ZESZYTY NAUKOWE POLITECHNIKI ŚLĄSKIEJ 1973

Seria: MECHANIKA z. 51 Nr kol. 388

Jan Adamczyk, Jerzy Barton
Instytut Metaloznawstwa i Spawalnictwa

WPŁYW UTWARDZANIA WYDZIELENIOWEGO NA STRUKTURĘ I WŁASNOŚCI NIEMAGNETYCZNYCH STALI Cr-Mn-V-N i Cr-Mn-Ni-V-N

1. Wstęp

W przemyśle okrętowym i budowie maszyn elektrycznych zachodzi konieczność stosowania elementów konstrukcyjnych z materiałów nie zakłócających istniejących w ich otoczeniu pól magnetycznych. Elementy wysokoobciążone wykonuje się w tym przypadku ze stali niemagnetycznych.

W sensie fizycznym stale te nie są niemagnetycznymi, lecz słabymi ferromagnetykami. Normy techniczne określają własności magnetyczne tych stali ograniczając wartość względnego współczynnika przenikalności magnetycznej μ, mierzonego w polu magnetycznym o natężeniu 80A/cm [1] lub 160 A/cm [2]. Zgodnie z tymi wymaganiami współczynnik μ dla stali przesyconych nie powinien przekraczać wartości 1,01, zaś zgniecionych względnie obrobionych cieplnie - 1,1 lub 1,05.

Ostatnio zarysowują się tendencje do zastąpienia niemagnetycznych stali utwardzanych przez zgniot stalami austenitycznymi utwardzanymi wydzieleniowo. Pozwala to nie tylko na uniknięcie kłopotliwych operacji przeróbki plastycznej na zimno, ale także na znaczne podniesienie granicy plastyczności materiału jak i obniżenie własności magnetycznych.

2. Badania własne

2.1. Materiał do badań i obróbka cieplna próbek

Badania przeprowadzono na wytopach doświadczalnych stali niemagnetycznych o składzie chemicznym zestawionym w tablicy 1.

Tablica 1

Skład chemiczny badanych stali

Stal	Skład chemiczny, %								
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	V	N
Cr-Mn-V-N	0,56	20,4	0,63	0,02	0,008	14,8	0,14	1,04	0,31
Cr-Mn-Ni-V-N	0,35	15,4	0,52	0,02	0,01	18,7	4,31	1,45	0,31

Wlewki o przekroju kwadratowym 120 x 120 mm poddano przeróbce plastycznej na gorąco w zakresie temperatur 1200 do 900°C, tj. kuciu a następnie walcowaniu na pręty o średnicy 18 mm.

Z prętów walcowanych wykonano próbki, które po przesycaniu w wodzie z temperatury 1150°C - dla stali Cr-Mn-V-N oraz 1175°C - dla stali Cr-Mn-Ni-V-N, poddano starzeniu w zakresie temperatur 600 do 750°C ze stopniowaniem co 50°C. Czas starzenia próbek wynosił 0,5 do 32 godzin.

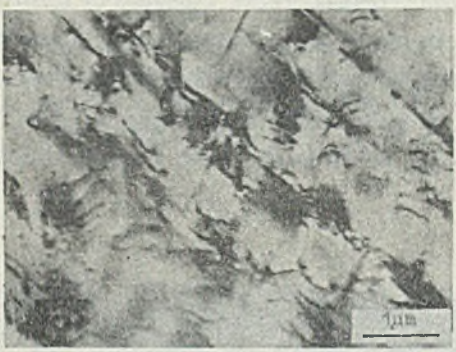
2.2. Przebieg badań

W celu zbadania przemian fazowych zachodzących w procesie starzenia przesyconego austenitu oraz określenia ich wpływu na własności magnetyczne i mechaniczne stali obrobionych cieplnie, przeprowadzono badania metalograficzne i obserwacje struktury cienkich folii w mikroskopie elektronowym, badania fraktograficzne próbek udarnościowych przy pomocy mikroskopu scaningowego, rentgenowską analizę fazową, pomiary przenikalności magnetycznej, nasycenia magnetycznego oraz siły koercji, a także próby rozciągania twardości i udarności.

