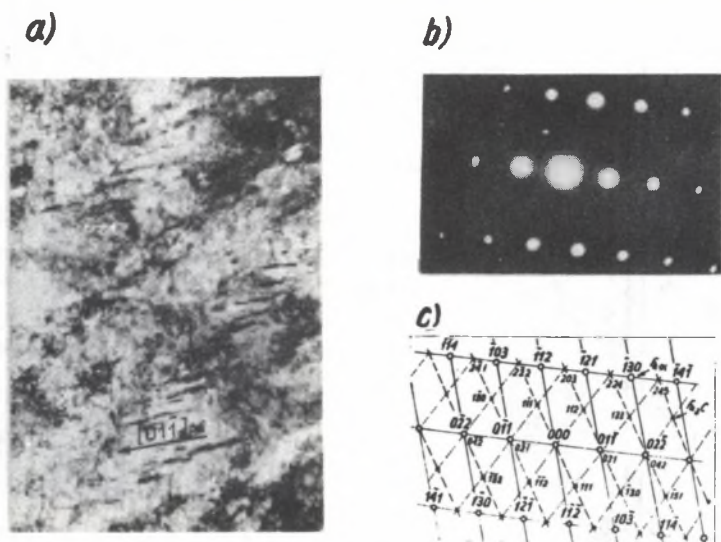
Struktura po hartowaniu z 950°C nie różniła się istotnie od ujawnionej przy temperaturze 900°C . Wzrost temperatury austenityzowania do 1000°C i towarzyszący mu wzrost ziarn wpłynął na pojawienie się struktury gruboiglastego martenzytu zawierającego duże bliźniaki o szerokości od 50 do 100 nm - rys. 14. Miejscami ujawniono pojedyncze wydzielenia węglików jako efekt samoodpuszczenia martenzytu; wzrastają one od granicy igieł i bliźniaków w ich obręb.

Po niskim odpuszczeniu w temperaturach do 250°C ujawniono strukturę, której charakterystyczne szczegóły przedstawia rys. 15a, b.

Bydania dyfrakcyjne wydzielen widocznych w igłach martenzytu pozwoliły zidentyfikować je jako węgiel M_3C - rys. 15c, d. W omawianym zakresie temperatur odpuszczania nie ujawniono na ogół wydzielen na granicach bliźniaków. Pojawiły się one dopiero po odpuszczeniu w 300°C , kiedy proces wydzielenia zyskał znacznie na intensywności. Wzrost temperatury odpuszczania do 350 i 400°C zaznaczył się w strukturze intensywnym wydzieleniem węglików M_3C w postaci igieł i płytek w całej osnowie oraz na granicach byłych igieł i bliźniaków martenzytu - rys. 16.

W obszarach tych pojawiły się duże pasmowe wydzielenia węglików M_3C . Procesowi wydzielenia węglików w temperaturach 350 i 400°C towarzyszyło wyraźne zmniejszenie się gęstości dyslokacji osnowy α . Zaobserwowane w tym zakresie temperatur odpuszczania zmiany strukturalne stanowią zapoczątkowanie powstania sorbitu.

Po hartowaniu w oleju z temperatur 900 i 950°C ujawniono w strukturze fazę α złożoną z ziarn i bloków poligonalnych o dużej gęstości dyslokacji - rys. 17.



Rys. 13a. Struktura po hartowaniu j.w. Martenzyt samoodpuszczony. Cienka folia, 40000x

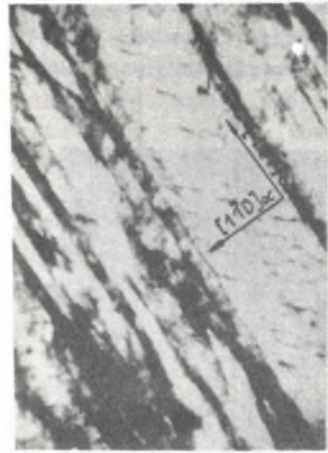
b, c. Obraz dyfrakcyjny szeregów struktury przedstawionego na rys. 13a oraz jego identyfikacja $[311]_{\alpha} \parallel [112]_{M_3C}$



Rys. 14. Struktura po hartowaniu z 1000°C/45 min., woda Martenzyt o dużej gęstości dyslokacji częściowo zbliźniakowany: cienka folia, 40000x



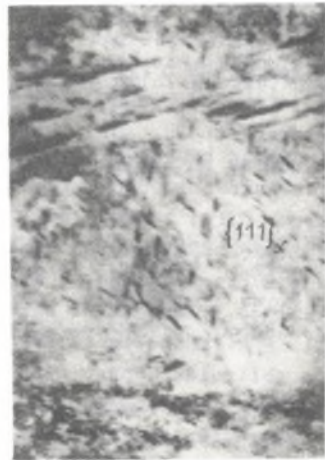
Rys. 15a. Struktura po hartowaniu z 950°C/45 min., woda, i odpuszczeniu 250°C/10 godz., powietrze. Martenzyt odpuszczony. Płytki węgla M₃C rosnące od granic ziarn; cienka folia, 75000x



