ZESZYTY NAUKOWE POLITECHNIKI ŚLĄSKIEJ 1973

Seria: MECHANIKA z. 51 Nr kol. 388

Jan Adamczyk, Franciszek Kozłowski,
Marian Przybył

Instytut Metaloznawstwa i Spawalnictwa

WPŁYW UTWARDZANIA WYDZIELENIOWEGO NA WŁASNOŚCI MECHANICZNE MARTENZYTYCZNEJ STALI Cr-Ni-Mo-Cu-Nb ODPORNEJ NA KOROZJĘ

Streszczenie. Przeprowadzono badania wpływu starzenia na strukturę i własności mechaniczne martenzytycznej stali odpornej na korozję zawierającej: 0,07% C; 12,91% Cr; 5,22% Ni; 1,82% Mo; 1,56% Cu i 0,77% Nb. Stwierdzono, że umocnienie martenzytu podczas starzenia związane jest z wydzielaniem wtórnych faz międzymetalicznych Fe_2Mo i Nb(C,N). Najwyższe własności wytrzymałościowe osiąga stal po hartowaniu z 1050°C w spokojnym powietrzu i starzeniu w zakresie temperatur 450 do 500°C przez 4 do 6 godzin.

Wstęp

Intensywny rozwój przemysłu stwarza zapotrzebowanie na materiały konstrukcyjne cechujące się jednocześnie dużą odpornością na korozję i wysokimi własnościami wytrzymałościowymi zarówno w temperaturach podwyższonych, jak i obniżonych. Wymagania te spełniają w przeważającej liczbie przypadków stale i stopy na osnowie żelaza oraz niklu, utwardzane wydzieleniowo. Coraz większe zainteresowanie budzą stale odporne na korozję o strukturze martenzytu, utwardzanego przez wtórne fazy międzymetaliczne. Ogólnie stale te dzielą się na dwie grupy.

Grupa pierwsza obejmuje stale martenzytyczne niskowęglowe o podwyższonej zawartości niklu [1÷11]. Przynależą do nich stale typu "Maraging", zawierające 0,01 do 0,03% węgla i 18 do 25% niklu oraz najczęściej molibden, aluminium i tytan umacniające osnowę oraz umożliwiające utwardzenie wydzieleniowe martenzytu przez wtórne fazy międzymetaliczne, występujące w układach Ni-Al, Ni-Ti, Ni-Al-Ti oraz Ni-Mo.

Stale te wykazują wysokie własności wytrzymałościowe, Rm ok. 137 . 10^7 do 216 . 10^7 N . m^{-2} (140 do 220 kG.mm^{-2}) także w temperaturach podwyższonych i obniżonych, cechują się dużą odpornością na korozję oraz dobrą spawalnością. Stąd znalazły one zastosowanie w przemyśle rakietowym, lotniczym, maszynowym, energetycznym, chemicznym i stoczniowym. Na szczególną uwagę zasługują stale zawierające ok. 18% niklu, 7 do 9% kobaltu, 4,5 do 5,5% molibdenu i 0,6 do 0,9% tytanu, osiągające po starzeniu w temperaturze 500°C twardość ok. 65 HRC, Rm ok. 214.10^7 N .m^{-2} (218 kG . mm^{-2}), $R_{0,2}$ ok. 191 . 10^7 N . m^{-2} (195 kG . mm^{-2}), A_5 ok. 8% i udarność ok. 5,9 . 10^5 J . m^{-2} (6 kGm . cm^{-2}).

Do drugiej grupy przynależą stale o regulowanej temperaturze przemiany martenzytycznej M_s, tj. stale grupy przejściowej o strukturze austenityczno-martenzytycznej [12÷14] oraz stale martenzytyczne o obniżonej zawartości chromu, utwardzane przez wtórne fazy międzymetaliczne [15÷18]. Stale przejściowe posiadają temperaturę M_s nieco poniżej temperatury pokojowej i po zahartowaniu osiągają zwykle strukturę martenzytu z niewielką ilością ferrytu δ . Obecność ferrytu δ sprzyja wydzielaniu węglików podczas odpuszczania przez co następuje zubożenie osnowy w węgiel i chrom i podwyższenie temperatur przemiany martenzytycznej. Umożliwia to pełny przebieg tej przemiany podczas wymrażania stali w ok. -70°C lub podczas jej chłodzenia, po uprzednim starzeniu w temperaturze ok. 700°C. Z wymienionych sposobów otrzymywania martenzytu korzystniejsza jest obróbka podzerowa, gdyż pozwala na uzyskanie martenzytu o wysokich własnościach wytrzymałościowych. Natomiast zubożenie martenzytu w węgiel i chrom, związane z wydzielaniem węglików podczas starzenia austenitu prowadzi do zmniejszenia własności wytrzymałościowych i odporności na korozję. Stale grupy przejściowej, której przedstawicielami są Cr17Ni4Mo2 oraz Cr17Ni4Mo2Cu2 po hartowaniu i starzeniu wykazują Rm ok. 137 . 10^7 N . m^{-2} (140 kG . mm^{-2}), $R_{0,2}$ ok. 118 . 10^7 N . m^{-2} (120 kG . mm^{-2}) i $R_{0,02}$ ok. 91 . 10^7 N . m^{-2} (93 kG . mm^{-2}.