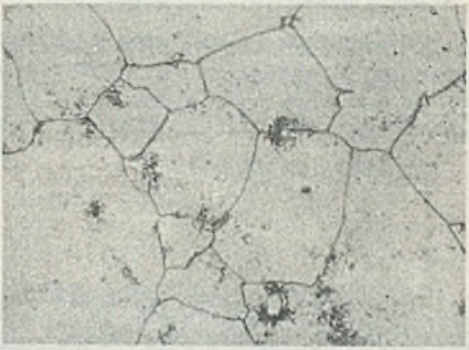
3. Wyniki badań i ich dyskusja

Badane stale w stanie przesyconym posiadają strukturę austenitu o zmiennej wielkości ziarn z licznymi, nierozpuszczonymi w roztworze stałym wydzieleniami paramagnetycznego węglikoazotka wanadu V(C,N), rozmieszczonymi głównie na granicach i w przygranicznych obszarach ziarn. Austenit stali Cr-Mn-V-N posiada ponadto znaczną gęstość dyslokacji (rys. 1), utworzonych pod wpływem zgniotu cieplnego, wywołanego gwał-

towanym oziębieniem stali z temperatury przesycania. W tym stanie stale Cr-Mn-V-N i Cr-Mn-Ni-V-N wykazują odpowiednio: wytrzymałość na rozciąganie Rm ok. 950 i 900 N/mm^2; umowną granicę plastyczności $R_{0,2}$ po ok. 550 N/mm^2; granicę sprężystości $R_{0,01}$ ok. 420 i 430 N/mm^2; wydłużenie A_5 ok. 52 i 47%, przewężenie ok. 50 i 52%, udarność 190 i 180 J/cm^2, twardość po ok. 26 HRC oraz współczynnik przenikalności magnetycznej μ = 1.002, niezależny od wartości przyłożonego pola magnetycznego w zakresie od 0 do 800 A/cm.



Rys. 1. Struktura stali Cr-Mn-V-N w stanie przesyconym; układy dyslokacji w austenicie o charakterystycznym rozmieszczeniu



Rys. 2. Struktura stali Cr-Mn-V-N w stanie przesyconym i starzonym w 600°C przez 8 godzin: austenit z nierozpuszczonymi w roztworze stałym podczas przesycania ziarnistymi węglikoazotkami V(C,N) oraz drobne wydzielenia węglików $M_{23}C_6$ w otoczeniu granic ziarn i węglikoazotków wanadu, 600 x

Starzenie stali w zakresie temperatur 600 do 750°C wywołuje rozpad przesyconego roztworu stałego, cechujący się wydzielaniem węglików $M_{23}C_6$. Proces ten zapoczątkowany podczas starzenia stali w temperaturze ok. 600°C przebiega najbardziej intensywnie w przygranicznych strefach ziarn austenitu oraz w otoczeniu nierozpuszczonych w roztworze stałym węglikoazotków wanadu V(C,N) (rys. 2).

Rys. 3. Struktura stali Cr-Mn-V-N przesyconej i starzonej w 650°C przez 24 godziny: wydzielenia węglika $M_{23}C_6$ na dyslokacjach: orientacja folii (110)γ

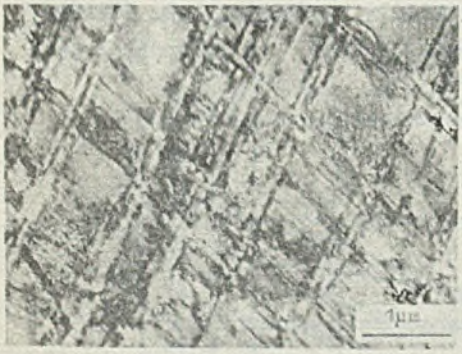
Rys. 4. Struktura stali Cr-Mn-V-N przesyconej i starzonej w 700°C przez 10 godzin: austenit z wydzielonymi na dyslokacjach węglikami $M_{23}C_6$: orientacja folii (110)γ

Rys. 5. Struktura stali przesyconej i starzonej w 750°C przez 10 godzin: płytkowe wydzielenia węglika $M_{23}C_6$ w austenicie; orientacja folii (110)γ

Rys. 6. Struktura stali Cr-Mn-V-N przesyconej i starzonej w 750°C przez 16 godzin: skupienia węglików ziarnistych na granicach oraz płytkowych wewnątrz ziarn austenitu, 750 x

