ZESZYTY NAUKOWE POLITECHNIKI ŚLASKIEJ

LESZEK A. DOBRZAŃSKI

P. 2362 89

WPŁYW KRZEMU NA STRUKTURĘ I WŁASNOŚCI Stali szybkotnących wolframowo-wanadowych

# MECHANIKA

Z. 96 GLIWICE 1989

# POLITECHNIKA ŚLĄSKA

ZESZYTY NAUKOWE

Nr 1046

- 2011 YOOLAGER HENTER, NO

LESZEK A. DOBRZAŃSKI



P. 3362 89

WPŁYW KRZEMU NA STRUKTURĘ I WŁASNOŚCI STALI SZYBKOTNĄCYCH WOLFRAMOWO-WANADOWYCH

straight the local of a straight bill

A set of the set of th

GLIWICE

1989

## OPINIODAWCY

Prof. dr hab. inż. Leopold Berkowski Prof. dr hab. inż. Jerzy Ryś

#### KOLEGIUM REDAKCYJNE

REDAKTOR NACZELNY REDAKTOR DZIAŁU SEKRETARZ REDAKCJI

Prof. dr hab. inż. Józef Wojnarowski
 Mgr Elżbieta Leśko

- Prof. dr hab. inż. Jan Węgrzyn

OPRACOWANIE REDAKCYJNE Mgr Anna Błażkiewicz

Wydano za zgodą Rektora Politechniki Śląskiej

Druk z makiet sporządzonych przez Autora

PL ISSN 0434-0817

Dział Wydawnictw Politechniki Śląskiej ul. Kujawska 3, 44-100 Gliwice

Nakł. 160–185 Ark. wyd. 7,55 Ark. druk. 5,5 Papier offsetowy kl.HI, 70x100,76g Oddano do druku 2.11.89 Podpis. do druku 2.11.89 Druk ukończ. w listopadzie 1989 Zam 711/89 Cena zł 151,-

Fotokopie, druk i oprawę wykonano w Zakładzie Graficznym Politechniki Śląskiej w Gliwicach

P12 30

### SPIS TRESCI

з

|    | WSTĘP   |
|----|---|
| 1. | PRZEGLĄD PIŚMIENNICTWA  |
| 2. | PRZEBIEG BADAN  |
|    | 2.1. MATERIAL DO BADAN  |
|    | 2.2. METODYKA BADAN   |
| з. | WPŁYW KRZEMU NA PRZEMIANY FAZOWE PODCZAS KRYSTALIZACJI I TOPNIENIA 20 |
|    | 3.1. WYKRESY ROWNOWAGI FAZOWEJ  |
|    | 3.2. SKŁAD FAZOWY I MORFOLOGIA WĘGLIKÓW W STALACH W STANIE LANYH24    |
| 4. | WPLYW KRZEMU NA PODATNOŚĆ NA ODKSZTAŁCENIE PLASTYCZNE NA GORĄCO STALI |
|    | W STANIE LANYM  |
|    | 4.1. PODATNOŚĆ STALI NA ODKSZTAŁCENIE PLASTYCZNE NA GORĄCO            |
|    | 4.2. STRUKTURA STALI W STANIE OBROBIONYM PLASTYCZNIE I WYŻARZONYM     |
|    | SFER01 DYZUJĄCO   |
| 5. | WPŁYW KRZEMU NA PRZEMIANY FAZOWE PODCZAS OBROBKI CIEPLNEJ I NA        |
|    | WŁASNOŚCI STALI OBROBIONYCH CIEPLNIE                                  |
|    | 5.1. STRUKTURA STALI PODCZAS AUSTENITYZOWANIA                         |
|    | 5.2. PRZEMIANY AUSTENITU PRZECHŁODZONEGO STALI PRZY CHŁODZENIU        |
|    | CI 4GLYM  |
|    | 5.3. PRZEHI ANY FAZOWE PODCZAS HARTOWANI A                            |
|    | 5. 4. PRZEMIANY FAZOWE PODCZAS ODPUSZCZANIA                           |
|    | 5.5. WEASNOSCI STALI W STANIE OBROBIONYM CIEPLNIE                     |
| 6. | PODSUHOWANIE  |
|    | LITERATURA  |
|    | STRESZCZENIA  |

## THE EFFECT OF SILICON ON STRUCTURE AND PROPERTIES OF TUNGSTEN-VANADIUM HIGH-SPEED STEELS

- 4 -

## CONTENTS

|    | INTRODUCTION.,   |
|----|--|
| 1. | REVIEW OF THE LITERATURE   |
| 2. | EXPERIMENTAL   |
|    | 2.1. MATERIALS   |
|    | 2.2. TECHNIQUES  |
| з. | EFFECT OF SILICON ON PHASE TRANSFORMATIONS DURING CRYSTALLIZATION      |
|    | AND MELTING  |
|    | 3.1. PHASE EQUILIBRIUM DIAGRAMS  |
|    | 3.2 PHASE CONSTITUTION AND MORPHOLOGY OF CARBIDES IN AS-CAST STEELS 24 |
| 4. | EFFECT OF SILICON ON HOT DEFORMABILITY OF AS-CAST STEELS               |
|    | 4.1. NOT DEFORMABILITY   |
|    | 4.2. STRUCTURES OF STEELS AFTER DEFORMATION AND SPHEROIDIZING          |
|    | ANNEALING  |
| 5. | EFFECT OF SILICON ON PHASE TRANSFORMATIONS DURING HEAT-TREATMENT AND   |
|    | ON PROPERTIES IN HEAT-TREATED CONDITION                                |
|    | 5.1. STRUCTURES OF STEELS DURING AUSTENITIZING                         |
|    | 5.2. TRANSFORMATIONS OF UNDERCOOLED AUSTENITE ON CONTINUOUS COOLING52  |
|    | 5.3. PHASE TRANSFORMATIONS ON HARDENING                                |
|    | 5.4. PHASE TRANSFORMATIONS ON TEMPERING                                |
|    | 5.5. PROPERTIES OF STEELS AFTER HEAT-TREATMENT                         |
| 6. | CONCLUSIONS  |
|    | REFERENCES   |
|    | SUMMARY  |
|    |  |

## ВЛИЯНИЕ КРЕННИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОИСТВА БЫСТРОРЕНУЩИХ ВОЛЬФРАНОВАНАДИЕВЫХ СТАЛЕИ

- 5 -

#### СОДЕРЖАНИЕ

|    | ВВЕДЕНИЕ  |
|----|---|
| 1. | ОБЗОР ЛИТЕРАТУРИ  |
| 2. | ХОД ИССЛЕДОВАНИЯ  |
|    | 2.1. ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЯ МАТЕРИАЛ14                                   |
|    | 2.2. МЕТОДЫКА ИССЛЕДОВАНИЯ  |
| з. | ВЛИЯНИЕ КРЕМНИЯ НА ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ВО ВРЕМЯ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ      |
|    | И ПЛАВЛЕНИЯ   |
|    | 3.1. ДИАГРАММЫ ФАЗОВОГО РАВНОВЕСИЯ                                  |
|    | 3.2. ФАЗОВЫЯ СОСТАВ И МОРФОЛОГИЯ КАРБИЛОВ В ЛИТЫХ СТАЛЯХ            |
| 4. | ВЛИЯНИЕ КРЕМНИЯ НА СПОСОБНОСТЬ К ГОРЯЧЕЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ 36 |
|    | 4.1. СПОСОБНОСТЬ СТАЛЕЙ К ГОРЯЧЕЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕВОРНАЦИИ           |
|    | 4.2. СТРУКТУРА СТАЛЕЙ ПОДВЕРГНУТЫХ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И        |
|    | СФЕРОИДИЗИРУЮЩЕМУ ОТВИГУ  |
| 5. | ВЛИЯНИЕ КРЕМНИЯ НА ВАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ВО ВРЕНЯ ТЕРМООБРАБОТКИ И НА |
|    | СВОИСТВА СТАЛЕИ, ПОДВЕРГНУТЫХ ТЕРМООБРАБОТКЕ                        |
|    | 5.1. СТРУКТУРА СТАЛЕЙ ВО ВРЕМЯ АУСТЕНИТИЗАЦИИ                       |
|    | 5.2. ПРЕВРАЩЕНИЯ ПЕРЕОХЛОВДЕННОГО АУСТЕНИТА СТАЛЕИ ПРИ НЕПРЕРЫВНОМ  |
|    | ОХЛАЖДЕНИИ  |
|    | 5.3. ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ВО ВРЕМЯ ЗАКАЛКИ                           |
|    | 5.4. НАЗОВЫЕ ПРЕВРАНЕНИЯ ВО ВРЕМЯ ОТПУСКА                           |
|    | 5.5. СВОИСТВА СТАЛЕИ, ПОДВЕРГНУТИХ ТЕРМООБРАБОТКЕ                   |
| 6. | ПОДВЕДЕНИЕ ИТОГОВ   |
|    | БИБЛОГРАВИЯ   |
|    | PE3IDHE   |

A Department of the local division.

- Treat a star star star

- 6

and the second second

WSTEP

Stale szybkotnące w dużym stopniu decydują o wydajności, pracochłoności oraz niezawodności produkcji w wielu gałęziach przemysłu. Dobra jakość narzędzi gwarantuje długi okres między kolejnymi wymianami narzędzi w nierzadko złożonych agregatach obróbczych i w pełni zapewnia wymaganą jakość wytwarzanych elementów. Trwałość narzędzi zależy głównie od prawidłowego doboru materiału pod względem składu chemicznego i struktury<sup>[1+15]</sup>. Stale szybkotnące znalazły zastosowanie na narzędzia do pracy w bardzo ciężkich warunkach i to zarówno do obróbki skrawaniem<sup>[1+3,13]</sup>, jak i do obróbki plastycznej<sup>[1+3,14,15]</sup>.

Optymalizacja składu chemicznego stali szybkotnących jest prowadzona od wielu lat, głównie ze względu na duże własności skrawne narzędzi i najmulejsze możliwe koszty ich wytwarzania [1+3]. W okresie ostatnich kilku lat istotnym kryterium optymalizacji stała się ponadto dostępność pierwiastków stopowych oraz ich cena na rynkach światowych<sup>[2,3]</sup> Ze względu na znaczne wahania cen głównych pierwiastków stopowych w stalach szybkotnących, głównie W, No i Co na rynkach światowych<sup>[2,3,16+19]</sup>, nie dających się wcześniej przewidzieć, wątpliwości mogą nasuwać wszelkie analizy teoretyczne dotyczące ekonomicznego wykorzystania różnych grup stali szybkotnących i zastosowanych w nich pierwiastków stopowych. W celu zabezpieczenia się przed zaskakującym zwiększeniem kosztów któregokolwiek z pierwiastków stopowych lub okresowym jego brakiem, w ostatnim okresie w wielu ośrodkach naukowych prowadzone są prace nad możliwościami zastępowania podstawowych pierwiastków stopowych łatwiej dostępnymi i tańszymi<sup>[1,3,19]</sup>. Prace te mają na celu stworzenie podstaw do szybkiego w razie potrzeby uruchomienia produkcji stali zastępczych o własnościach porównywalnych z własnościami użytkowymi stali szybkotnących produkowanych dotychczas.

Z uwagi na przewidywaną możliwość ograniczenia stężenia W i No w stalach szybkotnących szczególną rolę odgrywają badania nad znaczeniem Si jako pierwiastka stopowego w tych stalach. Tradycyjnie Si występujący zwykle w stalach szybkotnących w stężeniu ok. 0,3% nie jest uważany za dodatek stopowy. Stale szybkotnące zawierają zwytle niewielkie stężenie tego pierwiastka ze względów stalowniczo-metalurgicznych, nie zaś z powodu oddziaływania na własności. Si może być jednak wartościowym dodatkiem stopowym. Badania w tym zakresie wykonane dotychczas w ośrodkach zagranicznych dotyczą wyłącznie stali W-No-V typu 6-5-2 i 2-9-2, W-No-V-Co typu 2-9-1-8 i bezwolframowej stali typu 0-8-2 <sup>[19+36]</sup> Przegląd piśmiennictwa dotyczący tego zagadnienia zamieszczono w pracach <sup>[1+3,37]</sup> w kraju od kilku lat są natomiast wykonywano prace własne<sup>(37+56)</sup> dotyczące znaczenia Si jako pierwiastka stopowego w bezmolibdenowych stalach szybkotnących W-Mo-V typu 7-0-2, 9-0-2 i 12-0-2, w których głównym składnikiem stopowym jest W. Krzem, który może częściowo zastąpić inne znacznie droższe pierwiastki stopowe, oddziałuje na skład fazowy stali, przemiany fazowe podczas krystalizacji, obróbki plastycznej i obróbki cieplnej oraz na własności mechaniczne stali i eksploatycyjne wytworzonych z niej narzędzi.

#### 1. PRZEGLAD PIŚMIENNICTWA

Dotychczasowe badania nad znaczeniem Si jako pierwiastka stopowego w stalach szybkotnacych dotyczą wyłącznie stali W-Mo-V typu 6-5-2 i 2-9-2. W-Mo-V-Co typu 2-9-1-8 i bezwolframowej stali typu 0-8-2 [19+36] Opracowano fragmenty układów równowagi stali W-Mo-V typu 6-5-2<sup>[27]</sup> i 2-9-2<sup>[29]</sup> w zależności od zmiennego stężenia Si oraz układ pseudotrójskładnikowy dla stali typu 6-5-2 ze zmiennym steżeniem Si i c<sup>[27,28]</sup> Dodatek do 5% Si do stali szybkotnacych typu 6-5-2 zasadniczo nie zmienia przebiegu procesów zachodzacych w czasie krystalizacji, opisanych w pracach<sup>[1,2]</sup> Następuje jednak znaczne przesunięcie temperatury przemian i sekwencji wydzielania faz<sup>[27]</sup>. Ze zwiekszeniem steżenia Si obniżeniu ulega temperatura likwidus, a nieco mniej temperatura solidus. Przedział miedzy temperatura likwidus i solidus zmniejsza się o  $ok.15^{\circ}C$  ze zwiększeniem stężenia Si o każdy i%<sup>1281</sup>. Na podstawie badań stali typu 6-5-2+C+Si stwierdzono wyrażnie stabilizujące działanie Si na ferryt stopowy wysokotemperaturowy α(δ), co sprzyja przytłumieniu trólfazowej przemiany perytektycznej<sup>[28]</sup>. Poniżej temperatury likwidus, prawie w całym zakresie badanych steżeń Si i C. ferryt stopowy wysokotemperaturowy  $\alpha(\delta)$  w tej stali jest faza wydzielającą się w cieczy w pierwszej kolejności<sup>[28]</sup>. Jedynie przy małym stężeniu Si i dużym stężeniu C w pierwszej kolejności wydziela się austenit  $\gamma^{[28]}$ . Ze wzrostem stężenia Si i z równoczesnym zmniejszeniem stężenia C w stali typu 6-5-2+C+Si zmniejsza się zakres temperaturowy występowania austenitu y. W zakresie stężeń 3+5% Si i 1+1,2% C ferryt jest tak stabilny, że występuje również poniżej temperatury solidus [28]. Analogiczny wpływ Si stwierdzono na temperaturę przemian fazowych w czasie krystalizacji stali typu 2-9-2<sup>(29)</sup>.

Krzem zwiększa aktywność C w stopionym Fe. Zwiększone stężenie Si powoduje więc taki sam efekt jak zwiększone stężenie C<sup>(30)</sup>. Zwiększone stężenie Si sprzyja wydzielaniu węglików typu M<sub>C</sub> podczas krystalizacji stali szybkotnącej, co związane jest z uprzednim zmniejszeniem segregacji Mo, W i V w fazie ciekłej<sup>(30)</sup>. Segregacja Mo i V jest mniejsza w przypadku tworzenia się ferrytu stopowego wysokotemperaturowego  $\alpha(\delta)$  (czemu sprzyja zwiększone stężenie Si w stali) niż w przypadku powstawania austenitu  $\gamma^{(30)}$  Współczynniki podziału Mo i V są bowiem większe pomiędzy ferrytem wysokotemperaturowym  $\alpha(\delta)$  a cieczą niż pomiędzy austenitem  $\gamma$  a cieczą. Zmniejszeniu segregacji Mo i V, a zatem tworzeniu węglików typu M<sub>c</sub>C oprócz zwiększenia stężenia Si, sprzyja również zmniejszenie szybkości chłodzenia stali podczas krystalizacji<sup>[30]</sup>.