Podwyższenie zawartości niklu oraz wprowadzenie aluminium, tytanu lub molibdenu, np. w stalach H17N7JT i H17N7M2J, pozwala na uzyskanie po hartowaniu i starzeniu dwu lub trzyzabiegowym granicę sprężystości

ok. 132 . 10^7 do 142 . 10^7 N . m^{-2} (135 do 145 kG . mm^{-2}). Strukturę martenzytu w tych stalach można uzyskać także w wyniku odkształcenia plastycznego na zimno z 15 do 20% stopniem gniotu. Metoda ta stosowana jest przy produkcji taśm i powłok.

Stale martenzytyczne utwardzane wydzieleniowo zawierają zwykle ok. 0,07% węgla, 13,5 do 14,5% chromu, 5 do 5,8% niklu, po ok. 2% miedzi i molibdenu oraz ok. 0,9% niobu lub wanadu. Po zahartowaniu z wysokich temperatur w spokojnym powietrzu stale te posiadają strukturę martenzytu zdolnego do utwardzania wydzieleniowego podczas starzenia, najczęściej w zakresie temperatur 350 do 450°C. Po takiej obróbce cieplnej osiągają Rm ok. 123 . 10^7 N . m^{-2} (125 kG . mm^{-2}), $R_{0,2}$ ok.103 . 10^7 N . m^{-2} (105 kG . mm^{-2}) oraz twardość 400 do 450 HV.Główną zaletą tych stali jest dobra spawalność wynikająca z nieobecności tytanu i aluminium oraz ograniczonej zawartości węgla i azotu, a także dobra obrabialność w stanie zahartowanym. Następujące po hartowaniu starzenie nie powoduje zmian wymiarów wyrobów.

Celem pracy jest określenie wpływu starzenia na strukturę i własności mechaniczne oraz celowości wprowadzenia w przemyśle krajowym stali odpornej na korozję o strukturze martenzytu utwardzanego przez wtórne fazy międzymetaliczne.

2. Badania własne

2.1. Materiał do badań i obróbka cieplna próbek

Badania przeprowadzono na wytopie półprzemysłowym, wykonanym w piecu indukcyjnym z wyprawą magnezytową o pojemności 62 kg. Wlewek ze stali zawierającej: 0,07% C; 0,29% Mn; 0,27% Si; 0,020% P; 0,019% S; 12,91% Cr; 5,22% Ni; 1,82% Mo; 1,56% Cu; 0,77% Nb; 0,055% Ti; 0,097% Al; 0,016% N; po kuciu na gorąco w zakresie temperatur 1100 do 900°C na kęsy o przekroju kwadratowym poddano walcowaniu na pręty o średnicy 15 i 20 mm.

Optymalne warunki obróbki cieplnej ustalono na podstawie prób hartowania stali z temperatur 950 do 1050°C z chłodzeniem w powietrzu, oleju i wodzie oraz w powietrzu do temperatury pokojowej z następnym

wymrażaniem w - 20 i - 78°C. Próbki zahartowane starzono przez 2 do 6 godzin w zakresie temperatur 400 do 650°C, ze stopniowaniem co 50°C.

2.2. Przebieg badań

W celu prześledzenia przemian fazowych i określenia ich wpływu na własności mechaniczne badanej stali przeprowadzono badania metalograficzne metodami metalografii świetlnej i mikroskopii elektronowej, rentgenowską analizę strukturalną, izolację faz, analizę dylatometryczną, pomiary twardości oraz próby rozciągania i udarności.

Badania metalograficzne przeprowadzono na mikroskopie świetlnym firmy Reichert w zakresie powiększeń 100 do 1000 razy. Zgłady wykonano przez szlifowanie na papierach ściernych, polerowanie mechaniczne i trawienie w odczynniku zawierającym 30 ml HCl, 65 ml H_2O i 2 g $CuCl_2$.

Repliki węglowe ekstrakcyjne otrzymano przez napylenie węgla na powierzchnię wytrawionych zgładów metalograficznych. Napylenia węgla dokonano w próżni rzędu 10^{-4} mm Hg. Repliki oddzielono od powierzchni zgładów elektrolitycznie, w 10% roztworze wodnym HCl przy napięciu 15V i gęstości prądu ok. 0,2 A . cm^{-2}.

Cienkie folie wykonano z płytek o grubości do ok. 0,3 mm odciętych przy pomocy przecinarki elektroiskrowej z próbek obrobionych cieplnie. Płytki ścieniano wstępnie chemicznie do grubości poniżej 0,1 mm w odczynniku zawierającym 10 ml HF, 15 ml HCl, 30 ml HNO_3 i 45 ml H_2O, a następnie polerowano elektrolitycznie w roztworze zawierającym 490 ml H_3PO_4 i 50 g CrO_3, przy napięciu 36 do 42 V i gęstości prądu ok.3A . . cm^{-2}.

Obserwacji replik i struktury cienkich folii oraz badania dyfrakcyjne dokonano na mikroskopie elektronowym JEM-6A przy napięciu 100 kV i zastosowaniu przystawki goniometrycznej.