Rys. 15b. Struktura po obróbce cieplnej jak na rys. 15a. Martenzyt odpuszczony zbliźniakowany z wydzieleniami węglików M₃C w obrębie bliźniaków; cienka folia, 40000x



Rys. 15c,d. Obraz dyfrakcyjny szeregów struktury przedstawionego na rys. 15b oraz jego identyfikacja.
 $[112]_{\alpha} \parallel [001]_{Me_3C}$



Rys. 16. Struktura po hartowaniu z 950°C/45 min., woda i odpuszczeniu 350°C/10 godz., powietrze. W osnowie odpuszczonego martenzytu pasmowe wydzielenia węgla M₃C na granicach byłych bliźniaków oraz drobne wydzielenia iglaste w obrębie ziarn; cienka folia, 40000x

Miejsoami w niektórych ziarnach fazy α wystąpiły liczne drobne węgliki, których nie udało się zidentyfikować metodą dyfrakcji elektronowej. W stali hartowanej w oleju z 1000°C , struktura obserwowana przy bardzo dużych powiększeniach wykazała wyraźny charakter bainityczny. W osnowie fazy α o dużej gęstości dyslokacji zachowującej również budowę poligonalną wystąpiły wydzielania węglików niejednorodnego kształtu i wielkości.



Rys. 17. Struktura po hartowaniu z $950^{\circ}\text{C}/45$ min., olej. Bainit o dużej gęstości dyslokacji zawierający drobne wydzielania węglików; cienka folia 40000x

Pod wpływem odpuszczania w temperaturze $250\text{--}350^{\circ}\text{C}$ stali hartowanej w oleju na granicach ziarn i bloków wystąpiła miejscami ciągła siatka węglików, ujawniająca częściowo iglastą budowę fazy α . Odpuszczanie w temperaturze 400 i 450°C wpłynęło na częściową koagulację wydzielen pasmowych na granicach ziarn i bloków. W niektórych obszarach osnowy wystąpiły liczne drobne równomiernie rozmieszczone węgliki, które zidentyfikowano jako M_3C . Wydzielaniu temu towarzyszyło znaczne zmniejszenie gęstości dyslokacji w osnowie α , tworzących miejscami zarys subtelnej siatki.

Na podstawie wyników przeprowadzonych badań można określić przemiany strukturalne podczas hartowania i odpuszczania badanej stali, co stwarza przesłanki do wnioskowania o doboru warunków obróbki cieplnej. Jak wynika z wykresu CTPo, badana stal chłodzona z zakresu austenitycznego z szybkościami większymi od $980^{\circ}\text{C}/\text{min}$. przechodzi w temperaturze $M_s = 350^{\circ}\text{C}$ przemianę martenzytyczną, w wyniku której powstaje martenzyt o wyraźnie zaznaczonej iglastości i bardzo dużej gęstości dyslokacji. Badania cienkich folii w mikroskopie elektronowym ujawniły miejscami występowanie martenzytu zbliźniakowanego uwydatniającego się szczególnie po niskim odpuszczaniu. Jest to godne podkreślenia, gdyż do niedawna panował pogląd, że martenzyt zbliźniakowany występuje głównie w stalach wysokowęglowych [7]. W pracy uzyskano dane wskazujące na zwiększenie udziału martenzytu zbliźniakowanego ze wzrostem temperatury austenitzowania, z czego można sądzić, że ujednorodnienie austenitu i jego większe nasylenie węglem oraz pierwiastkami stopowymi sprzyja tworzeniu się tego typu struktury.

Charakterystyczną cechą martenzytu badanej stali są wyraźne ślady samoodpuszczania w postaci bardzo drobnych wydzielen węglików ujawnionych przy pewnych uprzywilejowanych orientacjach folii np. $\{211\}_{\alpha}$ i $\{311\}_{\alpha}$ i względem wiązki elektronów mikroskopu.

Badania dyfrakcyjne wykazały, że wydzielenia powstające w procesie samoodpuszczania martenzytu posiadają strukturę węgliku M_3C . Wskazywałoby to, że samoodpuszczanie martenzytu zachodziło przy ochłodzeniu w zakresie temperatur od punktu M_s do ok. $200^\circ C$, gdyż w temperaturach niższych należałoby raczej oczekiwać wydzielenia się węglików ϵ [8]. Wzrost temperatury austenitowania od 900 do $1000^\circ C$ przy hartowaniu w wodzie powoduje obniżenie twardości od ok. 500 Hv do 440 HV, co można tłumaczyć nasileniem się procesu samoodpuszczania oraz wzrostem austenitu szczałkowego. W warunkach intensywnego chłodzenia próbki dylatometrycznej o małym przekroju, otrzymuje się martenzyt o twardości 560 – 590 HV. Tłumaczy się to znacznym skróceniem czasu przebywania stali w zakresie temperatur, w których zachodzi proces samoodpuszczania.