Wyniki licznych prac [20+32,26+28,30] swiadczą, że w stalach

zawierających znaczne stężenie No typu 2-0-2, 2-0-1-8, 0-8-2 lub w stali W-No-V o podwyższonym stężeniu C typu 6-5-2+C, skład fazowy węglików zależny jest od obecności w stali zwiększonego stężenia Si oraz od stężenia C i M. Przy niskim stężeniu N i wysokim - C w stalach tej grupy przebiega przemiana eutektyczna, w wyniku której powstaje mieszanina austenitu  $\gamma$  i węglików typu N c<sup>(21)</sup>. Wzrost stężenia Si sprzyja wydzielaniu węglików eutektycznych typu N C podczas krystalizacji nawet w stalach o podwyższonym stężeniu C<sup>(30)</sup>. W stalach zawierających znaczne stężenie No skład fazowy węglików zależy od równoczesnej obecności w stali zwiększonego stężenia Si oraz N<sup>(20+22, 26, 27, 30, 35)</sup>. Ze wzrostem stężenia tych pierwiastków, w eutektyce ledeburytycznej zwiększa się udział węglików typu N C, a zanikają natomiast węgliki typu N C o morfologii igiełkowatej <sup>(20, 21, 25+28, 30, 31, 33, 10)</sup>

357 Jednocześnie w węglikach typu N\_C zwiększa się stężenie Si i zmniejsza - W, No i V, a w niewielkim stopniu - Cr<sup>[27+29]</sup>. Na podstawie badan składu chemicznego węglików zawartych w stali typu 6-5-2 stwierdza się, że Si występuje wyłącznie w sieci krystalograficznej węglika typu M C<sup>(27,28)</sup>. Wysunięto przypuszczenie, że atomy Si mogą obsadzić maksymalnie 16 pozycji / w sieci tego weglika, co odpowiada stężeniu atomowemu 14% Si. Ze wzrostem stężenia Si w stali stężenie tego pierwiastka w węgliku typu N C zwiększa się do składu granicznego (N\_Si)C<sup>[27,28]</sup>. W pracach tych podaje się, że węglik typu M\_C staje się wówczas lżejszy w wyniku wymiany względnie cięższych atomów W, No i Fe. przez lżejsze atomy Si. Uwolnione atomy tych pierwiastków przechodzą do osnowy, gdzie mogą tworzyć nowe węgliki z C zawartym w roztworze stałym (20,25,27,28) Krzem sprzyja wiec zwiekszeniu udziału węglików w stali, przy czym węgliki te są uboższe w pierwiastki stopowe w porównaniu z tworzącymi się w stalach konwencjonalnych [25]. W stalach typu 6-5-2 zawierających 1,5% C i do 2% Si udział węglika typu M.C. w fazie węglikowej maleje od ok.60% do 0, podczas gdy udział węglika typu M C zwiększa się od 20 do 90%. Dalsze zwiększenie stężenia Si w stali powoduje powstawanie węglików typu M.C., głównie kosztem węglików typu M c[27,28]

W stalach szybkotnących o komwencjonalnym stężeniu Si węglik typu M C jest metastabilny i jak wykazały szczegółowe badania <sup>(29)</sup> ulega rozpadowi w stanie stałym podczas długotrwałego wygrzewania przez kilkadziesiąt godzin w wysokiej temperaturze:

wegliki M\_C + austenit y --- wegliki M\_C + ferryt przesycony (a+C)

W przypadku, gdy w stalach szybkotnących zawierających podwyższone stężenie Si w stanie lanym występuje niewielka ilość węglika typu M C<sup>(22)</sup>, Si zawarty w osnowie przyspiesza przemianę tego węglika w fazę typu M C<sup>(20)</sup>. Przemiana ta rozpoczyna się podczas nagrzewania stali typu 2-0-2 do temperatury 640+700°C. W odlanych uprzednio stalach typu 2-0-2 stwierdzono również<sup>(29)</sup>, że węgliki typu M C tworzą się w czasie wyżarzania kosztem zanikających węglików typu M C. Wysoka temperatura wyżarzania i długie czasy wygrzewania przyspieszają rozpad metastabilnych węglików typu M C<sup>(27)</sup>. Porównanie stężeń pierwiastków zaangażowanych w przemianę węglików typu M C w M C wskazuje, że osnowa dostarcza Fe i Si niezbędnych do rozpadu i pobiera nadmiar W i Mo, a w mniejszym stopniu Cr i V<sup>(27)</sup>.

- 11 -

Podwyższone steżenie Si w stalach W-Mo-V typu 6-5-2 i 2-0-2 oraz W-Mo-V-Co typu 2-9-1-8+C woływa na zmniejszenie podatności tych stali na odkształcenie plastyczne na gorąco i na zawężenie zakresu temperatury, w której nie występują pęknięcia podczas odkształcenia plastycznego na noraco, realizowanego przez speczanie [21]. Dodatek Si woływa na zwiekszenie dornej temperatury granicznej odkształcenia plastycznego na gorąco stali typu 6-5-2+C, któremu nie towarzyszy pekanie [21]. Podatność na odkształcenie plastyczne na gorąco stali typu 6-5-2, 6-5-2+C. 2-9-2 i 2-9-1-8+C z podwyższonym stężeniem Si może być polepszona przez równoczesne zwiekszenie steżenia N w stali. Dodatek ten woływa bowiem na zwiekszenie zakresu temperatury, w której odkształceniu plastycznemu na goraco nie towarzysza pekniecia [21]. Zwiekszenie stężenia N powoduje polepszenie podatności na odkształcenie plastyczne na gorąco także w stalach typu 6-5-2. 6-5-2+C i 2-9-2 o konwencjonalnym stężeniu Si<sup>[21]</sup>. Efektu tego nie obserwuje się natomiast w konwencjonalnej stali typu 2-9-1-8+C<sup>[21]</sup>. kacznie zwiekszenie steżeń Si i N w tych stalach szybkotnacych powyżej wartości zwykle występujących w stalach konwencjonalnych np. typu 2-9-2, powoduje zwiększenie podatności stali na odkształcenie plastyczne na gorąco [21]

Dodatek Si powoduje przesunięcie temperatury A początku przemiany ferrytu a w austenit y podczas nagrzewania do temperatury hartowania, do wyższych wartości np. w stali typu 6-5-2 średnio o ok.10°C na 1% Si (25). Krzem może być wykorzystany do regulowania wielkości ziarna austenitu pierwotnego podczas obróbki cieplnej stali szybkotnących (20). W wyniku wygrzewania stali typu 6-5-2 o podwyższonym stężeniu Si w niskiej temperaturze austenityzowania, po uprzednim wyżarzaniu zmiękczającym w zakresie 790+830°C uzyskuje się bardzo drobne ziarna austenitu pierwotnego. Z podnoszeniem temperatury austenityzowania ziarna austenitu pierwotnego zwiększają się niezbyt szybko, chociaż wygrzewanie w wyższej temperaturze powoduje uzyskanie grubych ziarn austenitu pierwotnego, a nawet lokalne nadtopienie stali 125). Podczas prób austenityzowania stali W-No-V typu 2-9-2 oraz bezwolframowej stali typu 0-8-2, a także stali W-Mo-V-Co typu 2-9-1-8+C stwierdzono również odpowiednie zmniejszenie wielkości ziarna austenitu pierwotnego ze zwiększeniem stężenia Si w tych stalach [20,26] chociaż na podstawie badań wykonanych w pracy<sup>[24]</sup> stwierdzono, że Si niezbyt efektywnie oddziałuje na zmiany wielkości ziarn austenitu pierwotnego w stali W-No-V typu 2-9-2. Stwierdzono także wzrastającą tendencję do nadtopień ze zwiększeniem stężenia Si w badanych stalach szybkotnących . Tendencję do nadtopień w wyższej temperaturze austenityzowania, charakterystyczną dla stali o podwyższonym stężeniu Si, można zmniejszyć przeprowadzając wyżarzanie sferoidyzyjące w temperaturze zbliżonej do A\_ tj. w przypadku stali W-No-V typu 6-5-2 w zakresie

860+880°C. Ponieważ temperatura ta jest nieco wyższa niż w przypadku stali o konwencjonalnym stężeniu Si, austenityzowanie w wyższej temperaturze powoduje nieznaczne zwiększenie wielkości ziarn austenitu pierwotnego<sup>[25]</sup>.

Niewielki dodatek Si w stalach W-Mo-V typu 6-5-2 i 2-9-2 oraz w bezwolframowej stali typu 0-8-2 nie przekraczający zwykle ok.1% powoduje zwiększenie efektu twardości wtórnej, w porównaniu do uzyskiwanego w stalach zawierających konwencjonalne stężenie ok.0,3% tego pierwiastka (24,26,27,35) Krzem w szczególności przy niewielkim stężeniu N w stali typu 2-9-2 powoduje zwiększenie stężenia C rozpuszczonego w osnowie stali szybkotnącej w wyniku zmiany stabilności faz węglikowych oraz prawdopodobnie przez udział w reakcjach węglikowych<sup>(24)</sup>. Tym oddziaływaniem są spowodowane różnice twardości stali zahartowanej z różnej temperatury oraz odpuszczonej w różnej temperaturze<sup>[24]</sup>. Efekt twardości wtórnej stali typu 2-9-2 o podwyższonym stężeniu Si jest wyrażniejszy w przypadku równoczesnego zwiększenia stężenia N np. z 0,03 do 0,05%<sup>(24)</sup>. Z tego względu w stalach zawierających 0,05% N dodatek Si o stężeniu mniejszyma od ok.0,5% nie powoduje efektywnego zwiększenia twardo≲ci stali w stanie zahartowanym i odpuszczonym . W tym przypadku oddziaływanie Si nie jest tak wyrażne prawdopodobnie ze względu na zastępowanie C przez N w węglikach wydzielających się w większej ilości niż w stalach konwencjonalnych [24]

Krzem powoduje przesunięcie temperatury maksymalnej twardości wtórnej dolychczas badanych stali W-Mo-V i W-Mo-V-Co do niższych wartości 20,25427. W stali W-Mo-V typu 6-5-2 zwiększenie stężenia Si o ok.1% powoduje obniżenie tej temperatury o ok.10°C<sup>(20)</sup>. Wpływ ten jest wyrażniejszy przy wyższych stężeniach Si<sup>(25)</sup>. Małe zmniejszenie odporności na odpuszczanie występuje w stalach bezwolframowych typu 0-8-2 o stężeniu ok.1% Si<sup>(26)</sup>. Podobne oddziaływanie Si wywiera w stalach W-Mo-V typu 2-9-2 i W-Mo-V-Co typu 2-9-1-8+C, jakkolwiek przy stężeniach większych niż i%<sup>(20,20)</sup>. Zmniejszenie efektu twardości wtórnej związane jest z tym, że dodatek Si powoduje zmniejszenie udziału austenitu szczątkowego w stali zahartowanej i jest przyczyną przyspieszenia przemiany austenitu szczątkowego podczas odpuszczania<sup>(25)</sup>, co stwierdzono zarówno w stalach W-Mo-V typu 6-5-2<sup>(27)</sup> jak i typu 2-9-2<sup>(20)</sup>.

Doniesienia literaturowe dotyczące oddziaływania zwiększonego stężenia Si na ciągliwość stali szybkotnących nie są jednoznaczne. W pracach<sup>(20,26)</sup> stwierdza się, że własności ciągliwe stali typu 2-9-2 o konwencjonalnym stężeniu S<sup>(20)</sup> oraz stali typu 2-9-2 o podwyższonym stężeniu tego pierwiastka<sup>(20)</sup> nie ulegają istotnym zmianom pod wpływem zwiększenia stężenia Si. Wyniki pracy<sup>(32)</sup> wskazują, że udarność stali typu 2-9-2 nawet polepsza się nieznacznie przez dodatek Si. W pracach<sup>(4,2)</sup> wykazano natomiast, że udarność stali typu 2-9-2 zmniejsza się ze zwiększeniem stężenia Si powyżej 0,1%, przy czym oddziaływanie to jest szczególnie silne w przypadku zwiększenia stężenia N w stali z 0,03 do 0,05%<sup>(24,32)</sup>. Zwiększenie stężenia Si w zakresie od 0,1 do 0,5% powoduje zmniejszenie udarności stali typu 2-9-2 o ok.20%<sup>[24]</sup>. Oddziaływanie Si na udarność stali typu 6-5-2 jest nieznaczne<sup>[22]</sup>, chociaż w pracy<sup>[25]</sup> stwierdzono, że energia odkształcenia plastycznego w statycznej próbie zginania jest większa w przypadku stali tego typu ze zwiększonym stężeniem Si niż stali konwencjonalnej. Dodatek Si powoduje natomiast istotne zmniejszenie udarności stali typu 6-5-2+C i 2-9-1-8+C<sup>[22,26]</sup>.

- 13 -

W literaturze występują nieliczne doniesienia na temat własności eksploatacyjnych stali szybkotnących z podwyższonym stężeniem Si. W pracy<sup>(25)</sup> stwierdzono, że w porównaniu z gatunkami konwencjonalnymi stale typu 6-5-2 o podwyższonym stężeniu Si cechują się lepszą szlifowalnością. Badania własności skrawnych stali typu 6-5-2 z podwyższonym stężeniem Si wskazują, że dorównuje ona, a w licznych przypadkach nawet przewyższa własności skrawne stali o konwencjonalnym składzie chemicznym. Na podstawie porównania wyników prób toczenia i frezowania oraz prób wiercenia i przecinania wykonanych narzędziami wykonanymi ze stali typu 6-5-2<sup>[25]</sup> stierdzono, że stal o stężeniu Si nie większym od 1% może być z powodzeniem stosowana zamiast konwencjonalnej stali tego typu. Narzędzia wykonane ze stali tego typu o stężeniu Si większym od 1% charakteryzują się natomiast obniżonymi własnościami skrawnymi, jak noże tokarskie i przyspieszonym zużyciem jak noże strugarskie<sup>[27]</sup>.

- 12 -

#### 2. PRZEBIEG BADAN

#### 2.1 MATERIAL DO BADAN

Badania wykonano na 14 wytopach laboratoryjnych stali szybkótnących wolframowo-wanadowych o stężeniu 0,3=5% Si. Założone składy chemiczne badanych stali podano w tablicy 1. W stalach typu 9-0-2+Si zawierających

## Założony skład chemiczny wytopów doświadczalnych

Tablica 1

| Nr  | Stężenie masowe<br>pierwiastków, % |      |     |
|---|------------------------------------|------|-----|
| wycopu  | С                                  | W    | Si  |
| 1   | 1,05                               | 9,5  | 0,3 |
| 2   | 1,05                               | 9,5  | 1   |
| Э   | 1,05                               | 9,5  | 2   |
| 4   | 1,05                               | 9,5  | з   |
| 5   | 1,05                               | 9,5  | 4   |
| 6   | 1,05                               | 9,5  | 5   |
| 7   | 1,05                               | 7,0  | s   |
| 8   | 1,05                               | 12,0 | S   |
| 9   | 0,9                                | 9,5  | 2   |
| ot  | 0,9                                | 7,0  | 2   |
| 11  | 0,9                                | 12,0 | s   |
| 12  | 0,9                                | 7,0  | 1   |
| 13  | 0,9                                | 9,5  | 1   |
| 14  | 1,05                               | 7,0  | 1   |
| 2, 5% 4, 5% Cr; (0, 3% Mn<br>(0, 02% S; (0, 02% P |                                    |      |     |

stężenie Si w zakresie 0,3+5% ze stopniowaniem co 1%. W celu porównania oddziaływania Si w tej grupie stali z wpływem innych pierwiastków stopowych w stalach typu W-0-2+2Si o stężeniu ok.2% Si; 2,5% V i 4,5% Cr zmieniano stężenie W w zakresie 7+12% ze stopniowaniem co 2,5% przy dwóch stężeniach C: ok. 0,9 i 1,05% . W stalach typu W-0-2+1Si zawierających 1,05 lub 0,9% C; 2,5% V; 4,5% Cr i 1% Si stężenie W wynosiło 7 lub 9,5% .

1,05% C; 9,5% W; 2,5% V i 4,5% Cr zmieniano

Wytapianie stali przeprowadzono w piecu topielnym próżniowym VSG-25 firmy "Balzers". Do wytapiania zastosowano tygiel wykonany z masy spinelowej z kontrolowaną ilością zanieczyszczeń, produkowanej przez firmę "Peshiney". Tygiel wypalano przy użyciu elektrody grafitowej. Jako wsadu używano żelaza "Armco". Do zasobnika pieca wprowadzano mangan elektrolityczny. Po zamknięciu pieca z jego wnętrza usuwano powietrze przy użyciu pomp rotacyjnych, a następnie rozpoczynano nagrzewanie wsadu. Po nagrzewaniu przez ok. 10 min., do komory pieca wprowadzano azot o ciśnieniu ok.150-

250 hPa i doprowadzano do roztopienia wsadu. Po uzyskaniu klarownej kąpieli stopu dokonywano rafinacji próżniowej przez ok.10+15 min w próżni 10<sup>-8</sup>hPa. Następnie do pieca wprowadzano argon o ciśnieniu ok.100 hPa, a z zasobnika do kąpieli porcjami dozowano mangan. Po roztopieniu się manganu ponownie dokonywano rafinacji próżniowej ciekłych stali, po czym odlewano je do wlewnic stalowych. Po skrzepnięciu wlewki wyjęto z wlewnic i chłodzono je w powietrzu. W wyniku tego uzyskano wlewki o wymiarach ok. 70×105×280 mm i masie ok. 18 kg. Wlewki poddano wyżarzaniu w temperaturze 850°C przez 4 h. Nagrzewanie do temperatury wyżarzania realizowano w piecu komorowym w atmosferze powietrza z dwustopniowym podgrzewaniem przez 1 h kolejno w temperaturze 300 i 550°C. Po wyżarzaniu wlewki chłodzono z piecem.