Rentgenowską analizę strukturalną przeprowadzono przy pomocy kamery Bragg-Brentano o średnicy 114,6 mm, przy zastosowaniu odfiltrowanego promieniowania lampy z anodą kobaltową.

Izolacji faz dokonano przez anodowe rozpuszczenie próbki zahartowanej z 1050°C w powietrzu a następnie wygrzewanej przez 2 godziny w temperaturach 750 i 620°C. Rozpuszczenia anodowego dokonano w odczyn-

niku zawierającym 300 g KCl, 50 ml HCl, 50 g kwasu cytrynowego i 1400 ml wody destylowanej, w temperaturze 0 ± 2°C przy napięciu ok. 6 V i gęstości prądu ok. 0,05 A . cm^{-2}. Wyizolowany osad odsączono, wytrawiono z resztek osnowy w 20% roztworze wodnym kwasu solnego, płukano wodą destylowaną, suszono z sączkiem w temperaturze ok. 50°C, a następnie prażono w ok. 400°C w celu usunięcia bibuły filtracyjnej.

Wyizolowany osad poddano rentgenowskiej analizie strukturalnej metodą proszkową w kamerze cylindrycznej o średnicy 57,3 mm. Zastosowano odfiltrowane promieniowanie chromu o długości fali 229,09 pm.

Analizę dylatometryczną rozpadu austenitu przechłodzonego przy chłodzeniu ciągłym przeprowadzono na dylatometrze bezwzględnym A. Constanta konstrukcji Zakładu Doświadczalnego IMŻ. Próbki cylindryczne nagrzane w dylatometrze do temperatury 1050°C i wygrzane w tych warunkach przez 10 min chłodzono w wodzie, oleju, powietrzu, osłonach ceramicznych oraz w piecu z szybkościami 300, 45 i 15°C na godzinę. Na podstawie temperatur krytycznych wyznaczono wykres rozpadu austenitu przechłodzonego.

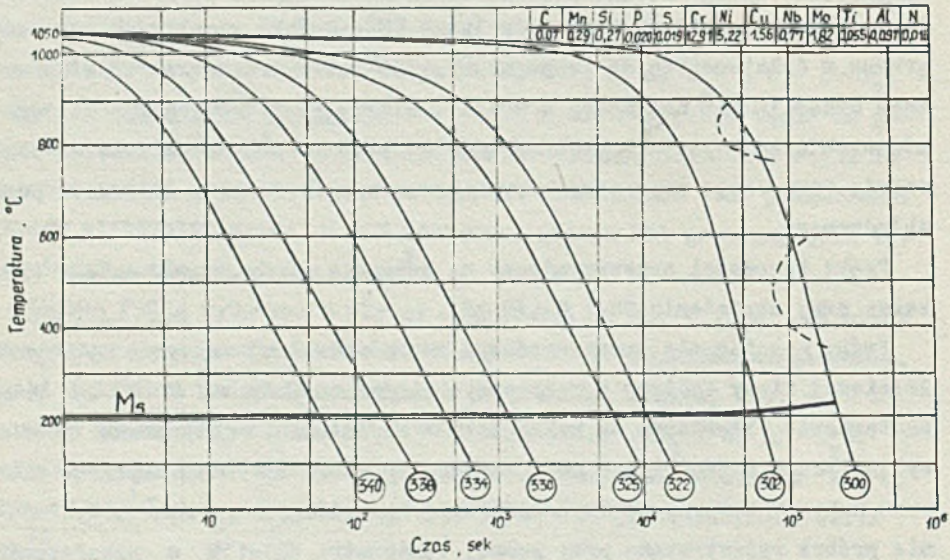
Próby twardości przeprowadzono na aparacie firmy Hauser metodą Vickersa przy obciążeniu 98,1 N (10 kG).

Próby rozciągania przeprowadzono na uniwersalnej maszynie wytrzymałościowej firmy Instron o zakresie obciążeń od 0 do 10^5 N (10 T) przy nastawieniu siłomierza na pełny zakres obciążenia. Stosowano próbki cylindryczne o średnicy 8 mm i długości pomiarowej 50 mm. Szybkość przesuwu uchwytu maszyny wytrzymałościowej wynosiła 5 mm . min^{-1}. Wydłużenie próbek rejestrowano przy pomocy tensometru G51-13M o przełożeniu 500:1. Szybkość przesuwu taśmy rejestratora wydłużenia wynosiła 50mm . . min^{-1}. Z krzywych rozciągania wyznaczono wytrzymałość na rozciąganie Rm, umowną granicę plastyczności $R_{0,2}$ i $R_{0,1}$, granicę sprężystości $R_{0,01}$ oraz wydłużenie względne A_5 i przewężenie Z.

Próby udarności przeprowadzono na próbkach typu Mesnagera na młocie udarnościowym Charpyego firmy Losenhausen o maksymalnej energii 294 J (30 kGm) przy nastawieniu na 147 J (15 kGm).