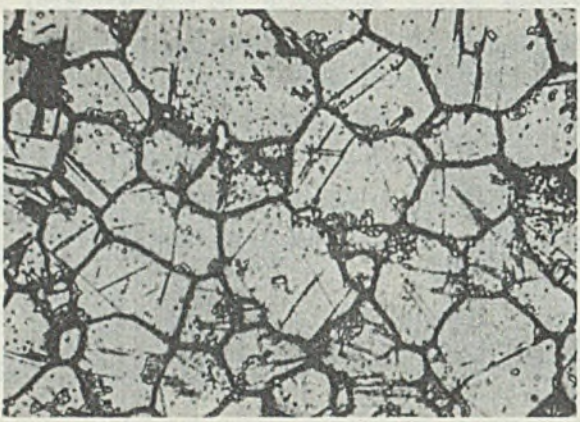
W stali Cr-Mn-V-N wydzielenia $M_{23}C_6$ zarodkują na dyslokacjach, przyjmując postać nitkową i orientację krystalograficzną osnowy (rys. 3). W miarę wzrostu temperatury i upływu czasu starzenia omawiane węgliki osiągają postać pasemkową (rys. 4) i następnie płytkową (rys.5). Długotrwałe wygrzewanie stali w wysokich temperaturach sprzyja sferoidyzacji wydzieleń $M_{23}C_6$, rozmieszczonych na granicach i w przygranicznych strefach ziarn, przy zachowaniu budowy płytkowej węglików wewnątrz ziarn austenitu (rys. 6).

W stali Cr-Mn-Ni-V-N zarodkowanie węglików $M_{23}C_6$ zachodzi w równoległych i przecinających się płaszczyznach $\{111\}$ austenitu, przy zachowaniu orientacji krystalograficznej osnowy (rys. 7). W miarę podwyższenia temperatury i upływu czasu starzenia następuje wzrost wydzieleń płytkowych $M_{23}C_6$, ich fragmentacja (rys. 8), a następnie sferoidyzacja, głównie na granicach i w przygranicznych obszarach ziarn austenitu (rys. 9).



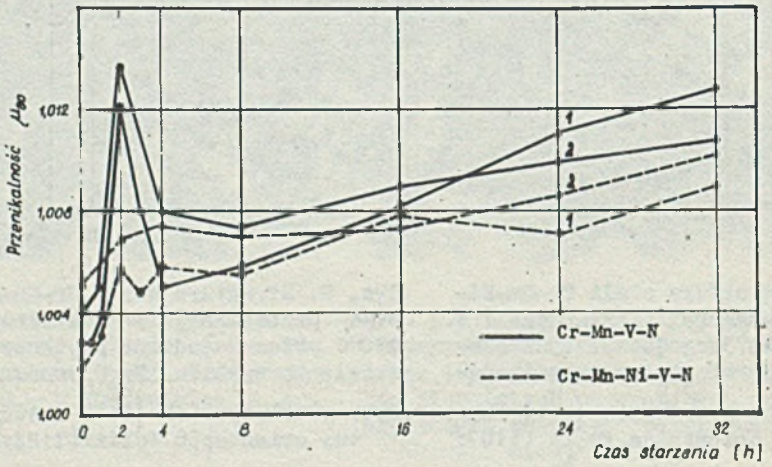
Rys. 7. Struktura stali Cr-Mn-Ni-V-N przesyconej i starzonej w 600°C przez 32 godziny: wydzielenia węglika $M_{23}C_6$ w przecinających się płaszczyznach $\{111\}$ austenitu: orientacja folii $(110)\gamma$

Rys. 8. Struktura stali Cr-Mn-Ni-V-N przesyconej i starzonej w 750°C przez 8 godzin: płytkowe wydzielenia węglika $M_{23}C_6$ w równoległych płaszczyznach $\{111\}$ austenitu; orientacja folii $(112)\gamma$



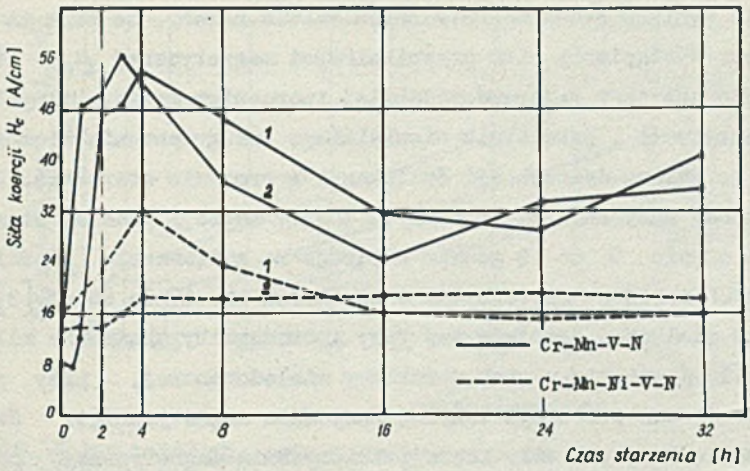
Rys. 9. Struktura stali Cr-Mn-Ni-V-N przesyconej i starzonej w 750°C przez 16 godzin ziarniste wydzielenia węglików w przygranicznych obszarach ziarn oraz wydzielenia płytkowe wewnątrz ziarn austenitu, 500 x