Z wlewków wyżarzonych wycięto próbki do badań metalograficznych. rentgenograficznych, analizy w mikroanalizatorze rentgenowskim oraz próbki do badań plastometrycznych. Pozostałą część wlewka przecięto wzdłuż osi wzdłużnej, oczyszczono przez frezowanie i szlifowanie z pozostałości jamy usadowej i przekuto na pręty ¢12 mm, ¢15 mm, ≠12x25 mm i ≠4x25 mm na młocie sprežarkowym w temperaturze 1150-1000°C z kilkakrotnym podgrzewaniem międzyoperacyjnym. Pręty kute poddano wyżarzaniu sferoidyzującemu w temperaturze 850°C przez 2 h , po czym chłodzono je z podwójnym wychłodzeniem w temperaturze 810 i 790°C przez 1 h i następnym chłodzeniem z piecem. Z pretów kutych wykonano próbki do badań metalograficznych oraz do badań własności mechanicznych. Próbki poddano hartowaniu w kapielach solnych z temperatury 1120 do 1300°C ze stopniowaniem co 30°C, z austenityzowaniem przez 50, 100, 200, 400 i 800 s. Próbki podgrzewano w soli dwustopniowo przez 15 min kolejno w temperaturze 560 i 850°C, a chłodzono z wychłodzeniem w kapieli solnej w temperaturze 560°C przez 5 min, a następnie w powietrzu. Próbki austenityzowane przez 100 s w temperaturze 1120+1240°C przeznaczone wyłącznie do badań strukturalnych po zahartowaniu odpuszczono jednokrotnie przez 2 h w temperaturze 480+630°C ze stopniowaniem co 30°C. Próbki po odpuszczaniu chłodzono w spokojnym powietrzu. Próbki do badań własności mechanicznych i eksploatacyjnych odpuszczono dwukrotnie przez 2b w tym zakresie temperatury.

#### 22 METODYKA BADAN

Badania metodą różnicowej analizy termicznej DTA wykonano w termoanalizatorze TA-1 firmy Wettler przy czułości 4 µV/cm. Nagrzewania i chłodzenia próbek dokonano w atmosferze ochronnej helu z szybkością 10 °C/min. Zmianom temperatury równocześnie poddawano próbkę badanej stali umieszczoną w jednym cienkościennym tygielku oraz próbkę wzorcową α-Al\_O znajdującą się w drugim tygielku. Temperaturę rejestrowano przy użyciu termoelementu Pt-PtRh10. Na podstawie uzyskanych wyników opracowano pseudopodwójne układy równowagi badanych stali szybkotnących. W celu zinterpretowania wyników badań wykorzystano obserwacje metalograficzne próbek w stanie lanym oraz próbek uprzednio odkształconych plastycznie na gorąco i wyżarzonych, a następnie nagrzewanych do różnej temperatury z zakresu miedzy solidusem a likwidusem, po czym bardzo szybko oziębionych w celu zamrożenia struktury właściwej dla temperatury topnienia. W interpretacji wyników badań własnych pomocne były wyniki wcześniejszych prac [27+30,56+69], dotyczących krystalizacji stali szybkotnących oraz prac [27+29,58,59,62,67+69] w których opracowano fragmenty pseudopodwójnych

- 15 -

wykresów równowagi niektórych typów stali szybkotnących.

Próby odkształcenia plastycznego na gorąco próbek badanych stali w stanie lanym wykonano na plastometrze skrętnym opisanym w pracach  $^{[70,71]}$ . Próbki skręcano do zniszczenia w temperaturze 950÷1150°C ze stopniowaniem co 50°C z szybkością z=3,33 s<sup>-1</sup>. W każdej temperaturze wykonano próby na 5 próbkach z każdej badanej stali. Część próbek bezpośrednio po zakończeniu odształcenia plastycznego na gorąco w danej temperaturze chłodzono natryskiem wodnym, pozostałe natomiast w powietrzu. Rejestrowano zmiany momentu skręcającego M<sub>0</sub> w funkcji liczby obrotów próbki n. Otrzymane krzywe przedstawiono w układzie współrzędnych: naprężenie redukowane  $\sigma$  - stopień odkształcenia z, wykorzystując hipotezę Hubera i zależności podane w pracach  $^{[72+74]}$  W interpretacji wyników badań pomocne były wcześniejsze własne prace studialne  $^{[75]}$  oraz własne prace badawcze  $^{[76+79]}$ , dotyczące odkształcenia plastycznego na gorąco innych stali szybkotnących.

Badania dylatometryczne w celu wyznaczenia krzywych rozpadu austenitu przechłodzonego przy chłodzeniu ciągłym i temperatury przemian fazowych przy nagrzewaniu przeprowadzono na dylatometrze bezpośrednim Adamel LK-02 z rejestratorem XY. Próbki z przygrzaną termoparą Pt-PtRh nagrzewano w próżni du temperatury 850°C z szybkością 5°C/min, a następnie do temperatury austenityzowania 1150°C, w której wygrzewano próbki przez 4 min. Próbki austenityzowane w tych warunkach chłodzono programowo z różnymi szybkościami w zakresie 0,02±100°C/s, a po osiągnięciu temperatury pokojowej wymrażano w ciekłym azocie. Rejestrowano zmiany wydłużenia próbek w funkcji temperatury oraz zmiany temperatury w funkcji czasu. Na podstawie zarejestrowanych krzywych chłodzenia z naniesionymi na nich punktami przemian występujących na krzywych dylatometrycznych próbek chłodzenia  $\lambda$  temperatura - przemiany fazowe austenitu przechłodzonego przy chłodzeniu ciągłym  $\lambda$ TP. Wskażnik szybkości chłodzenia określa wzór:

## λ=τ/<sup>800</sup>.10<sup>-2</sup>,

gdzie 7/<sup>800</sup> oznacza czas chłodzenia w zakresie temperatury 800 do 500<sup>°</sup>C. W interpretacji wyników wykorzystano wcześniejsze prace własne <sup>(76,80,81)</sup> oraz inne opracowania<sup>(82+85)</sup>, dotyczące przemian fazowych austenitu przechłodzonego innych stali szybkotnących.

Na zgładach próbek w stanie lanym i wyżarzonym, na zgładach próbek wykonanych na przekrojach poprzecznych próbek plastometrycznych po próbie skręcania w pobliżu złomu oraz na zgładach próbek dylatometrycznych i próbek obrobionych cieplnie wykonano badania metalograficzne na mikroskopie metalograficznym NeF-2 i w mikroskopie skaningowym JCXA-50. Próbki stali w stanie lanym trawiono selektywnie w odczynnikach zestawionych w tablicy 2. Próbki stali odkształconych plastycznie na gorąco, próbki dylatometryczne, a także próbki stali zahartowanych trawiono w celu ujawnienia ziarn

#### Skład chemiczny stosowanych odczynników

| Lp. | Skład chemiczny odczynnika   | Zastosowanie i działanie odczynnika   |
|-----|--|---|
| 1   | 3 g chlorku żelaza, 1,5 cm <sup>9</sup><br>kwasu solnego i 100 cm al-<br>koholu etylowego                                      | trawienie chemiczne zgładów; ujawnia jasne<br>nie trawiące się węgliki na tle ciemnej<br>wytrawionej osnowy   |
| 2   | 4 g nadmanganianu potasu,<br>4 g wodorotlenku sodu i<br>100 cm wody destylowanej   | trawienie chemiczne zgładów; ujawnia tra-<br>wiące się na ciemno węgliki typu M C na<br>tle jasnej nie trawiącej się osnowy   |
| 3   | 1 g bezwodnika kwasu chro-<br>mowego i 100 cm <sup>9</sup> wody des-<br>tylowanej  | trawienie elektrolityczne zgładów przy na-<br>pięciu 3 V; ujawnia trawiące się na ciemno<br>węgliki typu MC na tle jasnej nie trawią-<br>cej się osnowy z lekka wytrawionymi grani-<br>cami węglików typu M C z osnową        |
| 4   | 3 g želazicyjanku potasu,<br>10 g wodorotlenku potasu i<br>100 cm wody destylowanej  | trawienie chemiczne zgładów; ujawnia tra-<br>wiące się na ciemnobrązowo węgliki typu<br>M C, białe nie trawiące się węgliki typu<br>M oraz pomarańczowe węgliki chromu typu<br>M C lub M C na tle słabo wytrawionej<br>ośnowy |
| 5   | 5 g kwasu pikrynowego,<br>100 cm wody destylowanej i<br>0,5 g alkilosulfonianu sodu  | trawienie chemiczne zgładów; ujawnia gra-<br>nice ziarn austenitu pierwotnego w stalach<br>zahartowanych  |
| 6   | 3 cm <sup>9</sup> kwasu azotowego i<br>100 cm alkoholu etylowego   | trawienie chemiczne zgładów; ujawnia gra-<br>nice ziarn ferrytu i węgliki w stalach<br>wyżarzonych sferoidyzująco   |
| 7   | 10 cm <sup>3</sup> kwasu azotowego i<br>100 cm <sup>°</sup> alkoholu etylowego   | trawienie zgładów przeznaczonych do badań<br>metodami metalografii ilościowej; ujawnia<br>białe węgliki na tle wytrawionej na czarnó<br>osnowy  |
| 8   | 5 <sup>9</sup> cm kwasu solnego<br>i 450 cm wody destylowanej  | izolacja elektrolityczna węglików przy<br>gęstości prądu 15 mA/cm   |
| 9   | 500 cm <sup>3</sup> kwasu solnego (1,19<br>g/cm ) i 50 cm perhydrolu<br>(30%)  | chemiczne rozpuszczanie węglików typu MC<br>w gotującym się odczynniku przez 1h;<br>pozostałość: węgliki typu M <sub>o</sub> C  |
| 10  | 500 cm <sup>9</sup> perhydrolu (30%)   | chemiczne rozpuszczanie węglików typu M_C<br>w gotującym się odczynniku przez 1h;<br>pozostałość: węgliki typu MC   |
| 11  | 300 cm <sup>9</sup> kwasu azotowego,<br>100 cm kwasu fluorowodoro-<br>wego, 150 cm kwasu solnego<br>i 450 cm wody destylowanej | wstępne chemiczne ścienianie płytek przez-<br>naczonych do wykonania cienkich folii; w<br>w temperaturze 60 <sup>°</sup> C  |
| 12  | 490 cm <sup>9</sup> kwasu ortofosforo-<br>wego, 50 g bezwodnika kwasu<br>chromowego i 5 cm kwasu<br>siarkowego                 | polerowanie elektrolityczne cienkich folii<br>przy napięciu ok.40 V i gęstości pradu<br>ok.5 A/cm   |
| 13  | 180 cm <sup>9</sup> alkoholu izopropy-<br>lobutylowego i 10 cm <sup>9</sup> kwasu<br>nadchlorowego                             | polerowanie elektrolityczne cienkich folii<br>przy napięciu ok.40 V i gęstości prądu<br>ok.0,06 A/cm <sup>2</sup> w temperaturze ok40 <sup>°</sup> C  |
| 14  | 100 cm <sup>2</sup> kwasu nadchlorowego<br>1 90 cm acetonu   | oddzielanie elektrolityczne replik węglo-<br>wych ekstrakcyjnych przy napięciu ok.18 V<br>i gęstości prądu ok.6 A/cm  |

austenitu pierwotnego. Na próbkach zahartowanych dokonano pomiarów wielkości ziarn austenitu pierwotnego, określając wskażnik Snyder-Graffa. na podstawie których opracowano wykresy czas-temperatura-wskażnik wielkości ziarna CTZ. Na podstawie badań wpływu temperatury i czasu austenityzowania na strukturę stali zahartowanych opracowano wykresy czas-temperaturanadtapianie CTN. W interpretacji wyników badań wykorzystano prace [86+88] i prace własne [78,89,90], dotyczące wpływu warunków austenityzowania na nadtapianie innych stali szybkotnących. Na zgładach próbek stali w stanie lanym i wyżarzonym, a także na osadzie węglików wyizolowanych elektrolitycznie wykonano badania składu chemicznego węglików w mikroanalizatorze rentgenowskim JXA-50A. Na zgładach próbek stali w stanie lanym oraz w stanie obrobionym plastycznie i następnie zahartowanym wykonano badania składu chemicznego przy użyciu analizatora energii promieniowania rentgenowskiego, stanowiącego przystawkę typu EDAX do mikroskopu skaningowego . Ponadto metodami klasycznej analizy chemicznej wykonano także badania składu chemicznego wiórów pobranych z próbek w stanie lanym. Na zgładach próbek stali w stanie lanym i wyżarzonym wykonano także badania składu fazowego, przy użyciu dyfraktometru rentgenowskiego DRON-2 z anodą kobaltową, metodami rentgenowskiej analizy jakościowej i ilościowej próbek litych i osadu węglików wyizolowanych elektrolitycznie w odczynnikach podanych w tablicy 2. W obliczeniach metodami rentgenowskiej analizy ilościowej udziału węglików typu M\_C i NC w osadzie wyizolowanym elektrolitycznie oraz udziału austenitu szczątkowego w stalach zahartowanych oraz zahartowanych i odpuszczonych wykorzystano doświadczenia metodyczne wcześniejszych prac własnych dotyczących innych stali szybkotnących [76,80,81,90] oparte na założeniach metodycznych podanych w pracach<sup>[9]+104]</sup> Oceny udziału objętościowego węglików do celów tych obliczeń dokonano metodami metalografii ilościowej<sup>(105)</sup> przy użyciu automatycznego analizatora obrazu Magiscan z mikroskopem metalograficznym Optiphot-Nikon. Do obliczenia odpowiednich poprawek wykorzystano wyniki opisanych uprzednio badań składu chemicznego osnowy stali oraz węglików typu N C i NC oraz pomiarów parametrów sieci. Obliczenia wykonano na komputerze PC/XT IBN Turbo przy wykorzystaniu własnych programów obliczeniowych (106)

- 18 -

Pomiarów parametrów sieci węglików typu NC i  $M_{C}$  w osadzie wyizolowanym elektrolitycznie dokonano przy użyciu dyfraktometru rentgenowskiego DRON-2 z anodą kobaltową, wykorzystując założenia metodyczne zawarte w pracy<sup>[107]</sup>. W przypadku węglika typu NC, gdzie obserwowano wyrażnie rozdzielone piki dubletu K<sub>cu</sub> i K<sub>cz</sub>, zastosowano metodę określania położenia maksimum refleksu. Pomiaru dokonano metodą krokową. Położenie maksimum wyznaczono przez aproksymację profilu wierzchołka linii dyfrakcyjnej do paraboli drugiego stopnia metodą najmniejszych kwadratów. Analizie poddano refleksy pochodzące od płaszczyzn (004)<sub>NC</sub>, (133)<sub>NC</sub>, (024)<sub>MC</sub>. W obliczeniach uwzględniomo łączną poprawkę na przesunięcie maksimum spowodowane przez absorpcję, dyspersję i czynniki Lorentza oraz polaryzację. Za podstawę ekstrapolacji przyjęto funkcję cos<sup>2</sup>0. W przypadku węglików typu N C piki dubletu k i K były trudne do rozdzielenia i z tego względu w tym przypadku zastosowano metodę środka ciężkości dla wyznaczenia położenia kątowego odbicia dyfrakcyjnego poszczególnych płaszczyzn. Pomiaru dokonano metodą krokową. Analizie poddano refleksy pochodzące od płaszczyzn (755)<sub>N C</sub>, (862)<sub>N C</sub> (8666)<sub>N C</sub> i (884)<sub>N C</sub>

Badania struktury cienkich folii i replik węglowych ekstrakcyjnych wykonano w mikroskopie elektronowym Tesla BS-540 przy napięciu 120 kV. W cełu określenia orientacji krystalograficznych między fazami występującymi w stali rozwiązane dyfraktogramy przeanalizowano na projekcjach stereograficznych badanych faz. Cienkie folie wykonano przez ścienianie mechaniczne, trawienie chemiczne w odczynniku podanym w tablicy 2 i końcowe polerowanie elektrolityczne w elektrolicie podanym w tablicy 2 przy napięciu 40 V i gęstości prądu ok.5  $A/cm^2$ . Repliki węglowe ekstrakcyjne oddzielano od zgładów elektrolitycznie w odczynniku podanym w tablicy 2. W badaniach w mikroskopie elektronowym wykorzystano doświadczenia metodyczne wcześniejszych prac własnych<sup>[76,80,81,90,108+1207]</sup>, dotyczących badania przemian fazowych zachodzących w innych stalach szybkotnących podczas obróbki cieplnej, a wnioski z tych prac były pomocne w interpretacji uzyskanych wyników.

Na próbkach badanych stali zahartowanych i odpuszczonych dokonano pomiarów twardości Rockwella w skali C. Dla każdego wariantu obróbki cieplnej każdej stali wykonano 10 pomiarów twardości.

Statyczne próby trójpunktowego zginania wykonano na uniwersalnej maszynie wytrzymałościowej "Instron 1195" na próbkach o wymiarach 3,16x6x70mm z badanych stali zahartowanych i następnie odpuszczonych, przy odległości podpór 50mm i prędkości przesuwu trawersy 5mm/min. Zależność siły zginającej i strzałki ugięcia rejestrowano elektronicznie przy przełożeniu 1:100, a wyniki prób opracowano na podstawie wykresów w sposób podany w pracy<sup>11217</sup>. Dla każdego wariantu obróbki cieplnej każdej stali wykonano próby zginania na 7 próbkach.