3. Wyniki badań i ich dyskusja

Przeprowadzone badania pozwoliły na określenie przemian fazowych i ustalenie ich wpływu na własności stali hartowanej a następnie starzonej. Badana stal cechuje się dużą trwałością austenitu przechłodzonego, którego rozpad zaczyna się podczas chłodzenia próbek z temperatury 1050°C z szybkością ok. 15°C na godzinę. Przy szybkościach większych austenit przechłodzony doznaje przemiany martenzytycznej, przy czym temperatura początku tej przemiany M_s nie zmienia się w badanym zakresie szybkości chłodzenia i wynosi ok. 210°C (rys. 1).



Rys. 1. Krzywe rozpadu austenitu przechłodzonego przy chłodzeniu ciągłym

Stal w stanie surowym, tj. po kuciu i walcowaniu na gorąco, posiada twardość ok. 340 HV i strukturę ferrytu płytkowego z drobnymi wydzieleniami faz międzymetalicznych (rys. 2). Hartowanie stali z zakresu temperatur 950 do 1100°C w wodzie, powietrzu, powietrzu z następnym wymrażaniem w - 20 i - 78°C, prowadzi do uzyskania struktury martenzy-

tu płytkowego o grubości płytek zwiększającej się z podwyższeniem temperatury austenityzacji, przy jednoczesnym zmniejszeniu ilości ziarnistych wydzieleń faz międzymetalicznych. Badania rentgenograficzne potwierdziły występowanie struktury martenzytu α' w stali zahartowanej z temperatur 900 do 1000°C, niezależnie od sposobu chłodzenia. Natomiast po austenityzowaniu w temperaturach wyższych od 1000°C, obok refleksów fazy α' pojawia się słaby refleks (111)γ' austenitu szczątkowego.

Próby hartowania stali z temperatur 950, 1000 i 1050°C w różnych ośrodkach chłodzących wykazały, że twardość stali zmniejsza się ze wzrostem temperatury austenityzacji oraz intensywnością odprowadzenia ciepła przez ośrodek chłodzący tablica 1.

Tablica 1

Wpływ warunków hartowania na twardość stali

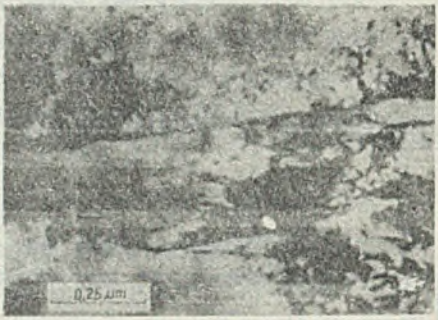
Temperatura hartowania °C	Twardość HV			
	Sposób chłodzenia			
	w wodzie	w powietrzu	w powietrzu z wymrożeniem w - 20°C	w powietrzu z wymrożeniem w - 78°C
950	330	350	350	320
1000	325	335	325	320
1050	300	310	325	320

Na podstawie przeprowadzonych prób hartowania stwierdzono, że najkorzystniejsze wyniki obróbki cieplnej uzyskuje się po hartowaniu stali z temperatury 1050°C w spokojnym powietrzu. Stal w tym stanie wykazuje strukturę martenzytu o znacznej szerokości płytek i dużej gęstości dyslokacji. W osnowie martenzytu występują nieliczne ziarniste węglikoazotki Nb (C, N), nie rozpuszczone w roztworze stałym podczas austenityzowania (rys. 3 i 4). Własności mechaniczne stali po takiej obróbce cieplnej wynoszą: twardość ok. 310 HV, Rm ok. 103 . 10^7N . m^{-2}

Rys. 2

Rys. 3

Rys. 4



Rys. 5

Rys. 6

Rys. 7

Nr rys.	Obróbka cieplna	Struktura	Powiększenie x
2	Stan surowy	Ziarniste wydzielenia faz międzymetalicznych w ferrycie iglastym	500
3	Hartowanie z 1050°C w powietrzu + wymrożenie w - 20°C	Martenzyt o charakterystycznej budowie płytkowej	500
4	Hartowanie z 1050°C w powietrzu	Martenzyt płytkowy o dużej gęstości dyslokacji oraz ziarniste wydzielenia węglikoazotka niobu Nb(C,N), nierozpuszczone w roztworze stałym podczas austenityzowania	35000
5	Hartowanie jw. + starzenie w 450°C przez 4 godz.	Martenzyt płytkowy o dużej gęstości dyslokacji z ziarnistymi wydzieleniami węglikoazotka niobu o zmiennej wielkości	80000
6	Hartowanie jw. + starzenie w 500°C przez 6 godz.	Drobne wydzielenia ziarniste wtórnych faz międzymetalicznych w płytkach martenzytu	35000
7	Hartowanie jw. + starzenie w 550°C przez 6 godz.	Ziarniste wydzielenia węglikoazotka niobu Nb(C,N) oraz drobne wydzielenia fazy Lavesa Fe_2Mo na dyslokacjach martenzytu płytkowego	50000

(105 kG . mm^{-2}), $R_{0,2}$ ok. 83 . 10^7 N . m^{-2} (85 kG . mm^{-2}), $R_{0,01}$ ok.44 . 10^7 N . m^{-2} (45 kG . mm^{-2}), A_5 ok. 12%, Z ok. 60% i udarność ok. 8,8 . 10^5 J . m^{-2} (9 kGm . cm^{-2}). Zastosowanie po hartowaniu wymrażanie nie powoduje istotnych zmian twardości, przyczyniając się jednak do zmniejszenia własności mechanicznych stali po dalszych zabiegach cieplnych.