Procesy rozpadu przesyconego austenitu wywierają znaczny wpływ na własności magnetyczne i mechaniczne badanych stali. Wzrost przenikalności magnetycznej, siły koercji oraz nasycenia magnetycznego zaznacza się najsilniej w stali Cr-Mn-V-N podczas starzenia w temperaturze 650°C (rys. 10-12). Wskazuje to na zwiększenie w strukturze stali starzonych udziału składników ferromagnetycznych. Wprawdzie przeprowadzone badania strukturalne nie pozwoliły na jednoznaczne określenie rodzaju tworzących się faz ferromagnetycznych, to jednak na pod-

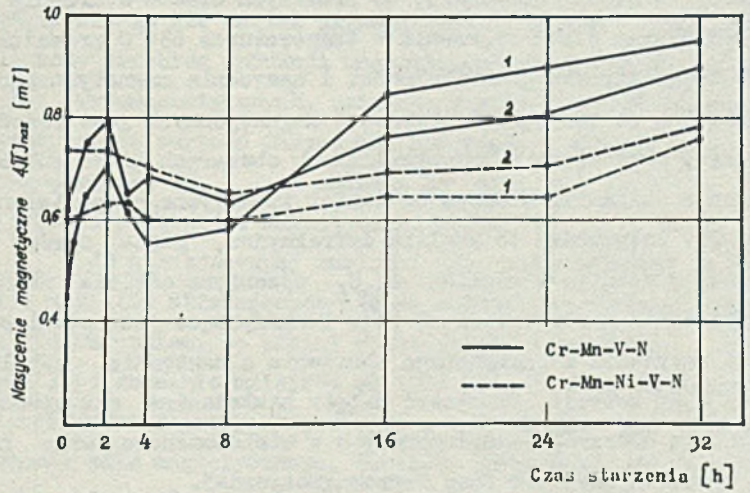


Rys. 10. Wpływ czasu starzenia w temperaturze 650°C na przenikalność magnetyczną

1 - próbek przesyconych, 2 - próbek przesyconych i rozciąganych na wydłużenie względne 45%



Rys. 11. Wpływ czasu starzenia w temperaturze 650°C na siłę koercji
1 - próbek przesyconych, 2 - próbek przesyconych i rozciąganych na wydłużenie względne 45%

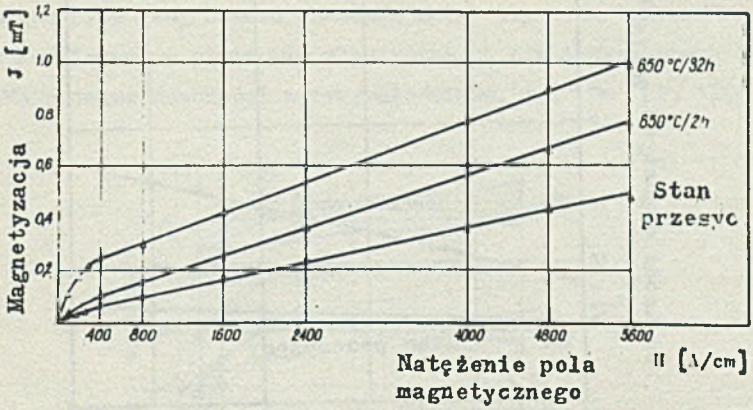


Rys. 12. Wpływ czasu starzenia w temperaturze 650°C na nasycenie magnetyczne
1 - próbek przesyconych, 2 - próbek przesyconych i rozciąganych na wydłużenie względne 45%

stawie wyników badań magnetycznych sądzić należy, że fazą tą jest martenzyt. Wystąpienie piku przenikalności magnetycznej μ_{80} (rys. 10) spowodowane jest najprawdopodobniej tworzeniem metastabilnych zarodków martenzytu α', jako wynik niewielkiego przegrupowania atomów, związanego ze zmianą dystrybucji dyslokacji w procesie starzenia. Jednoczesny wzrost nasycenia magnetyczn i siły koercji podczas starzenia próbek w czasie 0 do 2 godzin w azuje na zwiększenie ilości jednodomenowych zarodków martenzytu, o wielkości ok. 15 do 60 nm [3]. Dalszy wzrost wielkości zarodków tej fazy spowodowałby obniżenie siły koercji z chwilą powstania w nich struktury wielodomenowej, przy zachowaniu wzrastającego przebiegu krzywej nasycenia magnetycznego. Jednoczesne obniżenie krzywych siły koercji i nasycenia magnetycznego po 2 godzinach starzenia wskazuje na dyfuzyjny zanik metastabilnych zarodków martenzytu. Możliwość działania omawianego mechanizmu zarodkowania fazy α' przy udziale dyslokacji zdaje się potwierdzać przesunięcie maksimum siły koercji w stali zgniecionej do krótszych czasów starzenia (rys.11).