- 19 -

#### 31 WYKRESY ROWNOWAGI FAZOWEJ

Na podstawie wykonanych badań<sup>[45+48,53]</sup> stwierdzono, że krystalizacja stali szybkotnącej typu 9–0–2 przebiega zgodnie z następującą sekwencją przemian (rys.1a):

- bezpośrednia krystalizacja ferrytu wysokotemperaturowego α(δ) z cieczy

1c) ciecz C --- ferryt a(6)

trójfazowa przemiana perytektyczna

2c) ciecz C + ferryt a(b) ---- austenit y

- bezpośrednia krystalizacja austenitu z cieczy

3c) ciecz  $C \longrightarrow austenit \gamma$ 

- przemiana eutektyczna

4c) ciecz C --- austenit y + węgliki W



Rys.1. Fragmenty pseudopoduojnych układów równowagi fazowej przy chłodzeniu stali zawierających 0,9+1,05% C; 7+12% W, 2,5% V; 4,5% Cr i 0,3+5% Si

Fig.1. Fragments of pseudo-binary phase equilibrium diagrams on cooling of steels containing C 0.9+1.05. W 7+12, V 2.5. Cr 4.5. and Si 0.3+5%

Zakończenie przemiany eutektycznej 4c następuje w temperaturze solidus 5c ok. 1200°C.

Obserwacje morfologii węglików pierwotnych typu N<sub>o</sub><sup>c</sup> i NC w badanych stalach w stanie lanym pozwalają sądzić, że przemiana eutektyczna 4c przebiega najprawdopodobniej jako czterofazowa:

4c ) ciecz C --- austenit y + węgliki M\_C + węgliki MC,

chociaż nie można wykluczyć, że w tym samym zakresie temperatury przebiegają równolegle dwie trójfazowe przemiany eutektyczne:

4c\_) ciecz C --- austenit y + węgliki MC.

Nie można również wykluczyć, że w tym samym zakresie temperatury przebiegają równolegle czterofazowa i dwie trójfazowe przemiany eutektyczne.

Zwiększenie stężenia Si w stali typu 9-0-2 powoduje obniżenie temperatury początku wszystkich przemian, zmniejszenie różnicy między temperaturą początku bezpośredniej krystalizacji austenitu z cieczy 3c i przemiany eutektycznej 4c, a przy stężeniu wyższym od 3% Si - równoczesny przebieg tych przemian (rys.1a).

W stalach zawierających 1.05% C, 9.5% W i 1% Si sekwencja przemian podczas krystalizacji jest analogiczna jak w stali typu 9-0-2 (rys.la). Zamiejszenie steżenia W z 9,5 do 7% w tej stali nie wpływa na zmiane sekwencji przewian, obniżając jednak temperaturę solidus 5c, temperaturę poczatku przemiany eutektycznej 4c oraz temperaturę likwidus (c (rys.1b). Temperatura początku bezpośredniej krystalizacji austenitu z cieczy 3c i trojfazowej przemiany perytektycznej 2c ulega natomiast podwyższeniu (rys.1b). Zmiejszenie stężenia C z 1,05 do 0,9% w stali zawierającej 9,5% W i 1% Si wpływa na obniżenie temperatury wszystkich przemian i podwyższenie temperatury ic bezpośredniej krystalizacji ferrytu wysokotemperaturowego a(6) z cieczy (rys.1c i 1d). W stali o stężeniu 7% W i 1% Si zmniejszenie stężenia C z 1,05 do 0,9% powoduje zwiększenie temperatury ic bezpośredniej krystalizacji ferrytu wysokotemperaturowego a(6) z cieczy , początku przemiany eutektycznej 4c i temperatury solidus 50 oraz zanik przemiany 3c bezpośredniej krystalizacji austenitu z cieczy (rys.ic).

W stalach zawierających 1,05 i 0,9% C oraz 2% Si zmniejszenie stężenia W z 9,5 do 7% nie wpływa na zmianę sekwencji przemian podczas krystalizacji (rys.1e), podwyższa jednak temperatury likwidusu *ic* i początku trójfazowej przemiany perytektycznej 2c i bezpośredniej krystalizacji austenitu z cieczy 3c oraz obniża temperaturę początku reakcji eutektycznej 4c i solidusu 5c. Zwiększenie stężenia W w tych stalach ż 9,5% do 12% powoduje zupełne ograniczenie przemiany 3c bezpośredniej krystalizacji austenitu z cieczy, a w stali zawierającej 1,05% C również połączenie zakresu trójfazowej przemiany perytektycznej 2c i reakcji eutektycznej 4c, które przebiegają równocześnie (rys.1e).

Zmniejszenie stężenia C z 1,05 do 0,9% w stalach zawierających 7+12% W i 2% Si nie zmienia charakteru przemian zachodzących podczas krystalizacji, przeciwdziałając jednak połączeniu zakresu temperaturowego trójfazowej przemiany perytektycznej 2c i przemiany eutektycznej 4c (rys.1f i 1g).



Rys.2. Fragmenty pseudopodwojnych układów równowagi fazowej przy nagrzewaniu stali zawierających 0,9+1,05% C; 7+12% W, 2,5% V, 4,5% Cr i 0,3+5% Si

Fig.2. Fragments of pseudo-binary phase equilibrium diagrams on heating of steels containing C 0.9+1.05, V 7+12, V 2.5, Cr 4.5, and Si 0.3+5%

Podczas topnienia stali szybkotnącej typu 9-0-2 przebiegają kolejno następujące przemiany fazowe (rys.2):

- odwrotna przemiana eutektyczna

ind austenit y + wegliki W ---- ciecz C

- bezpośrednie topnienie austenitu

2n) austenit y --- ciecz C

- odwrotna trójfazowa przemiana perytektyczna 3n) austenit  $\gamma \longrightarrow ferryt \alpha(\delta) + ciecz C$
- odwrotna czterofazowa przemiana perytektyczna

4n) sustenit y + wegliki W ---- ferryt a(b) + ciecz C

bezpośrednie topnienie ferrytu wysokotemperaturowego α(δ)

6n) ferryt  $\alpha(\delta) \longrightarrow ciecz C$ 

Zakończenie procesu topnienia ferrytu wysokotemperaturowego  $\alpha(\delta)$  następuje w temperaturze likwidus ón (rys.2m).

- 23 -

Zwiększenie stężenia Si do 1% w tej stali nie wywiera wpływu na zmiane sekwencji przemian podczas topnienia (rys.2a). Zmniejszenie stężenia W z 9,5 do 7% w stalach zawierających 1,05% C i 1% Si wpływa na podwyższenie temperatury odwrotnej przemiany eutektycznej in i temperatury 5n bezpośredniego topnienia ferrytu wysokotemperaturowego α(δ) (rys.2b). Temperatura pozostałych przemian: bezpośredniego topnienia austenitu 2n, odwrotnej trojfazowej przemiany perytektycznej 3n, odwrotnej czterofazowej przemiany perytektycznej 4n obniża się ze zmniejszeniem stężenia W (rys.2b). Zwniejszenie stężenia C z 1,05 do 0,9% w stali zawierającej 9,5% W i 1% Si powoduje podwyższenie temperatury początku wszystkich przemian i temperatury likwidus 6n, z wyjątkiem temperatury 5n bezpośredniego topnienia ferrytu wysokotemperaturowego o(b) (rys.2c i 2d). Ze zmniejszeniem stężenia C w tej stali ponadto całkowicie zanika przemiana bezpośredniego topnienia austenitu 2n i odwrotna trójfazowa przemiana perytektyczna 3n, w wyniku czego bezpośrednio po odwrotnej przemianie eutektycznej in następuje odwrotna czterofazowa przemiana perytektyczna 4n (rys.2c i 2d). W stali zawierającej 0,9% C; 7% W i 1% Si zanika jedynie odwrotna trójfazowa przemiana perytektyczna 🦮 (rys.2c).

Zwiększenie stężenia Si do 2% w stalach zawierających 1,05% C i 9,5% W powoduje ograniczenie przemiany bezpośredniego topnienia austenitu 2n oraz odwrotnej trójfazowej przemiany perytektycznej 4n, przy znacznym obniżeniu temperatury pozostałych przemian (rys.2a). W stalach zawierających 1,05 i 0,9% C oraz 2% Si zwniejszenie stężenia W z 9,5 do 7% sprzyja bezpośredniemu topnieniu austenitu 2n oraz podwyższeniu temperatury odwrotnej przemiany eutektycznej 1n, bezpośredniego topnienia 5n ferrytu wysokotemperaturowego  $\alpha(\delta)$  i likwidusu  $\delta n$  (rys.2e i 2f). Zwiększenie stężenia W z 9,5 do 12% powoduje obniżenie temperatury początku odwrotnej przemiany eutektycznej 1n i bezpośredniego topnienia 5n ferrytu wysokotemperaturowego  $\alpha(\delta)$  oraz wpływa na zupełne ograniczenie reakcji bezpośredniego topnienia austenitu 2n i odwrotnej czterofazowej reakcji perytektycznej 4n (rys.2e i 2f). W stalach o stężeniu W zwiększonym z 9,5 do 12% występuje natomiast

• odwrotna czterofazowa przemiana perytektyczna

7n) austenit y + wegliki W --- Jerryt a(b) + ciecz C.

Zmniejszenie stężenia C z 1,05 do 0,9% w stalach zawierających 7+12% W i 2% Si nie powoduje zmian charakteru przemian podczas topnienia (rys.2e i 2f), wpływając natomiast na podwyższenie temperatury początku wszystkich przemian oraz temperatury likwidusu  $\delta n$ . W stali zawierającej 9,5% W i 2% Si zmniejszenie stężenia C z 1,05 do 0,9% powoduje dodatkowe wystąpienie przemiany bezpośredniego topnienia austenitu 2n (rys.2g).

W stalach zawierających 1,05% C i 9,5% % o stężeniu Si większym od 2%

- 22 -

(rys.2a) po częściowym przebiegu odwrotnej przemiany eutektycznej in zachodzi odwrotna czterofazowa przemiana perytektyczna 7n, a w stalach o stężeniu Si powyżej 4% następuje ponadto:

- 24 -

- bezpośrednie topnienie węglików

Bru wegliki W --- ciecz C.



Rys.3. Fragmenty zapisów dyfraktometrycznych z osadu lików wyizolowanych elektrolitycznie ze stali zawierających 1,05% C; 9,5% W, 2,5% V; 4,5% Cr i 0,3+5% Si w stanie lanym i wyżarzonym

Fig. 3. Fragments of X-ray diffraction patterns for carbide residues separated electrolytically from as-cast and annealed steels containing C 1.05, W 9.5, V 2.5, Cr 4.5, and Si 0.3+5%

## 3.2. SKLAD FAZOWY I MORFOLOGIA WEGLIKÓW W STALACH W STANIE LANYM

Wykonane badani a (45+49,53) wskazują, 20 strukture stali typu 9-0-2 w stanie lanym, w zależności od szybkości stanowi chłodzenia. martenzyt lub ferryt z wydzieleniami weglików wtórnych, które to fazy sa utworzone z austenitu w wyniku przemian w stanie stałym oraz węgliki pierwołne. Na podstawie jakościowej rentgenowskiej analizy fazowej osadu węglików wyizolowanych elektrolitycznie w stali tej zidentyfikowano węgliki pierwotne typu MC i M C, a także śladowe ilości węglików wtórnych typu M C (rys. 3). selektywnego Metoda trawienia stwierdzono, że węgliki typu M\_C wystepuja w postaci przerywanej siatki na granicach ziarn austenitu pierwotnego z nielicznymi obszarami eutektyki pierzastej w miejscu styku ziarn austenitu Crys. 4a. pierwotnego Węgliki typu MC wystę-



Rys. 4. Struktura stali zawierającej 1,05% C; 9,5% W, 2,5% V; 4,5% Cr i 0,3% Si, w stanie lanym; zgład nietrawiony; obraz elektronów wtórnych (OEW) w mikroskopie skaningowym

Fig.4. Structure of as-cast steel containing C 1.05, W 9.5, V 2.5, Cr 4.5, and Si 0.3%; unetched polished section, secondary electron image (SEI) in a scaning microscope

pują natomiast w postaci utworów eutektycznych z charakterystycznymi pogrubieniami końcówek gałązek dendrytycznych (rys.4a). Wewnątrz oczek siatki eutektyki zaobserwowano także siatki węglików najprawdopodobniej typu NC o bardzo nieznacznej grubości, które mogą świadczyć o przebiegu czterófazowej przemiany perytektycznej.

Na podstawie rentgenowskiej analizy fazowej osadu węglików wyizolowanych elektrolitycznie ustalono, że zwiększenie do 1% stężenia Si w stali zawierającej 1,05% C i 9,5% W nie wpływa na zmianę składu fazowego węglików (rys.3). Metodą selektywnego trawienia stwierdzono (rys.5a), że morfologia węglików M C i MC w strukturze tej stali jest analogiczna jak w stali o mniejszym stężeniu Si, z tym, że węgliki typu M C występują głównie w postaci pierzastych układów eutektycznych na styku ziarn austenitu pierwotnego. Wewnątrz oczek siatki eutektycznej ujawniono ponadto subtelną



Rys.5. Struktura stali w stanie lanym, zawierających a) 1,05% C; 9,5% W, 2,5% V; 4,5% Cr i 1% Si, b) 1,05% C; 7% W, 2,5% V; 4,5% Cr i 1% Si, c) 0,9% C; 9,5% W, 2,5% V; 4,5% Cr i 1% Si, d) 0,9% C; 7% W, 2,5% V; 4,5% Cr i 1% Si; zgłady trawione w odczynniku 3 (tablica 2), OEW

Fig.5. Structure of as-cast steel containing a) C 1.05, W 9.5, V 2.5, Cr 4.5, and Si 1%, b ) C 1.05, W 7, V 2.5, Cr 4.5, and Si 1%, c ) C 0.9, W 9.5. V 2.5, Cr 4.5, and Si 1%, d ) C 0.9, W 7, V 2.5, Cr 4.5, and Si 1%, polished sections etched in reagent No.3 (Table 2), SEI

- 25 -

siatkę węglików świadczącą 0 przebiegu czterofazowej przemiany perytektycznej. Rentgenowska analiza fazowa wskazuje, 20 stali zawierającej 1,05% C i 1% Si o stężeniu W zmniejszonym z 9,5 do 7% występują węgliki typu MC i jedynie sladowe ilości węglików typu M C i M C (rys.6). Badania metalograficzne potwierdzają również, że zmniejszenie stężenia W z 9,5 do 7% w stali zawierającej 1,05% C i 1% Si powoduje niemal zupełne ograniczenie występowania węglików eutektycznych typu N.C. W stali tej obserwuje się głównie węgliki typu MC w postaci przerywanej siatki na granicach ziarn pierwotnych (rys.5b), a wewnątrz nich miejscami także subtelną siatkę węglików perytektycznych. W stalach zawierających 7+9,5% W



Rys. 6. Fragmenty zapisów dyfraktometrycznych z osadu węglików wyizolowanych elektrolitycznie ze stali zawierających 0.9+1.05% C; 9.5% W, 2.5% V; 4.5% Cr i 1% Si, w stanie lanym i wyżarzonym

Fig.6. Fragments of X-ray diffraction patterns for carbide residues separated electrolytically from as-cast and annealed steels containing C 0.9+1.05, ¥ 9.5, V 2.5, Cr 4.5, and Si 1%

i 1% Si o stężeniu C zmniejszonym z 1,05 do 0,9% rentgenograficznie zidentyfikowano węgliki typu MC oraz sladowe ilości węglików typu M\_C i weglików wtórnych typu MC i MC (rys.6). W stalach tych o stężeniu C zmniejszonym do 0,9% występują niemal wyłącznie węgliki typu MC w postaci przerywanej siatki (rys.5c i 5d), a w stali zawierającej 9,5% W ponadto bardzo rzadko pierzaste układy eutektyczne węglików typu typu M C (rys.5c).

Ze zwiekszeniem stężenia Si do 2% w stali zawierającej 1,05% C i 9,5% W nie zmienia sie skład fazowy węglików (rys. 7), zmienia się natomiast morfologia weglików typu M\_C, gdyż wydzielają się one na granicach ziarn austenitu pierwotnego w postaci eutektyki pierzastej (rys. 8a i 8b).