Duży wpływ na strukturę i własności mechaniczne stali wywiera starzenie w zakresie temperatur 400 do 650°C, powodując rozpad przesyconego martenzytu. Obserwacje struktury cienkich folii, w mikroskopie elektronowym próbek zahartowanych, a następnie starzonych w temperaturach 400 i 450°C przez 2 do 6 godzin, a także w 500°C przez 2 godziny, nie wykazały istotnych zmian strukturalnych (rys. 5). Drobne wydzielenia ziarniste (rys. 6) oraz kierunkowe rozmycie konturów ekstynkcyjnych (rys. 7), świadczące o zarodkowaniu wtórnych faz międzymetalicznych na dyslokacjach zaobserwowano w strukturze stali starzonej w temperaturach 500 do 550°C. Wydzielenia te, rozmieszczone na granicach ziarn i bloków oraz wewnątrz ziarn martenzytu zostały zidentyfikowane w stali starzonej w temperaturach 550 do 600°C jako węglik niobu NbC (rys. 8), wykazujący z osnową orientację przestrzenną

$$(110)_{\alpha'} \parallel (111)_{NbC}$$

$$[001]_{\alpha'} \parallel [011]_{NbC}$$

oraz faza Lavesa Fe_2Mo (rys. 9) spełniająca z martenzytem następujące relacje krystalograficzne:

$$(111)_{\alpha'} \parallel (001)_{Fe_2Mo}$$

$$[101]_{\alpha'} \parallel [100]_{Fe_2Mo}$$

W miarę upływu czasu starzenia następuje wzrost wydzieleń oraz zapoczątkowanie zdrowienia roztworu stałego α, natomiast w wyższych temperaturach także poligonizacja i rekrystalizacja osnowy (rys. 10).

Obecność w strukturze stali starzonej wydzieleń NbC oraz Fe_2Mo potwierdziły badania replik ekstrakcyjnych metodą dyfrakcji elektronowej (tablica 2) oraz rentgenowska analiza strukturalna osadów wyizolowanych elektrolitycznie, a także próbek masywnych, starzonych po hartowaniu w temperaturach 650 i 750°C [19].

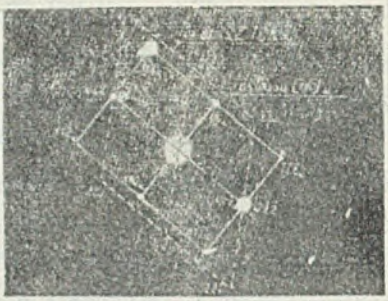
Tablica 2

Wyniki identyfikacji dyfraktogramów uzyskanych z replik węglowych ekstrakcyjnych

Nr refleksu	r mm	d o A	Fe_2Mo		Nb(C,N)	
			d(Å)	hkl	d(Å)	hkl
1	7,5	2,58			2,56	111
2	8,75	2,22			2,22	200
3	9,5	2,04	2,05	200		
4	11,0	1,76	1,74	104		
5	12,25	1,58			1,57	220
6	14,5	1,335			1,339	311
7	15,25	1,28	1,29	302	1,28	222
8	18,0	1,076	1,089	312		
9	19,5	0,993			0,993	420

Procesom wydzielania wtórnych faz międzymetalicznych towarzyszą wydatne zmiany własności mechanicznych, zależne od warunków hartowania i starzenia (rys. 11 do 14). Wzrost własności wytrzymałościowych związany jest z zarodkowaniem węglika niobu NbC oraz fazy Lavesa Fe_2Mo.