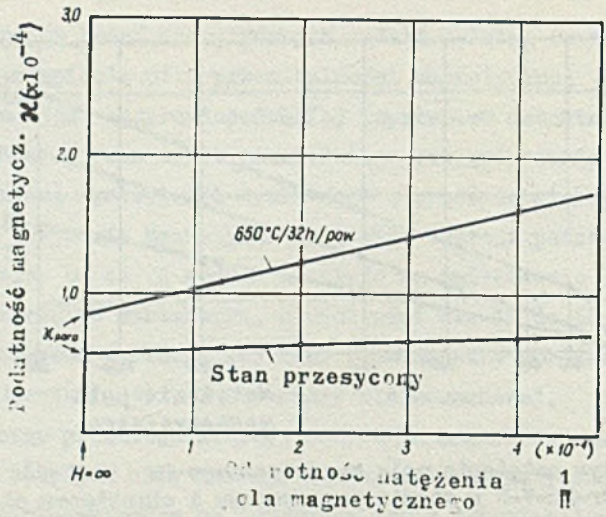
Przedłużenie czasu starzenia w temperaturze 650°C prowadzi ponownie do łagodnego wzrostu przenikalności i nasycenia magnetycznego. Fazą odpowiedzialną za ten wzrost własności magnetycznych jest prawdopodobnie martenzyt, powstający w przygranicznych obszarach ziarn austenitu, zubożonych w składniki stopowe na skutek intensywnego wydzielania węglika $M_{23}C_6$. Potwierdza to analiza dyfrakcyjna, gdzie oprócz refleksów od osnowy austenitu i węglika $M_{23}C_6$ ujawniono odbicia odpowiadające w przybliżeniu martenzytowi α' [4]. Towarzyszące wzrostowi przenikalności i nasycenia magnetycznego obniżenie a następnie powolne zwiększenie siły koercji, tłumaczyć należy nakładaniem się procesów przekształcania obszarów jednodomenowych w wielodomenowe oraz zmianą postaci wydzielającej się fazy ferromagnetycznej.

Niższe własności magnetyczne w porównaniu ze stalą Cr-Mn-V-N wykazuje stal z dodatkiem niklu, cechująca się większą stabilnością austenitu. Brak piku przenikalności magnetycznej wiąże się ze znacznie mniejszą gęstością dyslokacji w tej stali w stanie przesyconym, uniemożliwiającą przejściowe tworzenie zarodków martenzytu w aktywowanym cieplnie procesie starzenia.



Rys. 13. Wpływ natężenia pola magnetycznego na wartość magnetyzacji stali Cr-Mn-V-N w stanie przesyconym i obrobionym cieplnie

Objętościowy udział faz ferromagnetycznych w badanych stalach określono przez pomiar nasycenia magnetycznego (rys. 13). Na wartość magnetyzacji składa się udział paramagnetyczny osnowy austenitycznej, dający liniowy przebieg indukcji magnetycznej oraz udział ferromagnetyczny od faz ferromagnetycznych, osiągający przy wysokich natężeniach pola magnetycznego wartość nasycenia. Podatność magnetyczna składowej ferromagnetycznej $\varkappa_{ferrom.}$ zmierza do zera, gdy $H \rightarrow \infty$. W wyniku ekstrapolacji podatności magnetycznej próbki $\varkappa_{całk.} = \varkappa_{param.} + \varkappa_{ferrom.}$ do nieskończonej wartości pola magnetycznego uzyskuje się rozdział udziałów składających się na całkowitą podatność magnetyczną próbki pod warunkiem, że udział objętościowy składników ferromagnetycznych jest znacznie mniejszy od 100% [7]. Na rys. 14 naniesiono wartości podatności magnetycznej $\varkappa_{całk.}$, wynikające z rys. 13, w funkcji odwrotności pola magnetycznego. Wartości podatności magnetycznej ekstrapolowane do $1/H = 0$, tj. przy $H = \infty$ przedstawiają $\varkappa_{param.}$. Składowa ferromagnetyczna magnetyzacji wynosi zatem $J_{ferrom.} = J_{całk.} - \varkappa_{param.} \cdot H$. Nasycenie magnetyczne stali Cr-Mn-V-N, starzonej w warunkach zapewniających maksymalną wartość magnetyzacji, tj. w temperaturze 650°C przez 32 godz., wynosi ok. 1 mT. Przyjmując dla takich faz jak żelazo α, ferryt δ i martenzyt α' wartość nasycenia magnetycznego wynoszącą 1000 do 1500 mT [8], uzyskuje się objętościowy udział