Wegliki typu MC wydzielają się natomiast w postaci wydłuzonych ziarn i przerywanej, a miejscami ciagłej siatki na granicach ziarn austenitu pierwotnego (rys.8b). Zmniejszenie stężenia W z 9,5 do 7% w badanych stalach o stężeniu 2% Si wpływa na występowanie wydłużonych wydzieleń węglikow typu MC na granicach ziarn austenitu pierwotnego oraz na zmniejszenie ilości eutektyki pierzastej weglików MC typu (rys.8c). W stalach o małym stężeniu W wyražnie obserwowane są koncentryczne układy bardzo drobnej siatki weglików perytektycznych, bardzo często przerywanej, wewnątrz oczek siatki eutektycznej (rys.8c). Ze zwiekszeniem stężenia W do 12% zmianie ulega morfologia weglików typu M.C. na układy eutektyczne w postaci dendrytycznej "szkieletow rybich", natomiast wegliki typu MC przybierają postać siatki o bardziej nieregularnych układach



Rys.7. Fragmenty zapisów dyfraktometrycznych osadu węglików wyizolowanych elektrolitycznie ze stali zawierających 0,9÷1,05% C; 9,5% W, 2,5% V; 4,5% Cr i 2% Si, w stanie lanym i wyżarzonym

Fig.7. Fragments of X-ray diffraction patterns. for carbide residues separated electrolytically from as-cast and annealed steels containing C 0.9+1.05, W 9.5, V 2.5, Cr 4.5, and Si 6%

na granicach ziarn austenitu pierwotnego (rys. 8d i 8e). Wydziełenia węglików w postaci koncentrycznych okręgów lub ich fragmentów oraz drobnych węglików sferycznych w ich wnętrzu (rys.8e) potwierdzają przebieg czterofazowej przemiany perytektycznej. Zmniejszenie stężenia C z 1,05 do

- 27 -

- 26 -



- 28 -



Rys.8. Struktura stali w stanie lanym, zawierających a,b) 1,05% C; 9,5% W, 2,5% V; 4,5% Cr i 2% Si, c) 1,05% C; 7% W, 2,5% V; 4,5% Cr i 2% Si d) 1,05% C; 12% W, 2,5% V; 4,5% Cr i 2% Si, e) 1,05% C; 12% W, 2,5% V; 4,5% Cr i 2% Si; a) zgład nietrawiony, OEW; b,e) zgład trawione w odczynniku 3 (tablica 2), OEW; c) zgład trawiony w odczynniku 2 (tablica 2), OEW; d) zgład trawiony w odczynniku 1 (tablica 2); mikroskop świetlny (MS)

Fig.8. Structure of as-cast steel containing a,b) C 1.05, W 9.5, V 2.5, Cr 4.5, and Si 2%, c ) C 1.05, W 7, V 2.5, Cr 4.5, and Si 2%, d ) C 1.05, W 12, V 2.5, Cr 4.5, and Si 2%, e ) C 1.05, W 12, V 2.5, Cr 4.5, and Si 2%, e ) C 1.05, W 12, V 2.5, Cr 4.5, and Si 2%; a) unetched polished section, SEI; b,e) polished sections etched in reagent No.3 (Table 2), SEI; c) polished section etched in

reagent No.2 (Table 2), SEI; d) polished section etched in reagent No.1 (Table 2), light microscope (LM)

0,9% w stalach zawierających 2% Si niezależnie od stężenia W w stali nie powoduje wyrażnej zmiany morfologii węglików typu M<sub>o</sub>C jak i MC (rys.9a+9e). Z obniżeniem stężenia C w stali utwory eutektyczne węglika typu M<sub>o</sub>C w stalach bogatych w W stają się jednak drobniejsze i mniej wykształcone (rys.9c i 9d), a siatka tych węglików w stali o małym stężeniu W - bardziej nieciągła (rys.9a). W stalach zawierających 7÷12% W; 2% Si i 0,9% C wewnątrz obszarów między dendrytami węglików eutektycznych widoczne są układy subtelnych siatek węglików perytektycznych (rys.9a+9d).

Po zwiększeniu stężenia Si w stali powyżej 2 % część drobnych węglików typu  $M_{o}^{C}$  ma charakterystyczną postać koncentrycznych okręgów lub ich fragmentów o bardzo niewielkiej grubości, występujących w obszarach pomiędzy utworami eutektycznymi (rys.10 i 11), co wskazuje na przebieg czterofazowej przemiany perytektycznej. Skupiska bardzo drobnych sferycznych węglików najczęściej typu  $M_{o}^{C}$  wewnątrz obszarów między węglikami dendrytycznymi występujące w znacznie większej ilości w stalach zawierających większe stężenie Si (rys.10 i 11) potwierdzają natomiast bezpośrednią krystalizację ferrytu wysokotemperaturowego  $\sigma(\delta)$  z cieczy i



Rys.9. Struktura stali w stanie lanym, zawierających a) 0,9% C; 7% W, 2,5% V; 4,5% Cr i 2% Si, b) 0,9% C; 9,5% W, 2,5% V; 4,5% Cr i 2% Si, c) 0,9% C; 12% W, 2,5% V; 4,5% Cr i 2% Si, d) 0,9% C; 12% W, 2,5% V; 4,5% Cr i 2% Si ; a,d) zgłady nietrawione, OEW; b,c) zgłady trawione w odczynniku 3 (tablica 2), OEW

Fig.9. Structure of as-cast steel containing a) C 0.9, W 7, V 2.5, Cr 4.5, and Si 2%, b ) C 0.9, W 9.5, V 2.5, Cr 4.5, and Si 2%, c ) C 0.9, W 12, V 2.5, Cr 4.5, and Si 2%, d ) C 0.9, W 12, V 2.5, Cr 4.5, and Si 2%; a,d) unetched polished section, SEI; b,c) polished sections etched in reagent No.3 (Table 2), SEI  $^{\circ}$ 



Rys.10. Struktura stali w stanie lanym, zawierających a) 1,05% C; 9,5% W, 2,5% V; 4,5% Cr i 3% Si, b,c) 1,05% C; 9,5% W, 2,5% V; 4,5% Cr i 4% Si ; a,c) zgłady trawione w odczynniku 3 (tablica 2), OEW; b) zgład nietrawiony,OEW

Fig.10. Structure of as-cast steel containing a) C 1.05, W 9.5, V 2.5, Cr 4.5, and Si 3%, b.c ) C 1.05, W 9.5, V 2.5, Cr 4.5, and Si 4%; a,c) polished sections etched in reagent No.3 (Table 2), SEI; b) unetched polished section, SEI



- 30 -

Rys.11. Struktura stali zawierającej 1,05% C; 9,5% W, 2,5% V; 4,5% Cr i 5% Si, w stanie lanym: a) zgład trawiony w odczynniku 3 (tablica 2), OEW; b) zgład trawiony w odczynniku 4 (tablica 2), MS; c) zgład nietrawiony, OEW; d) zgład trawiony w odczynniku 3 (tablica 2), MS

Fig.11. Structure of as-cast steel containing C 1.05, W 9.5, V 2.5, Cr 4.5, and Si 5%; a) polished section etched in reagent No.3 (Table 2), SEI; b) polished section etched in reagent No.4 (Table 2), LM; c) unetched polished section, SEI; d) polished section etched in reagent No.3 (Table 2), LM

jego następną przemianę pseudoeutektoidalną na tzw. eutektoid 6, opisany w pracach [122+132] dotyczących między innymi stali szybkotnących [123,126+128], a także występujący w innych stopach [122,124+126,129+132], nazywany także agregatem D[130] (por.rozdział 5.3). Zwiększenie stężenia Si do 5% w stalach zawierających 1,05% C i 9,5% W powoduje wydzielanie się węglików typu N<sub>C</sub>C w całej objętości stali w postaci dendrytycznej "szkieletów rybich" (rys.11a i 11b). Węgliki typu NC występują w całej objętości stali w układzie eutektycznym w postaci charakterystycznych "znaków chińskiego pisma" o wydłużonych i pogrubionych elementach (rys.11c i 11d). Postać ziarnista niektórych węglików typu NC oraz węglików typu N<sub>y</sub>C, zidentyfikowanych w stalach o stężeniu 4 i 5% Si metodą metalografii barwnej oraz metodami rentgenowskiej analizy fazowej osadu węglików wyizolowanych elektrolitycznie, wskazuje że węgliki te wykrystalizowały hezpośrednio z cieczy.

Udział masowy węglików w stali typu 9-0-2 w stanie lanym wynosi ok. 14% (rys.12a) i ze zwiększeniem stężenia Si w stali zwiększa się, osiągając ok. 25% w stali zawierającej 5% Si (rys.12a). Zwiększenie stężenia W z 9,5 do 12% w stali zawierającej 1,05% C i 2 % Si wpływa także na zwiększenie udziału masowego węglików z ok. 17,5 do 21% (rys.12a). Udział ten zmniejsza się natomiast do ok. 12,5% ze zmniejszeniem stężenia W z 9,5 do 7% w stalach zawierających 1,05% C i odpowiednio 1 i 2 % Si (rys.12b). Podobnie ze zmniejszeniem stężenia C z 1,05 do 0,9% w badanych stalach zmniejszeniu



Rys.12. Wpływ a) stężenia Si w stalach zawierających 1,05% C; 9,5% W, 2,5% V; 4,5% Cr i 0,3÷5% Si w stanie lanym i wyżarzonym na udział masowy węglików w stali oraz parametr sieci węglików typu M<sub>C</sub> i MC; b) stężenia W i C w stalach zawierających 0,9÷1,05% C; 7÷12% W, 2,5% V; 4,5% Cr i 1÷2% Si na udział masowy węglików w stali

Fig.12. Effect of a) silicon content in as-cast and annealed steels containing C 1.05, W 9.5, V 2.5, Cr 4.5, and Si 0.3+5% on mass fraction of carbides and lattice parameters of  $M_{C}^{C}$  and MC carbides; b) tungsten and carbon contents in steels containing C 0.9+1.05, W 7+12, V 2.5, Cr 4.5, and Si 1+2% on mass fraction of carbides

ulega udział masowy węglików, osiągając odpowiednio ok. 10 i 12% w stalach zawierających 0,9% C; 7% W i odpowiednio 1 i 2 % Si (rys.12b).

analizatora energii promieniowania przy użyciu Radani a rentgenowskiego, stanowiącego przystawkę typu EDAX do mikroskopu skaningowego, wskazują , że ze zwiększeniem stężenia Si w stali bardzo silnie zwiększa się stężenie tego pierwiastka w osnowie (rys.13a), a silnie w węglikach typu N\_C (rys.13c). Stężenie V, Cr, a także W w osnowie i w węglikach typu M\_C zmniejsza się (rys.13a i 13c). Krzem rozpuszcza się zatem w węgliku typu N.C. Na podstawie analizy stężeń atomowych poszczególnych pierwiastków uzyskanych po przeliczeniu ich ze stężeń masowych (rys.14), po wykorzystaniu danych zawartych w pracy [133] należy sądzić, że węglik typu M\_C jest fazą n typu A\_B\_C o ogólnym wzorze (Fe, Cr, V) (W, Si, Fe) C. Z analizy struktury węglika n przedstawionej w tej pracy wiadomo, że atomy B zajmują 32 spośród 48 możliwych pozycji / na wierzchołkach oktaedrów wchodzących w skład komórki elementarnej węglika typu M\_C (rys.15). Wyniki badań składu chemicznego węglików typu M\_C i wymienionej analizy wskazują, że w stali zawierającej 0,3% Si, ok.58% tych pozycji jest obsadzonych przez atomy W, pozostałe zaś - przez atomy Fe, a ok.8% tych pozycji zajmują atomy Si. W miarę zwiększania stężenia Si w

- 31 -





- 32 -

8

Rys. 13. Wpływ stężenia Si w stalach zawierających 1,05% C; 9,5% W, 2,5% V; 4.5% Cr i 0.3+5% Si w stanie lanym i wyżarzonym na stężenie masowe Si W V, Cr i Fe w: a) osnowie stali, b) osadzie węglikow wyizolowanym elektrolitycznie, c) węglikach typu M.C. d) węglikach typu MC

Fig. 13 Effect of silicon content in as-cast and annealed steels containing C 1.05, W 9.5, V 2.5, Cr 4.5, and Si 0.3+5% on mass concentration of Si, W, V. Cr. and Fe in a) the matrix, b) electrolytic carbide residue, c) M C

carbides, d) MC carbides



10

Osnowo

Rys. 14. Woływ stężenia Si w stalach zawierających 1,05% C; 9,5% W, 2,5% V; 4,5% Cr i 0,3+5% Si w stanie lanym i wyżarzonym na stężenie atomowe Si, W, V, Cr i Fe w weglikach typu H C

Fig. 14. Effect of silicon content in as-cast and annealed steels containing C 1.05, W 9.5, V 2.5, Cr 4.5, and Si 0.3+5% on atomic concentration of Si, W, V, Cr, and Fe in M C carbides



Rys. 15. Rozmieszczenie alomów C, Fe i pierwiastkow stopowych oraz grup atomów (tetraedrów X i oktaedrów Y) w sieci przestrzennej węglika typu NC

Fig. 15. Distribution of carbon, iron and alloy atoms and of atom groups (tetrahedra X and octahedra Y) in the lattice of M\_C carbide

węglika typu M\_C. Biorąc pod uwagę za pracą [134], że V w węglikach typu M C może odpowiadać atomom metalu typu B nie zaś metalom typu A, natomiast Cr może zachowywać się zarówno jak metal typu A, jak i B a także ze względu na hardzo zbliżoną średnicę atomową W,V i Si oraz z drugiej strony Fe i Cr, można przyjąć, że w badanych stalach chociaż część tych węglików mogłaby być fazą typu ABC o ogólnym wzorze (Fe, Cr) (W, V, Si, Cr, Fe) C. W takim przypadku wszystkie atomy W, Si, V, a także niektóre atomy Fe i nie mniej niż 50% atomów Cr zajmowałyby pozycje / w sieci węglika typu M\_C, a zwiększenie stężenia Si w stali powodowałoby obsadzenie przez ten pierwiastek tych pozycji przy równoczesnym nie dopuszczeniu do obsadzenia ich przez atomy W, V i Cr, które pozostają w roztworze ciekłym i mogą tworzyć nowe węgliki. Niektóre pozycje / są przy tym obsadzane przez atomy Fe, w związku z czym struktura sieciowa takiego węglika ze zwiększeniem stężenia Si w stali zbliża się do fazy typu A.B.C. Rozpuszczanie się Si w węgliku typu M.C powoduje znaczne zwniejszenie parametru sieci tych węglików (rys.12a). Ze zwiększeniem stężenia Si w stali nieznacznie zwiększa się natomiast parametr sieci węglików typu MC (rys.12a), które prawie wcale nie rozpuszczają Si. Zmiana parametru sieci tej fazy może być wyjaśniowa

- 33 -

stali do 5%, atomy Si obsadzają ok. 20% pozyc ii w komórce elementarnej węglika typu N.C, nie do obsadzenia tych dopuszczając pozycji przez część atomów Fe i W. 20 atomy tych pierwiastków zaimuia po ok. 40% pozyc ii Wówczas 32 pozvc ie na wierzchołkach tetraedrów oraz 16 pozycji d w połowie odcinków miedzy tetraedrami jest zajętych przez Fe. atomy Cr í V. W stali zawierającej ok. 0, 3% Si pozycje te w ok.55% sa obsadzone przez atomy Fe, 25% tych pozycji obsadzają atomy Cr, a ok. 20% - atomy V. Ze zwiększeniem stężenia Si w stali do 5% atomy Fe, które nie moga obsadzić zajętych przez Si pozycji f, zajmują ok. 85% pozycji e oraz d. nie dopuszczając równocześnie do obsadzenia tych pozycji przez atomy Cr i V, które pozostają w roztworze ciekłym. Atomy Cr zajmują wówczas ok. 12%, a atomy V - ok. 2% pozycji d oraz e w komórce elementarnej

częściowym zastępowaniem w tych węglikach V, a najprawdopodobniej głównie Cr przez W (rys.13d), o relatywnie większym promieniu atomowym [133].

- 34 -

Na podstawie rentgenowskiej ilościowej analizy fazowej stwierdzono  $^{(4S)}$ , że udział masowy węglików typu M<sub>C</sub>C w osadzie wyizołowanym elektrolitycznie gwałtownie zwiększa się ze zwiększeniem stężenia Si w stali, głównie w zakresie 1-3%. Sądzić należy, że następuje to głównie w wyniku rozpuszczania się Si w węglikach typu N c. a zwiększenie udziału węglików typu MC jest spowodowane głównie przez pozostanie znacznej ilości V w roztworze ciekłym podczas krystalizacji, związane z obecnością atomów Si w sieci węglika typu M<sub>C</sub>C. Pozostanie Cr w roztworze ciekłym sprzyja natomiast tworzeniu węglików typu M c. krystalizujących bezpośrednio z ciekłej fazy metalowej. Ze względu na duże zwiększenie udziału węglików osnowa stali lanej o dużym stężeniu Si jest znacznie zubożona w pierwiastki stopowe, głównie w V i W, a w mniejszym stopniu w Cr (rys.13a).