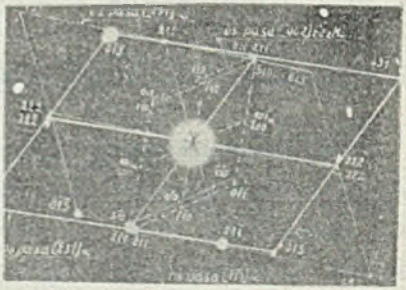
Rys. 8a



Rys. 8b

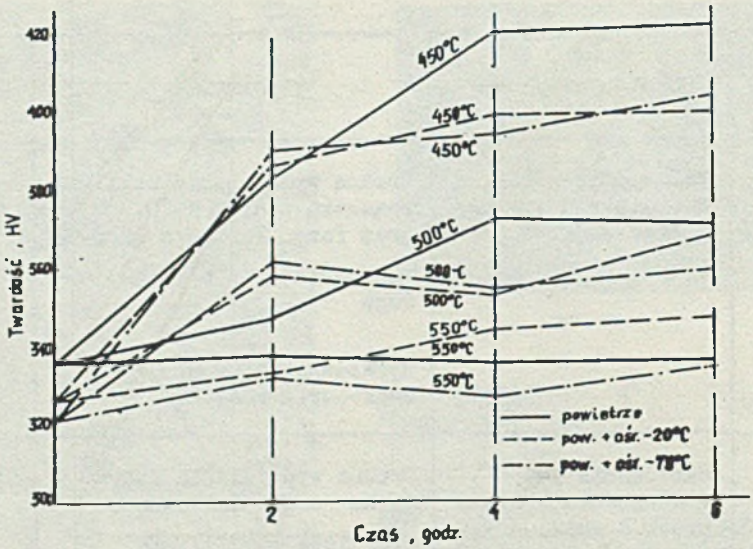
Rys. 9a

Rys. 9b

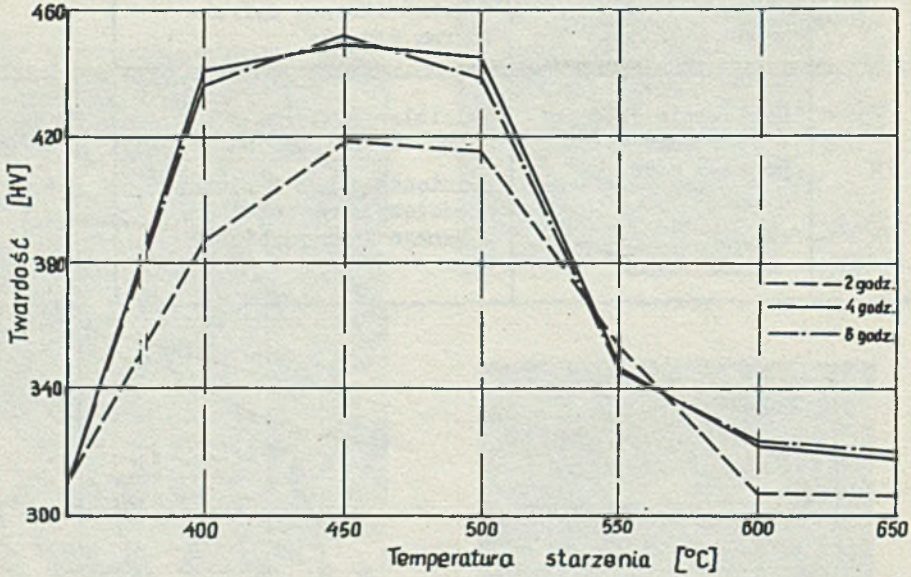


Rys. 10

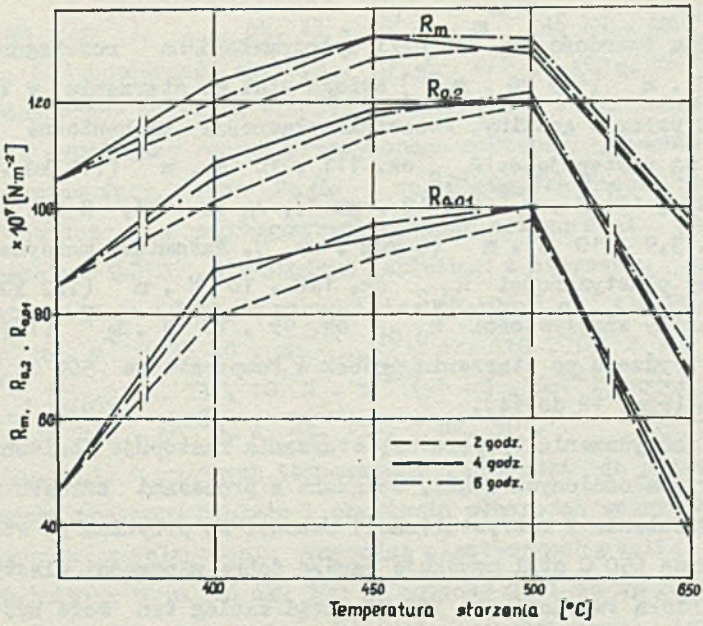
Nr rys.	Obróbka cieplna	Struktura	Powiększenie x
a 8 b	Hartowanie z 1050°C w powietrzu + starzenie w 550°C przez 6 godz.	Drobne wydzielenia węglikoazotka niobu Nb(C,N) oraz fazy Fe_2Mo o osnowie martenzytu płytkowego Wywskaźnikowany dyfraktogram rys. 8a	30000
a 9 b	Hartowanie jw. + starzenie w 600°C przez 2 godz.	Drobne wydzielenia fazy Fe_2Mo oraz nieliczne ziarniste wydzielenia węglikoazotka niobu Nb(C,N) w martenzycie płytkowym Wywskaźnikowany dyfraktogram rys. 9a	50000
10	Hartowanie jw. + starzenie w 650°C przez 6 godz.	Wydzielenia wtórne Fe_2Mo i Nb(C,N) na granicach ziarn i bloków częściowo zrekrystalizowanego ferrytu stopowego	35000