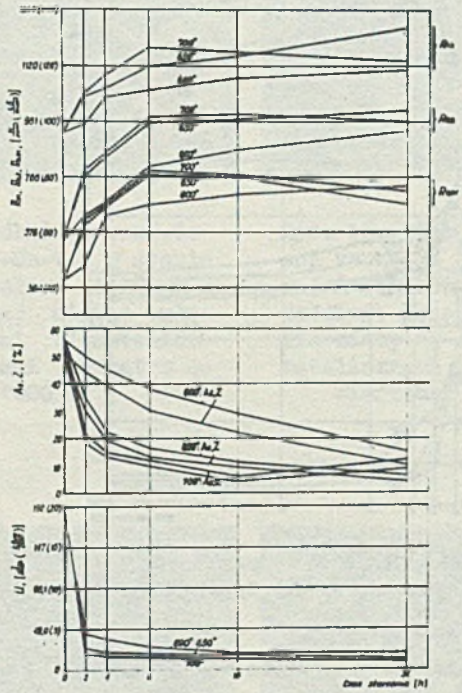


Rys. 14. Wpływ odwrotności pola magnetycznego na podatność magnetyczną stali Cr-Mn-V-N w stanie przesyconym i starzonym

składników ferromagnetycznych, nie przekraczający 0,1%. Ta niewielka ilość fazy ferromagnetycznej, ze względu na znacznie wyższą w stosunku do austenitu wartość magnetyzacji, decyduje o zachowaniu się stali pod względem magnetycznym. Drobne wydzielenia fazy ferromagnetycznej o znacznej anizotropii kształtu określają stosunkowo dużą twardość magnetyczną badanych stali. Może ona ulec dalszemu zwiększeniu w wyniku tworzenia martenzytu α' na pasmach poślizgu i w miejscach przecięć tych pasm powstających pod wpływem przeróbki plastycznej na zimno [9].

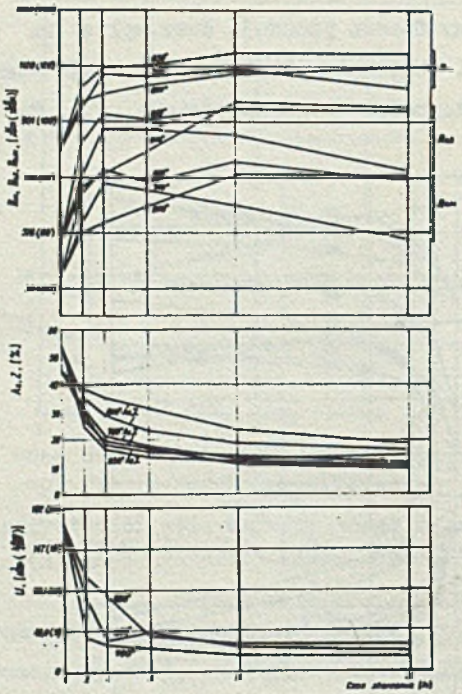
Niewielka ilość fazy ferromagnetycznej, obecna w strukturze badanych stali, tłumaczy trudności napotkane przy próbie ujawnienia zarodków martenzytu, powstających z udziałem dyslokacji, które zgodnie z aktualnymi teoriami termodynamicznymi, są dyskami o wielkości ok. 20 nm, posiadającymi półkoherentną granicę międzyfazową [10]. Podobny pogląd przedstawili Pati i Cohen [11], wykazując jednocześnie, że prawdopodobieństwo ujawnienia takich zarodków martenzytu w cienkich foliach przy pomocy mikroskopu elektronowego jest niewielkie i wynosi $2 : 10^5$.