Rentgenowska analiza fazowa wykazuje, że oprócz węglików typu M\_C i MC w strukturze stali, w zależności od ich składu chemicznego, występują także węgliki N C, N C i M C (rys.3,6 i 7). Sądzić należy, że węglik typu M C, występujący w niewielkich ilościach w stalach zawierających 0,9÷1,05% C; 9,5% W i 2+3% Si, tworzy się w wyniku przemiany eutektycznej podczas krystalizacji. Drobne dyspersyjne węgliki obserwowane wewnątrz ziarn austenitu pierwotnego tworzyć się mogą podczas przemiany pseudoeutektoidalnej ferrytu wysokotemperaturowego a(6). Analogicznie jak w innych stalach szybkotnących w skład tzw. eutektoidu  $\delta$  wchodzą węgliki typu M\_C wydzielone w stanie stałym podczas przemiany pseudoeutektoidalnej (por. rozdział 5.3). Węgliki typu M $_{\rm C}$  ujawnione we wszystkich badanych stalach oraz węgliki N C nie występujące w stalach zawierających 12% W i 2% Si oraz w stalach o mniejszym stężeniu W i stężeniu Si większym od 3% wydzielają się w stanie stałym jako wtórne w wyniku przemiany eutektoidalnej austenitu, a także w wyniku zmniejszenia się maksymalnej rozpuszczalności węgla w tej fazie. Można sądzić, że niektórymi węglikami wtórnymi mogą być także węgliki typu M 🕼 Ponieważ występowanie węglików typu M.C. stwierdzono metodami rentgenowskiej analizy fazowej również w stalach zahartowanych i ze względu na ich ziarnistą postać należy sądzić, że krystalizują bezpośrednio z cieczy. Wydaje się, że potwierdzeniem tego jest również zwiększające się stężenie Cr przy zmniejszającym się stężeniu Si oraz przy niemal stałym stężeniu W, V i Fe w osadzie węglików wyrzołowanym elektrolitycznie z próbek stali w stanie zahartowanym, ze zwiększającym się stężeniem Si w stali z 3 do 5% (rys.13b). Tworzenie się węglików równowagowych typu 🕷 😋 wymaga znacznie większych stężeń Cr i W 1929 mniejszym stężeniu C niż powstawanie węglików typu MC, które występują przy mniejszych stężeniach Cr, bardzo małym stężeniu W, lecz meco większym stężeniu C. Ponieważ w badanych stalach zawierających 12% W i 2% Si oraz 9,5% W i powyżej 3% Si w bardzo dużych ilościach tworzą się węgliki eutektyczne typu M\_C bardzo bogate w W i rozpuszczające znaczne

ilości Cr, a osnowa tych stali ulega zubożeniu w te pierwiastki, uniemożliwiając tworzenie się węglików wtórnych typu  $M_{2C_{o}}^{C}$  zatem Gr pozostający w osnowie w mniejszym stężeniu umożliwia wydzielanie się węglików wtórnych typu M<sub>2</sub>C<sub>g</sub> uboższych w Cr. W przypadku gdy stężenie W i Si w stali jest mniejsze, udział pierwotnych węglików typu M<sub>2</sub>C w stali jest również nieznaczny, w związku z czym możliwe staje się powstawanie bogatych w Cr węglików wtórnych typu M<sub>2</sub>C. W stali zawierającej 5% Si stwierdzono jedynie śladowe ilości węglików typu M<sub>2</sub>C<sub>3</sub> i to głównie pierwotnych. Węgliki wtórne typu M<sub>2</sub>C<sub>3</sub> nie mogą utworzyć się, gdyż niemal cały węgiel zawarty w stali zostaje związany w węglikach pierwotnych typu M<sub>2</sub>C i MC. Udział masowy węglików pierwotnych w tej stali jest największy ze wszystkich badanych (rys.12). Wobec tego, jeżeli nawet w osnowie stali rozpuszczone są pewne ilości Cr, to niemal żadne węgliki wtórne nie mogą powstać w czasie chłodzenia w stanie stałym.

- 35 -

## 4. WPŁYW KRZEMU NA PODATNOŚĆ NA ODKSZTAŁCENIE PLASTYCZNE NA GORĄCO STALI W STANIE LANYM

## 4.1 PODATNOŚĆ STALI NA ODKSZTAŁCENIE PLASTYCZNE NA GORACO

Na podstawie badań na plastometrze skrętnym stwierdzono  $^{(47,53)}$ , że podatność na odkształcenie plastyczne na gorąco badanych stali oraz odkształcalność graniczna istotnie zależą od temperatury badania i składu chemicznego stali (rys.16 i 17). Odkształcenie wszystkich badanych stali rozpoczyna się przy gwałtownym zwiększeniu naprężenia (rys.16) spowodowanym przewagą umocnienia zgniotowego nad dynamicznymi aktywowanymi cieplnie procesami usuwania jego skutków. Odkształcenie plastyczne próbek rozpoczyna się po zrównaniu się przyłożonego naprężenia z temperaturową granicą plastyczności, odpowiadającą odchyleniu krzywej plastometrycznej  $\sigma$ -s od jej stycznej wystawionej w początku układu współrzędnych. Wartość naprężenia, przy którym zostaje zapoczątkowane odkształcenie plastyczne, zwiększa się ze zmniejszeniem temperatury badania (rys.16 i 17). Maksymalnej wartości naprężenia płynięcia, występującej przy odkształceniu względnym  $\varepsilon$ , zwniejszającym się nieco ze zwiększeniem temperatury badania, odpowiada









Rys.17. Zależność momentu skręcającego odpowiadającego zniszczeniu i maksymalnej liczby obrotów od stężenia Si, W i C w stalach zawierających 0.9+1.05% C; 7+12% W, 2,5% V; 4.5% Cr i 0.3+5% Si

Fig.17. Relations of rupture torque and maximum number of turns vs. silicon, tungsten and carbon contents in steels containing C 0.9+1.05,  $\forall$  7+12, V 2.5, Cr 4.5, and Si 0.3+5%

stan równowagi między przyrostem gęstości defektów sieciowych wywołanych umocnieniem zgniotowym a ich anihilacją podczas zdrowienia dynamicznego, przebiegającego bardziej intensywnie w wyższej temperaturze odkształcenia plastycznego. Podwyższenie temperatury odkształcenia plastycznego powoduje zmniejszenie maksymalnej wartości naprężenia płynięcia (rys.16), gdyż stan równowagi między umocnieniem zgniotowym a zdrowieniem dynamicznym występuje przy mniejszej gęstości defektów sieciowych. Wpływa na to zwiększenie w tych warunkach liczby zdarzeń aktywowanych cieplnie na jednostkę odkształcenia. Po zwiększeniu odkształcenia względnego c do wartości większej od krytycznej, zmniejszającej się z podwyższeniem temperatury odkształcenia plastycznego, a także zależnej od składu chemicznego stali, w badanych stalach zachodzi rekrystalizacja dynamiczna, decydująca o łagodnym sp&dku naprężenia płynięcia w miarę zwiększania odkształcenia względnego s powyżej wartości odpowiadającej maksymalnemu naprężeniu płynięcia lub o wystąpieniu wyrażnego stadium płynięcia ustalonego na krzywej plastometrycznej o-s. Charakter krzywych plastometrycznych (rys.16) oraz wyniki badań metalograficznych na próbkach szybko oziębionych bezpośrednio z temperatury zakończenia odkształcenia plastycznego na gorąco (rys.18a, 18c i 18d) wskazują, że w przypadku wszystkich badanych stali, podczas odkształcenia plastycznego w temperaturze 1100°C przebiega rekrystalizacja dynamiczna, decydująca o zwiększeniu odkształcalności granicznej oraz o obniżeniu maksymalnego naprężenia płynięcia i naprężenia odpowiadającego zniszczeniu próbek (rys.16 i 17), w porównaniu do wyników właściwych dla odkształcenia plastycznego w niższej temperaturze. Z tych względów w tej temperaturze najkorzystniej jest wykonywać obróbkę plastyczną na górąco badanych stali szybkotnących. Zwniejszenie temperatury odkształcenia

- 37 -



- 38 m

Rys. 18. Struktura strefy powierzchniowej probek odkształconych plastycznie na sorąco ze stali zawierających: a) 1,05% C, 9,5% W, 2.5% V; 4,5% Cr i 2% Si (odkształcenie plastyczne w temperaturze 1100°C); b) 1,05% C; 9,5% W, 2.5% V; 4.5% Cr i 2% Si (1000°C); c) 1,05% C; 9,5% W, 2.5% V; 4.5% Cr i 2% Si (1000°C); c) 1,05% C; 9,5% W, 2.5% V; 4.5% Cr i 2% Si (1000°C); c) 1,05% C; 9,5% W, 2.5% V; 4.5% Cr i 2% Si (1000°C); c) 1,05% C; 9.5% W, 2.5% V; 4.5% Cr i 5% Si (1100°C); 4% Si (1100°C); d) 1,05% C; 9,5% W, 2,5% V; 4,5% Cr i 5% Si (1100°C); 2głady trawione w odczynniku 5 (tablica 2), HS

Fig.18. Structure in surface zones of hot deformed specimens of steels containing a) C 1.05, W 9.5, V 2.5, Cr 4.5, and Si 2% (hot worked at  $1100^{\circ}C$ ); b) C 1.05, W 9.5, V 2.5, Cr 4.5, and Si 2% (  $1000^{\circ}C$ ); c) C 1.05, W 9.5, V 2.5, Cr 4.5, and Si 2% (  $1000^{\circ}C$ ); c) C 1.05, W 9.5, V 2.5, Cr 4.5, and Si 4% (  $1100^{\circ}C$ ); d) C 1.05, W 9.5, V 2.5, Cr 4.5, and Si 5% (  $1100^{\circ}C$ ); polished sections etched in reagent No.5 (Table 2), LM

plastycznego do 1050+1000<sup>°</sup>C powoduje ograniczenie rekrystalizacji dynamicznej (rys.18b) i wzrost udziału zdrowienia dynamicznego w usuwaniu skutków umocnienia zgniotowego. Decyduje to o zwiększeniu maksymalnego naprężenia płynięcia i zmiejszeniu odkształcalności granicznej (rys.16 i 17).

Zwiększenie do 1% stężenia Si w stalach zawierających 1,05% C i 9,5% W nie wpływa na zmianę podatności stali na odkształcenie plastyczne na gorąco. i nie decyduje o zmianie wpływu dynamicznych mechanizmów aktywowanych ciepinie na usuwanie skutków umocnienia zgniołowego. Dowodzi tego analogiczny jak w stali typu 9-0-2 przebieg krzywych plastometrycznych (rys.16) oraz zbliżone do tej stali struktury w strefie przypowierzchniowej probek szybko oziębionych bezpośrednio z temperatury zakończenia odkształcenia plastycznego na gorąco. Zwniejszenie stężenia W z 9,5 do 7% w badanych stalach zawierających 1% Si powoduje zmniejszenie maksymalnego momentu skręcającego, a zatem także maksymalnego naprężenia płynięcia oraz. zmniejszenie odkształcalności granicznej w stalach zawierających 1,05% C i zwiększenie jej - w stalach o stężeniu 0,9% C (rys.16 i 17). Odkształcalność graniczna stali o mniejszym stężeniu C i odpowiadającym wzajemnie stężeniu pozostałych pierwiastków stopowych jest większa, zwłaszcza w przypadku stężenia W zmniejszonego do 7% (rys.17). Stale zawierające 7+9,5% W i 1% Si o stężeniu C zmniejszonym do 0,9% cechują się

także mniejszymi wartościami maksymalnego naprężenia płynięcie niż stał zawierające 1,05% C, zwłaszcza podczas odkształcenia w najwyższej temperaturze badania 1100°C (rys.16). W stalach tych, ze względu na mniejszy udział węglików pierwotnych, mniejsza jest energia wymagana do odkształcenia plastycznego na gorąco, a dynamiczne mechanizmy aktywowane cieplnie usuwające skutki umocnienia zgniotowego, zwłaszcza rekrystalizacja dynamiczna, przebiegają łatwiej w związku z mniejszą ilością granie międzyfazowych węglików i austenitycznej osnowy.

- 30 -

Zwiększenie stężenia Si z 1 do 2% w stalach zawierających 1,05% ( , 9,5% W wpływa na zwiększenie maksymalnego naprężenia płynięcia i decyduje o ograniczeniu rekrystalizacji dynamicznej podczas odkształcenia plastycznego stali na gorąco (rys.16). W wyniku tego zwniejszeniu ulega odkształcalność graniczna (rys.17). Krzem, który pożostaje w tych stalach w roztworze stałym, zmniejsza ruchliwość dyslokacji podczas umocnienia zgniotowego i granic ziarn austenitu utworzonych w wyniku rekrystalizacji dynamicznej. Rekrystalizacja dynamiczna jest również opóźniana przez węgliki wtórne typu M\_C\_ i M\_C\_ występujące w znacznej ilości i nie rozpuszczające się w austenicie podczas grzania do temperatury odkształcenia plastycznego na gorąco nie wyższej od 1050°C. Naprężenia płynięcia maksymalne oraz odpowiadające zniszczeniu próbek ulegają również zwiększeniu ze zwiększeniem stężenia W w stali z 7 do 12% (rys.16). Wraz ze zwiększeniem stężenia tego pierwiastka zmniejsza się odkształcalność graniczna stali (rys.17) oraz ograniczeniu ulega udział rekrystalizacji dynamicznej w usuwaniu skutków umocnienia zgniołowego bezpośrednio podczas odkształcenia plastycznego stali na gorąco. Zmniejszenie naprężenia płynięcia maksymalnego i odpowiadającego zniszczeniu próbek jest wywoływane przez zmniejszenie stężenia C w badanych stalach. Równocześnie następuje zwiększenie odkształcalności granicznej (rys.17). Spowodowane jest to głównie ograniczeniem ilości węglików wtórnych a także pierwotnych w strukturze stali, sprzyjającym rekrystalizacji dynamicznej podczas odkształcenia plastycznego na gorąco, pomimo relatywnie większego stężenia pierwiastków węglikotwórczych w osnowie.

Zmiany stężenia Si w zakresie 2+4% w stalach zawierających 1,05% C i 9,5% W wpływają na zwniejszenie maksymalnego naprężenia płynięcia (rys.16) i zwiększenie udziału rekrystalizacji dynamicznej podczas odkształcenią plastycznego stali na gorąco oraz zwiększenie odkształcalnosci granicznej (rys.17). Związane to jest ze zubożeniem w pierwiastki stopowe i C osnowy stali lanej na skutek zwiększenia udziału węglików pierwotnych oraz ze spowodowanym przez to ograniczeniem udziału w stali drobnych węglików wtórnych utrudniających rekrystalizację dynamiczną. W stalach zawierających powyżej 3% Si obniżenie temperatury odkształcenia plastycznego na gorącó nawet do 1000°C nie ogranicza rekrystalizacji dynamicznej (rys.16). Na bardzo dużą odkształcalność graniczną stali o dużym stężeniu Si w tych warunkach (rys.17) wpływa dwufazowy skład  $\gamma + o(6)$  osnowy w założonym



- 40 -

Rys.19 Struktura w stanie odkształconym plastycznie na gorąco i wyżarzonym sferoidyzująco stali zawierających: a) 1,05% C; 9,5% W, 2,5% V; 4,5% Cr i 0,3% Si ; b) 1,05% C; 9,5% W, 2,5% V; 4.5% Cr i 3% Si; c) 1,05% C; 9,5% W, 2,5% V; 4,5% Cr i 4% Si; d) 1,05% C; 9,5% W, 2,5% V; 4,5% Cr i 5% Si; zgłady nietrawione; (OEW)

Fig.19. Structure of hot deformed and spheroidized steels containing a) C 1.05, W 9.5, V 2.5, Cr 4.5, and Si 0.3%; b) C 1.05, W 9.5, V 2.5, Cr 4.5, and Si 3%; c) C 1.05, W 9.5, V 2.5, Cr 4.5, and Si 4%; d) C 1.05, W 9.5, V 2.5, Cr 4.5, and Si 4%; d) C 1.05, W 9.5, V 2.5, Cr 4.5, and Si 5%; unetched polished sections, SEI

zakresie temperatury badania (rys.19c). Zwiększenie stężenia Si do 5% powoduje, że w założonym zakresie temperatury prób odkształcenia plastycznego na gorąco osnowa stali wykazuje strukturę jednofazową ferrytu wysokotemperaturowego  $\alpha(\delta)$  (rys.19d). Ze względu na duży udział rekrystalizacji dynamicznej podczas odkształcenia plastycznego tej stali na gorąco cechuje się ona większą odkształcalnością graniczną (rys.16 i 17). Decyduje o tym bardzo niskostopowa osnowa oraz zupełny brak wydzieleń węglików wtórnych. Naprężenia płynięcia maksymalne oraz odpowiadające

Rys.20 Struktura cienkich folii stali w stanie odkształconym plastycznie na gorąco i wyżarzonym sferoidyzująco, zawierających:
a) 1,05% C; 9,5% W, 2,5% V ; 4.5% Cr i 0,3% Si ; b,c) 1,05% C; 9,5% W, 2,5% V ; 4.5% Cr i 0,3% Si ; b,c) 1,05% C; 9,5% W, 2,5% V ; 4,5% Cr i 2% Si; c) 1,05% C; 9,5% W, 2,5% V ; 4,5% Cr i 3% Si; f) 1,05% C; 9,5% W, 2,5% V; 4,5% Cr i 3% Si; f) 1,05% C; 9,5% W, 2,5% V; 4,5% Cr i 3% Si; f) 1,05% C; 9,5% W, 2,5% V; 4,5% Cr i 5% Si; i,j) dyfraktogramy odpowiednio z rys.f,g
k,l) rozwiązania dyfraktogramow odpowiednio z rys.f,g

Fig.20. Structure of thin foils of hot deformed and spheroidized steels containing a) C 1.05, W 9.5, V 2.5, Cr 4.5, and Si 0.3%; b,c) 1.05, W 9.5, V 2.5, Cr 4.5, and Si 1%; d) C 1.05, W 9.5, V 2.5, Cr 4.5, and Si 2%; e) C 1.05, W 9.5, V 2.5, Cr 4.5, and Si 3%; f) C 1.05, W 9.5, V 2.5, Cr 4.5, and Si 3%; f) C 1.05, W 9.5, V 2.5, Cr 4.5, and Si 4% g,h) C 1.05, W 9.5, V 2.5, Cr 4.5, and Si 5%; i,j) diffraction patterns from Figs.f,g, respectively; k,l) solutions of diffraction patterns from Figs.f,g, respectively







zniszczeniu próbek ulegają jednak zwiększeniu ze względu na konieczność rozdrobnienia bardzo dużej ilości węglików pierwotnych. Na zwiększenie maksymalnego naprężenia płynięcia wpływa także ferrytyczna osnowa stali α(δ).

42 .