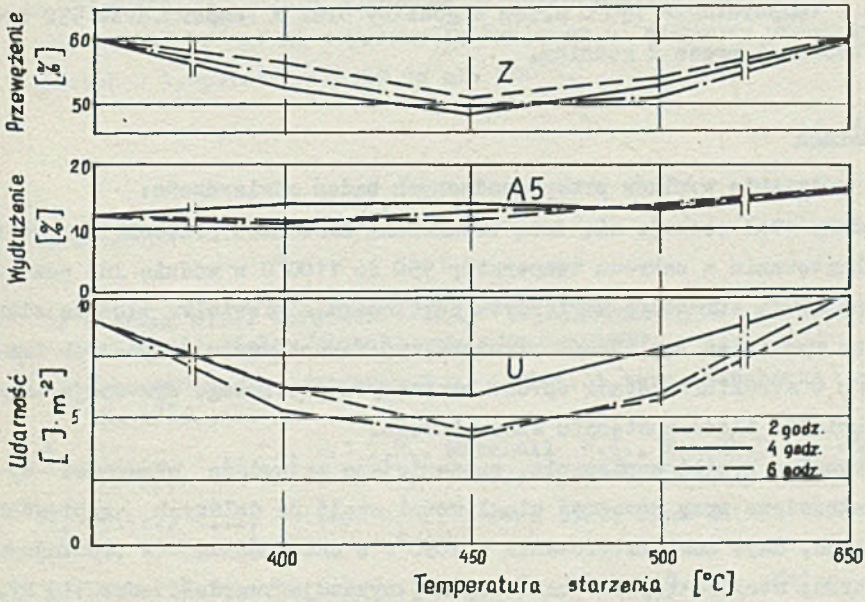
Rys. 11. Wpływ sposobu chłodzenia na twardość stali po hartowaniu i następnym starzeniu



Rys. 12. Wpływ temperatury i czasu starzenia na twardość stali



Rys. 13. Wpływ temperatury i czasu starzenia na własności wytrzymałościowe stali



Rys. 14. Wpływ temperatury i czasu starzenia na własności plastyczne stali

Maksymalną twardość ok. 430 HV i wytrzymałość na rozciąganie ok. 130 . 10^7 N . m^{-2} (133 kG . mm^{-2}) osiąga stal po starzeniu w temperaturze 450°C przez 4 godziny. Pozostałe własności mechaniczne stali w tym stanie są następujące: $R_{0,2}$ ok. 117 . 10^7 N . m^{-2} (119 kG . mm^{-2}), $R_{0,01}$ ok. 93 . 10^7 N . m^{-2} (95 kG . mm^{-2}), A_5 ok. 15%, Z ok. 50% i udarność ok. 5,9 . 10^5 J . m^{-2} (6 kGm . cm^{-2}). Natomiast maksymalną wartość granicy plastyczności $R_{0,2}$ ok. 120 . 10^7 N . m^{-2} (122 kG.mm^{-2}), a także granicy sprężystości $R_{0,01}$ ok. 99 . 10^7 N . m^{-2} (101 kG . . mm^{-2}) stwierdzono po starzeniu próbek w temperaturze 500°C przez 4 do 6 godzin (rys. 12 do 14).

W miarę podwyższenia temperatury starzenia następuje obniżenie własności wytrzymałościowych stali, związane z procesami wzrostu wydzieleń oraz zdrowienia i rekrystalizacji osnowy. Na przykład po starzeniu w temperaturze 650°C stal uzyskuje bardzo dobre własności plastyczne i stosunkowo niską twardość ok. 300 HV. Stąd zabieg ten może być stosowany w celu polepszenia skrawalności. Podobne własności osiąga stal po trójzabiegowej obróbce cieplnej, tj. po hartowaniu i następnym wygrzewaniu w temperaturze 750°C przez 2 godziny oraz w temperaturze 550 lub 620°C również przez 2 godziny.

4. Wnioski

Na podstawie wyników przeprowadzonych badań stwierdzono:

Badana stal cechuje się dużą trwałością austenitu przechłodzonego i po zahartowaniu z zakresu temperatur 950 do 1100°C w wodzie lub powietrzu uzyskuje strukturę martenzytu płytkowego z niewielką ilością ziarnistych wydzieleń węglikoazotka niobu; po zahartowaniu z wyższych temperatur w strukturze stali oprócz martenzytu płytkowego występuje także niewielka ilość austenitu szczątkowego.

Optymalne wyniki hartowania, zapewniające najwyższe własności wytrzymałościowe przy znacznej ciągliwości stali po dalszych zabiegach cieplnych, daje austenityzowanie w 1050°C z chłodzeniem w spokojnym powietrzu; stal po tej obróbce cieplnej wykazuje twardość ok. 310 HV, Rm ok. 103 . 10^7 N . m^{-2} (105 kG . mm^{-2}), $R_{0,2}$ ok. 83 . 10^7 N . m^{-2}

(85 kG . mm^{-2}), $R_{0,01}$ ok. 45 . 10^7 N . m^{-2} (46 kG . mm^{-2}), A_5 ok. 12%, Z ok. 60% i udarność ok. 8,8 . 10^5 J . m^{-2} (9 kGm . cm^{-2}).

Decydujący wpływ na własności mechaniczne stali zahartowanej ma starzenie wywołujące rozpad przesyconego martenzytu, cechujący się wydzielaniem fazy Lavesa Fe_2Mo i węglikoazotka niobu Nb(C,N).