Omówione przemiany fazowe powodują duży wpływ na wzrost własności wytrzymałościowych i obniżenie plastyczności stali starzonych (rys. 15 i 16). Maksymalne własności wytrzymałościowe, tj. Rm ok. 1200 N/mm^2,



Rys. 15. Wpływ czasu starzenia w temperaturze 650°C na własności mechaniczne stali Cr-Mn-V-N

$R_{0,2}$ ok. 1050 N/mm^2, $R_{0,01}$ ok. 780 N/mm^2 osiągają badane stale po starzeniu w 650°C przez 16 godzin. Własności plastyczne ulegają przy tym wydatnemu obniżeniu, przy czym stal Cr-Mn-V-N wykazuje A_5 ok. 10%, Z ok. 8% oraz udarność ok. 2 daJ/cm^2, natomiast stal Cr-Mn-Ni-V-N - A_5 ok. 14%, Z ok. 12% i udarność ok. 4 daJ/cm^2. Złomy próbek udarnościowych ze stali przesycanych posiadają przełom ciągliwy, wykazujący siatkę wgłębień o średnicy oczek ok. 1 do 5μm (rys. 17), tworzących się w wyniku zlewania porów. Pory te powstają prawdopodobnie przed rozprzestrzeniającym się pęknięciem ciągliwym na granicach międzyfazowych wskutek koncentracji naprężeń w otoczeniu wtrąceń niemetalicznych oraz



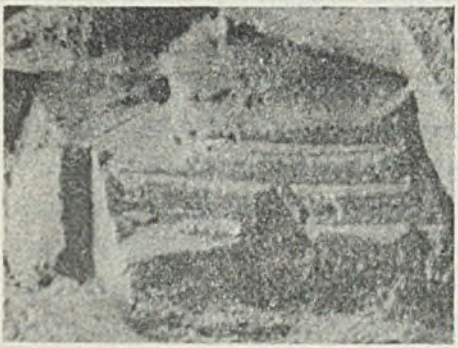
Rys. 16. Wpływ czasu starzenia w temperaturze 650°C na własności mechaniczne stali Cr-Mn-Ni-V-N

nierozpuszczonych podczas przesycania węglikoazotków wanadu. Potwierdzają to obecne we wgłębieniach drobne wtrącenia niemetaliczne i węgliki.

Stal Cr-Mn-V-N już po krótkotrwałym starzeniu wykazuje powierzchnię złamania z przewagą przełomu kruchego międzyziarnistego (rys. 18), powstałego w wyniku blokującego oddziaływania wydzieleń na ruch dyslokacji w przygranicznych strefach ziarn austenitu. Przełom taki powstaje w wyniku zlewania się mikropęknięć, utworzonych prawdopodobnie na granicach międzyfazowych węgliki - osnowa. Po długotrwałym starzeniu następuje zablokowanie ruchu dyslokacji także wewnątrz ziarn, przez co powstaje złom kruchy mieszany - międzyziarnisty i transkrystaliczny (rys. 19). Wystąpienie nietypowego dla metali o sieci regularnej płaskocentrycznej przełomu kruchego transkrystalicznego jest wynikiem dużego zagęszczenia płytkowych wydzieleń węglików $M_{23}C_6$, rozmieszczonych

Rys. 17. Złom próbki udarnościowej ze stali Cr-Mn-V-N w stanie przesyconym; przełom ciągliwy o charakterystycznej siatce wgłębień i wtrąceniami niemetalicznymi oraz węglikami wewnątrz oczek, 1000 x

Rys. 18. Złom próbki udarnościowej ze stali Cr-Mn-V-N przesyconej i starzonej w 650°C przez dwie godziny: przełom kruchy międzyziarnisty ze śladami wtrąceń niemetalicznych i węglików na powierzchni złamania, 300 x



Rys. 19. Złom próbki udarnościowej ze stali Cr-Mn-V-N przesyconej i starzonej w 700°C przez 32 godziny: kruche pęknięcie transkrystaliczne z niewielkimi obszarami pęknięć ciągliwych; chropowatość powierzchni złomu wynika prawdopodobnie z rozprzestrzeniania się pękania wzdłuż granic międzyfazowych węgliki - osnowa, 1000 x

Rys. 20. Złom próbki udarnościowej ze stali Cr-Mn-Ni-V-N przesyconej i starzonej w 650°C przez 32 godziny: przełom transkrystaliczny ciągliwy i międzyziarnisty kruchy, 1000 x

w płaszczyznach poślizgu. Rozprzestrzenianie się pęknięcia kruchego w tym przypadku tłumaczyć należy powstawaniem i rozprzestrzenianiem się mikropęknięć wzdłuż granic międzyfazowych węgliki - osnowa.

Z uwagi na obecność niklu i mniejszą zawartość węgla, postać i rozmieszczenie węglików $M_{23}C_6$ w stali Cr-Mn-Ni-V-N jest korzystniejsze i zapewnia wyższe własności plastyczne w stanie starzonym, w porównaniu ze stalą Cr-Mn-V-N. Stąd w stali z dodatkiem niklu dominuje przełom ciągliwy, nawet po długotrwałym starzeniu (rys. 20).