# 4.2. STRUKTURA STALI W STANIE OBROBIONYM PLASTYCZNIE I WYŻARZONYM SFEROIDYZUJĄCO

Badania metalograficzne na mikroskopie świetlnym i w mikroskopie skaningowym oraz badania struktury cienkich folii w mikroskopie elektronowym wskazują, że osnowę badanych stali szybkotnących w stanie przekutym na gorąco i następnie wyżarzonych sferoidyzująco stanowi ferryt stopowy z węglikami typu M.C., MC i M.C., a w niektórych gatunkach stali także typu M\_C i M\_C (rys.19 i 20). Ziarna ferrytu stopowego cechują się małą gęstością dyslokacji (rys.20). Pierwotne węgliki typu M\_C i MC rozdrobnione w wyniku obróbki plastycznej na gorąco i skoagulowane podczas wyżarzania wykazują miejscami segregację pasmową. (rys.19). Udział weglików pierwołnych w stali znacznie zwiększa się ze zwiększeniem stężenia Si, W i C w stali. Drobnoziarniste węgliki wtórne, dyfrakcyjnie zidentyfikowane w strukturze cienkich folii jako  $M_{20}C_{a}$ , a także jako M<sub>C</sub>C i MC, rozmieszczone są równomiernie w osnowie stali i blokują granice szerokokątowe ferrytu stopowego migrujące podczas wyżarzania sferoidyzującego. Z tego względu obserwuje się je głównie na granicach ziarn tej fazy. Udział tych węglików zwiększa się ze zwiększeniem stężenia Si w stali z 0,3 do 3%, a także W z 7 do 12%, a znacznie maleje z dalszym zwiększeniem stężenia Si z 3 do 5%, oraz ze zmniejszeniem stężenia C w stali.

## WŁASNOŚCI STALI OBROBIONYCH CIEPLNIE 5.1 STRUKTURA STALI PODCZAS AUSTENITYZOWANIA

Wykonane badania metalograficzne i strukturalne wskazują<sup>[47,50,6]</sup>, 53,54<sup>]</sup> wszystkie badane stałe po hartowaniu w badanym zakresie temperatury wykazują strukturę martenzytu z austenitem szczątkowym oraz węglikami pierwotnymi i wtórnymi, nierozpuszczonymi w roztworze stałym podczas austenityzowania. W wyniku zastosowanego trawienia w strukturze badanych stali w stanie zahartowanym ujawniono ziarna austenitu pierwotnego o wielkości uzależnionej od składu chemicznego stali oraz warunków austenityzowania, decydujących o ilości węglików rozpuszczonych w roztworze stałym podczas hartowania (rys.21+25). Zwiększenie temperatury i wydłużenie czasu austenityzowania powoduje wzrost węglików oraz nadtapianie stali (rys.26+30).

5. WPLYW KRZEMU NA PRZEMIANY FAZOWE PODCZAS OBROBKI CIEPLNEJ I NA



WSKAŻNIK WIELKOŚCI ZIARNA WG SNYDER-GRAFFA

Rys.21. Wpływ stężenia Si oraz temperalury austenityzowania na wskaznik wielkości ziarna austenitu pierwotnego wg Snyder-Graffa w zahartowanych stalach zawierających 1,05% C; 9,5% W; 2,5% V; 4,5% Cr i 0,3+5% Si

Fig.21. Effects of silicon content and austenitizing temperature on Snyder-Graff primary austenite grain size in quenched steels containing 6 1.05, # 9.5, V 2.5, Gr 4.5, and Si 0.345% Podczas austenityzowania stali konwencjonalnej typu 9-0-2 w temperaturze 1120°C jedynie niewielka ilość węglików ulega rozpuszczeniu w roztworze stałym, w związku z czym ziarna austenitu pierwotnego są tak drobne, że nie uwidaczniają się w wyniku trawienia (rys.31). Zwiększenie temperatury austenityzowania oraz wydłużenie czasu austenityzowania wpływa na rozpuszczanie większej ilości weglików w osnowie. Z tego względu zwiększenie temperatury

- 44 -

austenityżowaria do 1150°C wpływa na zw.ększenie wielkości ziarna austenitu pierwotnego (rys.21). Wydłużenie czasu austenityzowania z 50 do 800 s powoduje również zwiekszenie wielkości ziarna austenitu pierwotnego. Wskażnik wielkości ziarna wg Snyder-Graffa wynosi odpowiednio 29 i 18. Podwyższenie temperatury austenityzowania do 1210°C wolvwa na tagodne zwiększenie wielkości ziarna austenitu pierwoinego do odpowiadającego wskażnikowi 21 wg Snyder-Graffa przy czasie austenityzowania 50 s oraz do odpowiadającego wskażnikowi 14 przy czasie austenity-



Rys.22. Wpływ stężenia W oraz temperatury austenityzowania na wskażnik wielkości ziarna austenitu pierwotnego wg Snyder-Graffa w zahartowanych stalach zawierających 1.05% C; 7+9.5% W; 2.5% V; 4.5% Cr i 1% Si

Fig.22. Effects of tungsten content and austenitizing temperature on Snyder-Graff primary austenite grain size in quenched steels containing C 1.05, W 7+9.5, V 2.5, Cr 4.5, and Si 1%

zowania 800 s. Zwiększenie temperatury austenityzowania do ok.1270°C powoduje gwałtowne zwiększenie wielkości ziarna austenitu pierwotnego do odpowiadającej wskażnikowi 2÷4 wg Snyder-Graffa, przy czym zwiększenie czasu austenityzowania nie wywiera istotnego wpływu. Oddziaływanie zwiększonej temperatury na wielkość ziarna austenitu pierwotnego jest znacznie silniejsze niż nawet 16-krotne wydłużenie czasu austenityzowania, przy czym znaczenie czasu austenityzowania jest większe w niższej temperaturze austenityzowania, a nieistotne w temperaturze wysokiej. Austenityrowanie w temperaturze 1210°C przy czasie austenityzowania 800 s i w temperaturze 1240°C powoduje wzrost i koagulację węglików na granicach ziarn austenitu pierwotnego. W temperaturze wyższej od 1240°C następuje nadtapianie stali, w wyniku czego na granicach ziarn austenitu powstają



Rys.23. Wpływ słężenia W oraz temperatury austenityzowania na wskażnik wielkości ziarna austenitu pierwotnego wg Snyder-Graffa w zahartowanych stalach zawierających 0,9% C; 7+9,5% W; 2,5% V; 4,5% Cr i 1% Si

Fig.23. Effects of lungsten content and austenitizing temperature on Snyder-Graff primary austenite grain size in quenched steels containing C 0.9, W 7+9.5, V 2.5, Cr 4.5, and Si 1% obszary eutektyczne z ponownie wykrystalizowanymi węglikami o charakterystycznej postaci dendrytycznej (rys.31d+31f).

Ze zwiększeniem steżenia Si odpowiednio do 1 i 2% następuje nieznaczne zwiększenie wielkości ziarna austenitu pierwotnego, w przypadku austenityzowania stali w tych samych warunkach (rys.21). W stalach zawierających 1% Si zmnie iszenie stężenia W z 9,5 do 7% powoduje nieznaczne zwiększenie wielkości ziarn austenitu pierwotnego w temperaturze mniejszej od 1240°C i to zarówno w stali zawierającej 1.05 , jak i 0,9%C (rys. 22 i 23), na co

wpływa niewątpliwie zmiana udziału węglików pierwotnych i wtórnych w tych stalach. Zmniejszenie stężenia C z 1,05 do 0,9% w stalach zawierających 9,5 i 7% W powoduje natomiast zmniejszenie wielkości ziarna austenitu pierwotnego po austenityzowaniu w temperaturze nie przekraczającej 1240°C (rys.22 i 23). Zmniejszenie stężenia W z 9,5 do 7% w stalach zawierających 1,05% C i 1% Si powoduje zmniejszenie temperatury początku wzrostu węglików i tworzenia nadtopień eutektycznych (rys.27,28 i 32 ). Zmniejszenie stężenia C z 1,05 do 0,9% w tych stalach wpływa natomiast na zwiększenie temperatury zarówno początku wzrostu węglików, jak i tworzenia nadtopień eutektycznych (rys.27 i 28).

W stalach zawierających 1,05% C i 2% Si obniżenie stężenia W z 9,5 do 7% wpływa na nieznaczne zwiększenie wielkości ziarn austenitu pierwotnego (rys.24), co spowodowane jest najpewniej mniejszą ilością węglików. w tym także wtórnych, występujących w stali o mniejszym stężeniu W. Zezwiększeniem stężenia W w tych stalach do 12% następuje natomiast znaczne zwiększenie wielkości ziarna austenitu pierwotnego (rys.24), na co wpływa znaczna ilość węglików pierwotnych i spowodowane przez to zmniejszenie

- 45 -

ilości drobnych węglików wtórnych w stali. Zwiększenie stężenia W z 7 do 12% w stalach zawierających 1,05% C i 2% Si nie wpływa istotnie na zmianę temperatury wzrostu i koagulacji węglików oraz temperatury powstawania nadtopień o strukturze eutektycznej na granicach ziarn austenitu pierwolnego (rys.29 i 33). Ze zwiększeniem slężenia W obniża się natomiast nieznacznie temperatura nadtapiania tych stali podczas obróbki cieplnej, a efekty te wystepuja przy austenityzowaniu w temperaturze 1300°C w czasie dłuższym od 100 s (rys.29 i 33). Zmniejszenie stężenia C



Rys.24. Wpływ słężenia W oraz temperatury austenityzowania na wskażnik wielkości ziarna austenitu pierwoinego wg Snyder-Graffa w mahartowanych stalach zawierających 1,05% C; 7412% W; 2,5% V; 4,5% Cr i 2% Si

Fig.24. Effects of tungsten content and austenitizing temperature on Snyder-Graff primary austenite grain size in quenched steels containing C 1.05, W 7+12, V 2.5, Cr 4.5, and Si 2%

z 1,05 do 0,9% w stalach zawierających 7+12% W i 2% Si powoduje zwiększenie wielkości ziarna austenitu pierwotnego po obróbce cieplnej w tych samych warunkach (rys.25). Najdrobniejsze ziarno austenitu pierwotnego wykazuje jednak stal zawierająca 9,5% W (rys.25), podobnie jak stale o większym stężeniu 1,05% C (rys.15). Ze względu na mniejszą ilość węglików, w tym głównie weglików wtórnych, stale o mniejszym stężeniu C wykazują większą tendencję do wzrostu i koagulacji węglików oraz nadtopień podczas austenityzowania (rys.29,30 i 34). Początek wzrostu weglików w stali zawierającej 0,9% C; 7% W i 2% Si następuje po austenityzowaniu w temperaturze 1150°C przez 800 s, a w temperaturze 1180°C - juz przez 50 s (rys.30). Temperatura początku tworzenia obszarów eutektycznych w wyniku nadtopień podwyższa się ze zwiększeniem stężenia W w stali (rys.34).

Rys.26. Wykresy czas - temperatura - nadtapianie stali zawierających 1.05% C; 9.5% W, 2.5% V; 4.5% Cr i 0.3+5% Si

Fig.26. Time - temperature - incipient melting diagrams for steels containing C 1.05, W 9.5, V 2.5, Cr 4.5, and Si 0.3+5%



- 47 -

Rys.25. Wpływ stężenia W oraz temperatury austenityzowania na wskażnik wielkości ziarna austenitu pierwotnego wg Snyder-Graffa w zohartowanych stalach zawierających 0.9% C; 7±12% W; 2,5% V; 4,5% Cr i 2% Si

Fig. 25. Effects of tungsten content and austenitizing temperature on Snyder-Graff primary austenite grain size in quenched steels containing C 0.9, W 7÷12, V 2.5, Cr 4.5, and Si 2% Natomiast temperatura nadtapiania stali ulega przy tym obniżeniu. Zmniejszenie stężenia C wuływa na obniženie wzrostu Lemperatury węglików głównie w stalach zawierających 7% W (rys.29 i 30) . W wiekszym stalach 0 steżeniu zmiany stężenia C nie wpływają na wzrost znaczaco węglików. Natomiast zmiana stężenia C w stalach zawierających 7% W nie wpływa istotnie na temperature poczatku tworzenia się obszarów eutektycznych w wyniku nadtapiania (rys. 29 i 30). W stalach zawierających 9,5 i 12% W temperatura początku powstawania nad-



- 46 -

topień eutektycznych ulega obniżeniu ze zwiększeniem stężenia C z 0,9 do 1,05% (rys.29 i 30).

Dalsze zwiększenie stężenia Si powyżej 2% wpływa na znaczny wzrost wielkości ziarna austenitu pierwotnego w stalach austenityzowanych w tych sawych warunkach (rys.21), o czym decyduje zmniejszenie ilości węglików wtórnych w tych stalach. Równocześnie w stalach tych zwiększenie stężenia Si z 3 do 5% powoduje obniżenie temperatury wzrostu i koagulacji węglików oraz temperatury tworzenia się obszarów eutektycznych na granicach ziarn austenitu pierwotnego, świadczące o nadtapianiu stali (rys.26,32 i 35), szczególnie intensywne przy czasie austenityzowania dłuższym od 200s. Ponadto w stalach tych po austenityzowaniu w temperaturze 1180 do 1210<sup>°</sup>C w zależności od składu chemicznego stali i czasu austenityzowania powstają pojedyncze ziarna ferrytu wysokotemperaturowego  $\alpha(\delta)$  (rys.35a). Z tych względów prawidłowa temperatura austenityzowania stali o większym stężeniu Si jest o ok.30+50<sup>°</sup>C niższa niż w przypadku stali zawierającej 0,3% tego pierwiastka.

Rys.27. Wykresy czas – lemperatura – nadtapianie stali zawierających 1.05% C; 7+9.5% W, 2.5% V; 4.5% Cr i 1% Si

Fig.27. Time - temperature - incipient melting diagrams for steels containing C 1.05, W 7+9.5, V 2.5, Cr 4.5, and Si 1%

Rys.28. Wykresy czas – temperatura – nadtapianie stali zawierających 0,9% C; 7+9,5% W, 2,5% V; 4,5% Cr i 1% Si

Fig.28. Time - temperature - incipient melting diagrams for steels containing C 0.9, W 7+9.5, V 2.5, Cr 4.5, and Si 1%







- 49 -

Rys. 29. Wykresy czas – temperatura – nadtapianie stali zawierających 1,05% C; 7+12% W, 2,5% V; 4,5% Cr i 2% Si.

Fig.29 Time - temperature - incipient melting diagrams for steels containing C 1.05, W 7+12, V 2.5, Cr 4.5, and Si 2%



Rys. 30. Wykresy czas – temperatura – nadtapianie stali zawierających 0,9% C; 7+9,5% W, 2,5% V; 4,5% Cr i 2% Si.

Fig. 30. Time - temperature - incipient melting diagrams for steels containing C 0.9, W 7+9.5, V 2.5, Cr 4.5, and Si 2%

- 48 -



50



Rys.31 Struktura stali zawierającej 1,05% (; 9,5% W; 2,5% V; 4,5% (r i 0,3% Si austenityzowanej w a) 112°C przez 505; b) 1180°C przez 200s c) 1240°C przez 50s; d) 1270°C przez 200s; e) 1300°C przez 50s; f) 1300°C przez 800s; zgłady trawione w odczynniku 5 (tablica 2), HS

Fig.31. Structures of steel containing C 1.05, W 9.5, V 2.5, Cr 4.5, and Si 0.3% austenitized for a) 50s at 1120°C; b) 200s at 1180°C; c) 50s at 1240°C; d) 200s at 1270°C; e) 50s at 1300°C; f) 800s at 1300°C; polished sections etched in reagent No.5 (Table 2), LM



Kys. 32 Struktura stali zawierających 1,05% C; 9,5% W; 2,5% V; 4,5% Cr oraz 1% Si b) 2% Si c,d) 3% Si austenityzowanych w a 1270°C przez 800s; b) 1270°C przez 800s c) 1240°C przez 400s; d) 1270°C przez 400s; zgłady trawione w odczynniku 5 (tablica 2); MS

Fig. 32. Structures of steels containing C 1.05, W 9.5, V 2.5, Cr 4.5, and a) Si 1%; b) St 2%; c,d) Si 3% austenitized for a) 800s at 1270°C; b) 800s at 1270°C; c) 400s at 1240°C; d) 400s at 1270°C; polished sections etched in reagent No.5 (Table 2), LM



Rys. 33 Struktura stali zawierających 1,05% C; 2,5% V; 4,5% C; 2% St oraz a) 12% V b) 7% W austenityzowanych w a) 1300°C przez 100s; b) 1270°C przez 800s; zgłady trawione w odczynniku 5 (tablica 2); MS

Fig.33. Structures of steels containing C 1.05, V 2.5, Cr 4.5, Si 2, and a) W 12%, b) W 7% austenitized for a) 100s at 1300°C; b) 800s at 1270°C; polished sections etched in reagent No.5 (Table 2), LH



Pys. 34 Struktura stali zawierających 0,9% C; 2,5% V; 4,5% Cr; 2% St oraz a,b) 7% W; c.d) 12% W austenityzowanych w a) 1270°C przez 800s; b) 1500°C przez 200s c) 1270°C przez 800s; d) 1300°C przez 400s; zgłady travione odczynniku 5 (tablica 2); MS

Fig. 34. Structures of steels containing C 0.9, V 2.5, Cr 4.5, Si 2, and a,b) V 7%; c,d) V 12% austenitized for a) 800s at 1270°C; b) 200s at 1300°C; c) 800s at 1270°C; d) 400s at 1300°C polished sections etched in reagent No.5 (Table 2), LM



52

Rys.35 Struktura stali zawierających 1,05% C; 9,5% W, 2,5% V; 4,5% Cr oraz a÷c) 4% Si d) 5% Si austenityzowanych w a) 1180°C przez 800s; b) 1270°C przez 50s c) 1270°C przez 800s; d) 1240°C przez 800s; zgłady trawione w odczynniku 5 (tablica 2); HS

Fig.35. Structures of steels containing C 1.05, W 9.5, V 2.5, Cr 4.5, and a+c) Si 4%; d) Si 5% austenitized for a) 800s at 1270°C; b) 200s at 1300°C; c) 800s at 1270°C; d) 400s at 1300°C; polished sections etched in reagent No.5 (Table 2), LM

## 52 PRZEMIANY AUSTENITU PRZECHŁODZONEGO PRZY CHŁODZENIU CIĄGŁYM

Wykoname badania wskazują<sup>(52,53,54)</sup>, że przemiany austenitu przechłodzonego we wszystkich badanych stalach rozpoczynają się przedeutektoidalnym wydzielaniem węglików (rys.36÷40). Procesy te



Rys.36. Wpływ slężenia Si oraz wskażnika szybkości chłodzenia l na przemiany fazowe austenitu przechłodzonego przy chłodzeniu ciągłym stali zawierających 1,05% C; 9,5% W, 2,5% V; 4,5% Cr i 0,3÷3% Si

Fig.30. Effects of silicon content and cooloing rate index \lambda on phase transformations of undercooled austenite during continuous cooling of steels containing C 1.05, W 9.5, V 2.5, Cr 4.5, and Si 0.3+3%



Rys. 37. Wpływ siężenia W oraz wskażnika szybkości chłodzenia λ na przemiany fazowe austenitu przechłodzonego przy chłodzeniu ciągłym stali zawierających 1,05% C; 7+9,5% W; 2,5% V; 4,5% Cr i 1% Si.