Najwyższe własności wytrzymałościowe osiąga stal po hartowaniu z temperatury 1050°C w spokojnym powietrzu i starzeniu w zakresie temperatur 450 do 500°C, a mianowicie: twardość ok. 430 HV, Rm ok. 130 . . 10^7 N . m^{-2} (133 kG . mm^{-2}), $R_{0,2}$ ok. 118 . 10^7 N . m^{-2} (120 kG . mm^{-2}), $R_{0,01}$ ok. 93 . 10^7 N . m^{-2} (95 kG . mm^{-2}) przy U_M 5,9 . 10^5 J . . m^{-2} (6 kGm . cm^{-2}), A_5 ok. 13%, Z ok. 50%.

Starzenie w wyższych temperaturach prowadzi do przestarzenia przesyconego roztworu stałego i obniżenia własności wytrzymałościowych przy jednoczesnym polepszeniu własności plastycznych stali.

Najniższą twardość ok. 300 HV posiada stal po wygrzaniu w 650°C przez 2 do 4 godzin; zabieg ten może być stosowany jako wyżarzanie, zapewniające polepszenie skrawalności stali.

Z uwagi na wysokie własności wytrzymałościowe celowym jest wprowadzenie badanej stali w przemyśle krajowym na elementy urządzeń pracujących w temperaturach 450 do ok. 500°C.

LITERATURA

1. Pierkas M.D., Kardonskij W.A.: Wysokoprocznyje martensitnostareiuszczije stali, Mietałłurgia, Moskwa 1970.
2. Kardonskij V.A., Pierkas M.D. - Miet. i term. obrabotka mietałłow, 11, 1961, 15.
3. Miller W.L., [illegible] D.J.I.M., Mitchell W.J., M.A.Ph.D., Journal of the Iron and Steel Inst., t. 203, 7, 1965, 899.
4. Spitzig W.A., Milton J.M., Barton C.J.: Transaction of the ASM, 61, 1968, 635.
5. Decker R.F., Eo R.B.G., Kash J.T., Bieber G.G.: Mater. Desinga. Engng. t. 55, 5, 1962, 106.

6. Gulajew A.P., Karczewskaja N.I.: Miet. i term. obrabotka mietałłow. 11, 1964, 2.

7. Pierkas M.D.: Miet. i term. obrabotka mietałłow, 11, 1964, 5.

8. Litwinienko D.A., Stawicklij Ju.I.: Miet. i term. obrabotka mietałłow, 11, 1964, 10.

9. Spiridonow W.P., Skakow Ju.A., Jordańskij W.K.: Miet. i term. obrabotka mietałłow, 11, 1964, 19.

10. Spiektor Ja.I., Woronina S.N.: Miet. i term. obrabotka mietałłow., 11, 1964, 24.

11. Bandi W.R.: J. Iron Steel Inst., t. 207, 3, 1969, 348.

12. Irvine K.J., Lewellyn D.T., Pickering F.B.: Iron and Steel t. 32, 14, 1959, 612.

13. Gulajew A.P.: Miet. i term. obrabotka mietałłow. 10, 1964, 3.

14. Kristal M.M.: Miet. i term. obrabotka mietałłow. 10, 1964, 25.

15. Morley J.I.: The Iron and Steel Inst., Special Report. 86, 1964, 92.

16. British Patente 01380 1, 836026 and aplicatrons pending.

17. Fielding J.: The Iron and Steel Inst., Special Report 86,1964, 101.

18. Diman R., Martinik R.: Sborrik vedeckych praci Vys. sk. banske w Ostrave, t. XV, 1969, 2, 157.

19. Adamczyk J., Barton J., Kozłowski F., Przybył H.: Określenie warunków obróbki cieplnej zapewniających optymalne własności mechaniczne martenzytycznej stali SOHK typu FV520B, spr. pracy nauk.bad. nie publikowane, Bibl. IMiS.

ВЛИЯНИЕ ДИСПЕРСНОГО ТВЕРДЕНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НЕРЖАВЕЮЩЕЙ Cr-Ni-Mo-Cu-Nb МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ

Р е з ю м е

Проведено исследования влияния старения на структуру и механические свойства нержавеющей мартенситной стали, содержащех: 0,07% C, 12,91% Cr, 5,22% Ni, 1,82% Mo, 1,56%Cu 0,77% Nb. Было установлено, что упрочнение мартенсита во время старения происходит вследствие выделения вторичных интерметаллических фаз Fe_2Mo и NbC. Самые высокие прочностные свойства имеет сталь после закалки от температуры 1050°C в воздухе с последующим старением в области температур 450 до 500°C в течение 4 до 6 часов.

INFLUENCE OF PRECIPITATION HARDENING ON MECHANICAL PROPERTIES OF MARTENSITIC Cr-Ni-Mo-Cu-Nb stainless steel

S u m m a r y

Authors performed investigations concerning the influence of ageing conditions upon the structure and mechanical properties of martensitic stainless steel of following chemical composition: 0,07% C; 12,91% Cr; 5,22% Ni; 1,82% Mo; 1,56% Cu and 0,77% Nb. It has been stated that the hardening of martensite during ageing has been caused by precipitation of the secondary intermetallic compounds; Fe_2Mo and Nb(C,N). This steel obtained the best mechanical properties after quenching from 1050°C in the air followed by ageing within the temperature range 450-500°C for 4-6 hours.