Wnioski

W wyniku przeprowadzonych badań stwierdzono:

Stale austenityczne Cr-Mn-V-N oraz Cr-Mn-Ni-V-N są stalami niemagnetycznymi o dużej zdolności do utwardzenia wydzieleniowego, spowodowanego rozpadem przesyconego roztworu stałego.

Stale przesycone w wodzie odpowiednio z temperatur 1150 i 1175°C posiadają strukturę austenitu o zmiennej wielkości ziarn z nierozpuszczonymi w czasie przesycania węglikoazotkami wanadu; przesycony austenit stali Cr-Mn-V-N wykazuje ponadto znaczną gęstość dyslokacji.

Pod wpływem starzenia w temperaturach 600 do 750°C następuje wydatne umocnienie stali, związane z preferencyjnym wydzielaniem węglika $M_{23}C_6$; zarodkowanie tego węglika w stali Cr-Mn-V-N zachodzi na granicach i w przygranicznych strefach ziarn austenitu oraz na dyslokacjach utworzonych podczas przesycania; natomiast w stali Cr-Mn-Ni-V-N węgliki $M_{23}C_6$ zarodkują w postaci płytek w równoległych i przecinających się płaszczyznach $\{111\}$; w miarę podwyższenia temperatury i upływu czasu starzenia następuje fragmentacja płytek i wzrost wydzieleń o postaci ziarnistej zarówno na granicach, jak i wewnątrz ziarn austenitu.

Wydzielenia węglików zmieniają przebieg pękania stali; o ile stale przesycone wykazują przełom ciągliwy to próbki udarnościowe stali starzonych posiadają przełom międzyziarnisty lub mieszany, transkrystaliczno-międzyziarnisty.

Rozpadowi przesyconego austenitu towarzyszy niewielki wzrost własności magnetycznych; lokalne maksimum tych własności wynika z przejściowego tworzenia zarodków martenzytu o stabilnej magnetyzacji.

Optymalne warunki obróbki cieplnej, zapewniające wymagane własności niemagnetyczne oraz wysokie własności wytrzymałościowe, osiągają stale po starzeniu w temperaturze 650°C przez 4 do 8 godzin.

LITERATURA

1. Praca zbiorowa: Werkstoffhandbuch "Stahl und Eisen", Stahleisen V. Düsseldorf 1965.
2. Book of ASTM Standarts, Part. 3, Philadelfia 1961, ASTM: A-342-60T.
3. Kneller E.: Ferromagnetismus, Springer V. Berlin 1962.
4. Barton J.: Praca doktorska, Politechnika Śląska, Gliwice 1972.
5. Dietrich H.: Z. angew. Physik, 17, 1964, 269.
6. Dulis E.: Iron Steel Inst., Spec. Rep. Nr 86, 1964, 196.
7. Wink W., Jellinghaus W.: Arch. Eisenhüttenw., 29, 1958, 567.
8. Dietrich H.: DEW-Techn. Ber., 4, 1964, 111.
9. Rassmann G., Henkel O.: Neue Hütte, 4, 1963, 232.
10. Kaufmann L., Cohen M.: Prog. Metal. Phys. 7, 1958, 165.
11. Pati S.R., Cohen M.: Acta Met., 17, 1969, 189.

ВЛИЯНИЕ ДИСПЕРСИОННОГО ТВЕРДЕНИЯ
НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА НЕМАГНИТНЫХ
Cr-Mn-V-N и Cr-Mn-Ni-V-N СТАЛЕЙ

Р е з ю м е

Проведено структурные, магнитные и механические испытания немагнитных дисперсионнотвердеющих Cr-Mn-V-N и Cr-Mn-Ni-V-N сталей. Определено, что исследованные стали заметно упрочняются во время старения при температуре 650°C вследствие выделения карбидов $M_{23}C_6$ которых морфология и распределение в твердом растворе имеет большое влияние на прочностные и магнитные свойства, а также на механизм разрушения сталей.

INFLUENCE OF PRECIPITATION HARDENING UPON STRUCTURE AND PROPERTIES
OF NON-MAGNETIC Cr-Mn-V-N and Cr-Mn-Ni-V-N STEELS

S u m m a r y

Investigations of structure, magnetic and mechanical properties of non-magnetic Cr-Mn-V-N and Cr-Mn-Ni-V-N precipitation hardened steels has been carried out. It has been stated, that during ageing in temperature 650°C these steels had been hardened as result of precipitation of carbide particles of type $M_{23}C_6$. It has been established that morphology and arrangement of carbide precipitates in the solid solution influence strenght and magnetic properties as well as mechanism of fracture of non-magnetic steels.