5. Wnioski

Z przeprowadzonych badań wynikają następujące wnioski:

1. Stal Si-Mn-Mo przewidziana do produkcji płyt hartowanych natryskowo oziębiania przy szybkościach większych od ok. $980^\circ C/min$. posiada strukturę martenzytu iglastego o znacznej gęstości dyslokacji oraz częściowo zbliźniakowanego o twardości od ok. 500 do 560 HV, w zależności od intensywności ochłodzenia. W wyniku stosunkowo wysokiej temperatury $M_s = 350^\circ C$ ujawniono częściowe samoodpuszczanie martenzytu i związane z nim wydzielenie węglików zidentyfikowanych jako M_3C .

2. Przy szybkościach chłodzenia od ok. 980 do ok. $100^\circ C/min$ w temperaturach poniżej $575^\circ C$ powstają struktury bainityczno-martenzytyczne o twardości od ok. 500 do 400 HV. Bainit badanej stali składa się z poligonalnych bloków fazy α o dużej gęstości dyslokacji oraz drobnych na ogół równomiernie rozmieszczonych węglików.

3. Podczas niskiego odpuszczania martenzytu wyraźne zmiany strukturalne obserwowane na cienkich foliach w mikroskopie elektronowym stwierdza się dla zakresu 200 – $250^\circ C$. Zmiany te polegają na wydzieleniu w obrębie igieł fazy α płytkowych węglików M_3C z czym wiąże się spadek twardości do ok. 400 HV.

4. Maksimum intensywności procesu odpuszczania stwierdzono w zakresie temperatur 350 do $460^\circ C$. Odpowiada temu w strukturze znaczny wzrost ilości węglików rozmieszczonych zarówno w osnowie jak i na granicach igieł i bliźniaków martenzytu, co powoduje obniżenie twardości do ok. 340 HV. W strukturze bainitycznej w tym zakresie temperatur zaznacza się również wzrost ilości węglików, grupowanie ich po granicach ziarn i bloków oraz częściowa ich koagulacja, co wpływa na obniżenie twardości do ok. 280 HV.

5. Porównanie cech morfologicznych struktur otrzymanych przy różnych szybkościach ochłodzenia z temperatur austenitizowania od 900 do 1000°C wykazało, że hartowanie zanurzeniowe z temperatury 950°C zapewnia uzyskanie maksymalnej twardości ok. 500 HV dla martenzytu (ochłodzenie w wodzie) i ok. 450 HV po hartowaniu w oleju, tj. dla struktur bainityczno-martenzytowych; temperaturę hartowania 950°C można przyjąć za optymalną.

6. W wyniku niskiego odpuszczania (100-300°C) twardość martenzytu ulega niewielkiemu obniżeniu, a struktur bainityczno-martenzytowych nieznacznie wzrasta; po odpuszczaniu w zakresie 250 do 300°C twardość tych struktur wynosi ok. 400 HV, co wskazuje na celowość stosowania tego zabiegu dla ujednorodnienia twardości elementów hartowanych.

LITERATURA

- [1] Swain J.A.: Pressure Quench at Consett Plate Mill. Iron and Steel, 1961, 8.
- [2] Drever H.: Continuous Treatment of Lighter Grades. Iron and Steel, 1951, 5.
- [3] Rospasijenko W.I., Kulikow W.P.: Termiczieskoje otdielenije tolstolistowego stana 2800. Stal 1962, 10.
- [4] Fiedorow W.I., Kobasko N.T.: Issledowanije tiepłowych prociessow pri zakałkie stali. Miet. i Term. Obr. Miet 1970, 1.
- [5] Crafts W., Lamont J.: Hartowność i dobór stali. PWT, W-wa 1958.
- [6] Malkiewicz T.: Metaloznawstwo stopów żelaza. PWN, Warszawa-Kraków, 1971.
- [7] Nutting J.: Metaloznawstwo stali stopowych. Hutnik 1969 nr 12.
- [8] Maciejny A.: Przemiany strukturalne stali Cr-Mn-Mo i ich wpływ na mechanizm pękania. Zeszyty naukowe Politechniki Śląskiej nr 229, Gliwice 1968 r.

СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАЛЯХ Si-Mn-Mo НА ДЕТАЛИ ЗАКАЛЕННЫЕ СТРУЕЙ

Р е з ю м е

Исследовано влияние температуры аустенитизации и скорости охлаждения на структуру и твердость стали Si-Mn-Mo после закалки. Определено температуры выступающие в процессах закалки и отпуска. Показано, что морфология карбидов зависит от условий термообработки. Проведено оптимальные параметры термической обработки.

THE MICROSTRUCTURAL CHANGES OF SiMnMo-STEEL
FOR SHOWER-BATH HARDENED STEEL PLATES

S u m m a r y

The influence of austenitizing temperature and cooling rate on the microstructure and hardness of SiMnMo-steel after shower-bath hardening has been investigated. The phase transformations and morphological features of the microstructures occurring in hardening and tempering processes has been revealed. The changes of form and distribution of the carbide precipitations after different heat treatments are determined. The optimal parameters of heat treatment of the investigated steel has been established.