Fig. 37. Effects of tungsten content and cooloing rate index  $\lambda$  on phase transformations of undercooled austenite during continuous cooling of steels containing C 1.05, W 7+9.5, V 2.5, Cr 4.5, and Si 1%



Rys. 38. Wpływ slężenia W oraz wskażnika szybkości chłodzenia λ na przemiany fazowe austenitu przechłodzonego przy chłodzeniu ciągłym stali zawierających 0,9% C; 7+9,5% W; 2,5% V; 4,5% Cr i 1% Si.

Fig. 38. Effects of tungsten content and cooloing rate index  $\lambda$  on phase transformations of undercooled austenite during continuous cooling of steels containing C 0.9, W 749.5, V 2.5, Cr 4.5, and Si 1%

poprzedzają przemianę eutektoidalną austenitu:

austenit y --- ferryt a + węgliki wtorne W

W badanych stalach węgliki wtórne identyfikowane są głównie jako M cPrzy małych wskażnikach  $\lambda$ , odpowiadających dużym szybkościom chłodzenia, przedeutektoidalne wydzielanie węglików następuje w dużym przedziale temperatury, natomiast przy dużych wartościach wskażnika  $\lambda$ , odpowiadających małym szybkościom chłodzenia, wąski jest zakres temperatury wydzielania tych faz.



54

Rys. 39. Wpływ slężenia W oraz wskażnika szybkości chłodzenia A na przemiany jazowe austenitu przechłodzonego przy chłodzeniu ciągłym stali zawierających 1,05% C; 7+12% W; 2,5% V; 4,5% Cr i 2% Si.

Fig. 39. Effects of tungsten content and cooloing rate index \u03b3 on phase transformations of undercooled austenite during continuous cooling of steels containing C 1.05, W 7+12, V 2.5, Cr 4.5, and Si 2%



Rys.40. Wpływ stężenia W oraz wskażnika szybkości chłodzenia A na przemiany jazowe austenitu przechłodzonego przy chłodzeniu ciągłym stali zawierających 0.9% C; 7+12% W; 2.5% V; 4.5% Cr i 2% Si.

Fig.40. Effects of tungsten content and cooloing rate index λ on phase transformations of undercooled austenite during continuous cooling of steels containing C 0.9, W 7÷12, V 2.5, Cr 4.5, and Si 2%

Po przechłodzeniu do zakresu temperatury od 700-900°C do 650+800°C z szybkościami chłodzenia mniejszymi od 2+0,1 °C/s w badanych stalach przebiega przemiana eutektoidalna. Potwierdza to struktura mieszaniny eutektoidalnej ferrytu i węglików stopowych (głównie typu M C a także M C i MC) w postaci lamelarnej w stalach o dużym stężeniu 3+5% Si oraz zawierających 2% Si o dużym stężeniu 12% W, a w postaci sferycznej w stalach o mniejszym stężeniu Si, W i C (rys.41+43), występujących oprócz



Rys.41. Struktura stali zawierających a,b) 1,05% C; 9,5%W; 2,5% V; 4,5% Cr i 0,3% Si; c,d) 1,05% C; 9,5% W; 2,5% V; 4,5% Cr i 3% Si chłodzonych z temperatury austenityzowania odpowiednio z szybkością a) 10°C/s; b,d) 0,02°C/s; c) 5°C/s; zgłady trawione w odczynniku 5 (tablica 2); 0EW

Fig.41. Structures of steels containing a,b) C 1.05, W 9.5, V 2.5, Cr 4.5, and Si 0.3%; c,d) C 1.05, W 9.5, V 2.5, Cr 4.5, and Si 3% after cooling from the austenitizing temperature with a rate of a) 10 C/s; b,d) 0.02 C/s; c) 5°C/s; polished sections etched in reagent No.5 (table 2); SEI

Rvs. 42. Struktura stali zawierajacych 12% W: 2,5% V: 4,5% Cr i 2% Si oraz a+c) 1,05% C: d+f> 0,9% C chłodzonych z temperatury austenityzowa nia odpowiednio z szybkością a, d) 10°C/s; b,e) 0,5°C/s; c,f) 0,05°C/s; 28tady trawione w w odczynniku 5 (tablica 2); OEW Fig. 42. Structures of steels containing W 12 V 2.5, Cr 4.5, Si 2 and a+c).C 1.05%; d+1) C 0.9% after cooling from the austenitizing temperature with a rate of a.d. 10°Crs; b,e) 0.5°C/s; c, 1) 0.05°C/s; polished sections biched in reagent No. 5 (table 2); SEI





Rys.43. Struktura stali zawierających a,b) 1,05% (; 7%W; 2,5% V; 4,5% (r i 2% Si; c,d) 0,9% (; 7% W; 2,5% V; 4,5% (r i 2% Si chłodzonych z temperatury austenityzowani a odpowiednio z szybkością a) 10 (/s; b,d) 0,05 (/s; c) 50 (/s; zgłady trawione w odczynniku 5 (tablica 2); 0EW

Fig. 43. Structures of steels containing a,b) C 1.05, W 7, V 2.5, Cr 4.5, and Si 2%; c,d) C 0.9, W 7, V 2.5, Cr 4.5, and Si 2% after cooling from the austenitizing temperature with a rate of a) 10 C/s; b,d) 0.05 C/s; c) 50°C/s; polished sections etched in reagent No.5 (table 2); SEI

skoagulowanych węglików pierwotnych zachowujących lokalnie układ pasmowy. Obserwacje metalograficzne wskazują, że ze zwiększeniem stężenia Si, W i C w badanych stałach, zwiększa się w nich udział węglików eutektoidalnych. Zwiększenie stężenia Si oraz W, a także zmniejszenie stężenia C w badanych stałach powoduje przesunięcie zakresu przemiany eutektoidalnej do większych szybkości chłodzenia (rys. 36-40), a w stali zawierającej 0,9% C, 7% W i 1% Si = do mniejszych szybkości chłodzenia (rys. 38).

Po zakończeniu przemiany eutektoidalnej w stalach o podwyższonym stężeniu 1,05% C, w zakresie szybkości chłodzenia odpowiadających przemianie eutektoidalnej, przebiega poeutektoidalne wydzielanie węglików w austenicie przechłodzonym (rys.36÷38). W pozostałych stalach o stężeniu C obniżonym do 0,9% po zakończeniu przemiany eutektoidalnej występuje obszar dużej trwałości austenitu przechłodzonego (rys.38 i 40)

Po przechłodzeniu do zakresu temperatury od 250+600°C do 150+500°C w zależności od składu chemicznego stali, w zakresie szybkości chłodzenia właściwych dla danego gatunku stali dla przebiegu przemiany eutektoidalnej, zachodzi przemiana bainityczna (rys. 36+40). Zwiększenie stężenia Si oraz W, a także zmniejszenie stężenia C w badanych stalach powoduje przesunięcie zakresu przemiany bainitycznej do większych szybkości chłodzenia (rys. 36+40). Zmniejszenie stężenia C w badanych stalach zawierających 1 i 2% Si powoduje podwyższenie zakresu temperatury przemiany bainitycznej (rys. 37+40). Przy większych wskażnikach  $\lambda$  odpowiadających wniejszym szybkościom chłodzenia następuje podwyższenie temperatury początku i końca przemiany bainitycznej, co związane jest z pełniejszym przebiegiew przemiany eutektoidalnej oraz poeutektoidalnym wydzielaniem węglików w wyższej temperaturze (rys.36+40).

- 57 -

Przy szybkościach chłodzenia odpowiednio większych od 0,4 do 1°C/s pro przedeutektoidalnym wydzielaniu węglików w badanych stalach przebiega przemiana martenzytyczna (rys.36+40). W stalach tych w osnowie martenżytycznej z ujawnionymi ziarnami austenitu pierwotnego, oprócz węglików pierwotnych nierozpuszczonych w roztworze stałym podczas węgliki wydzielone jako austenityzowania obserwuje się drobne przedeutektoidalne oraz węgliki wtórne (rys.41+43). Zapoczątkowanie przemiany martenzytycznej następuje w przedziale temperatury M - M. Temperatura M. wyższa od temperatury M., odpowiada początkowi przemiany martenzytycznej w miejscach o obniżonym stężeniu C, np. w pobliżu granic ziarn, spowodowanym przez uprzednie przedeutektoidalne wydzielanie węglików w tych obszarach. Temperatura N\_ odpowiada natomiast początkowi przemiany martenzytycznej osnowy w miejscach, w których nie nastąpiło przedeutektoidalne wydzielanie węglików. Temperatura M i M w badanych stalach ulega obniżeniu ze zmniejszeniem wskażnika  $\lambda$ , odpowiadającym zwiększeniu szybkości chłodzenia (rys.36+40). Przy mniejszych szybkościach chłodzenia podwyższeniu ulega zarówno temperatura 🕷 początku przemiany martenzytycznej osnowy, jak i temperatura M. Tworzenie się bainitu powoduje wzbogacenie w C nieprzemienionego austenitu i w wyniku tego obniżenie temperatury początku przemiany martenzytycznej N\_ (rys.36+40). Zwiększenie stężenia Si z 0,3 do 3% w stalach zawierających 1,05% C i 9,5% W powoduje niewielkie zmniejszenie temperatury M\_ (rys.36). W stalach zawierających 7+9,5% W i 1% Si zmniejszenie stężenia C z 1,05 do 0,9% wpływa na podwyższenie temperatury M\_ i M\_ (rys.37 i 38). Zmiany stężenia W w badanym zakresie stężeń w tych stalach nie wywierają istotnego wpływu na temperaturę początku przemiany martenzytycznej (rys.37 i 38). W stalach zawierających 7÷12% W i 2% Si zwiększenie stężenia W, a także zmniejszenie stężenia C z 1,05 do 0,9% powoduje zwiększenie temperatury N\_i N\_ (rys.39 i 40).

## 5.3. PRZEMIANY FAZOWE PODCZAS HARTOWANIA

Obserwacje struktury i badania dyfrakcyjne cienkich folii w mikroskopie elektronowym wykazały<sup>(55)</sup>, że osnowę badanych stali, analogicznie jak innych stali szybkotnących, w stanie zahartowanym stanowi martenzyt listwowy dyslokacyjny, miejscami zbliżniaczony (rys.44+46). Podobnie jak w innych stalach szybkotnących, w badanych stalach martenzyt wykazuje względem austenitu szczątkowego zależności Kurdiumova-Sachsa<sup>[121]</sup> (rys.44b,e,f). Część listew martenzytu wykazuje względem siebie orientację bliżniaczą. Na podstawie rentgenowskiej ilościowej analizy fazowej stwierdzono, że udział objętościowy austenitu szczątkowego w struktu ze



Rys.44. Struktura cienkich folii ze stali zawierających 1.05% C; 9.5% W, 2.5% V; 4.5% Cr oraz a) 0.3% Si; b) 1% Si; c) 3% Si; d) 5% Si zahartowanych z 1210°C; e) dyfraktogram z rys.b; f) rozwiązanie dyfraktogramu z rys.e

Fig.44. Structures of thin foils taken from steels containing C 1.05, W 9.5, V 2.5, Cr 4.5, and a) Si 0.3%; b) Si 1%; c) Si 3%; d) Si 5% quenched at 1210°C; e) diffraction pattern from Fig.b; f) solution of diffraction pattern in Fig.e

Rys.45 Struktura cienkich folii ze stali zawierających 1,05% C; 2,5% V; 4,5% Cr; 2% Si oraz a) 9,5% W; b) 12% W zahartowanych z 1210°C

Fig.45. Structures of thin foils laken from steels containing C 1.05. V 2.5, Cr 4.5, Si 2, and a) w 9.5%; b) W 12% quenched at 1210°C





Rys.46 Struktura cienkich folii ze stali zawierających 0,9% C; 2,5% V; 4,5% Cr oraz a) 7% W i 1% Si; b) 7% W i 2% Si c) 9,5% W i 2% Si; d) 12% W i 2% Si zahartowanych z 1210°C; e) dyfraktogram z rys.a; f) rozwiązanie dyfraktogramu z rys.e

Fig. 46. Structures of thin foils taken from steels containing C 0.9. V 2.5. Cr 4.5. and a) W 7. and Si 1%; b) W 7. and Si 2%; c) W 9.5. and Si 2%; d) W 12. and Si 2% quenched at 1210 C; e) diffraction pattern from Fig.a; f) solution of diffraction pattern in Fig.e

stali zahartowanych zmniejsza się ze zwiększeniem stężenia Si w stali oraz ze zmniejszeniem stężenia W oraz C, a ulega zwiększeniu ze zwiększeniem stężenia W w stali. Na podstawie obserwacji cienkich folii stali zahartowanych stwierdzono, że na granicach i wewnątrz ziarn martenzytu, a także na granicach bliżniaczych tej fazy występują płytki cementytu (rys. 44+46), wydzielone prawdopodobnie wyłącznie w procesie samoodpuszczania martenzytu. Potwierdza to wzajemna orientacja cementytu i martenzytu w stanie zahartowanym, spełniająca relacje Bagariackiego (rys. 46a, e, f), ustalone pomiędzy tymi fazami zarówno w badanych stalach, jak i innych stalach szybkotnących, w stanie zahartowanym i odpuszczonym.

Metodami dyfrakcyjnymi zidentyfikowano w strukturze cienkich folii stali zahartowanych węgliki pierwotne typu N<sub>G</sub>C i MC (rys. 44+4(i), nierozpuszczone w roztworze stałym podczas austenityzowania. W niektórych stalach (np. zawierającej 1,05% C; 7% W i 2% Si oraz 1,05% C; 9,5% W i 5% Si), w których podczas austenityzowania osiągnięto temperaturę trójfazowego zakresu ferrytu wysokotemperaturowego  $\alpha(\delta)$ , austemitu  $\gamma$  i

- 58 -

węglików W (rys.1), w osnowie zaobserwowano wydzielenia węglików typu M<sub>o</sub>C w postaci wygiętych lamelek (rys.47), obserwowanych także w stalach w stanie odpuszczonym (rys.48), w pobliżu których występują dyspersyjne węgliki typu

Rys.47. Struktura cienkich folii ze stali zawierającej 1,05% C; 7% W, 2,5% V; 4,5% Cr oraz 2% Si zahartowanej z 1210°C

Fig.47. Structure of thin foil taken from steel containing C 1.05, W 7, V 2.5, Cr 4.5, and Si 2% quenched at 1210°C



WC, świadcząc o przebiegu przemiany pseudoeutektoidalnej ferrytu wysokotemperaturowego  $\alpha(\delta)$ . Na podstawie wyników prac $^{[122,123,126]}$  wiadomo, że tzw. eutektoid  $\delta$ , nazwany tak $^{[122+126]}$  ze względu na podobieństwo jego tworzenia do przemiany eutektoidalnej w stalach węglowych, w pracy  $^{[130]}$ nazwany natomiast agregatem D, stanowi mieszaninę austenitu  $\gamma$ ' oraz węglików typu M\_C i powstaje następująco:

gdzie jako  $\gamma'$  oznaczony jest austenit utworzony w temperaturze przemiany w odróżnieniu od austenitu  $\gamma$  istniejącego już przed nią. Fazą kierującą tej przemiany są węgliki typu M<sub>C</sub>, które powstają w obszarach ferrytu wysokotemperaturowego  $\alpha(\delta)$  oraz wzdłuż granic międzyfazowych  $\alpha(\delta)/\gamma$  a także najpewniej w austenicie  $\gamma$ . Węgiel niezbędny do tej reakcji jest czerpany z austenitu  $\gamma$  przylegającego do fazy  $\alpha(\delta)$ , natomiast pierwiastki węglikotwórcze (należy sądzić, że w badanych stalach głównie W) z ferrytu wysokotemperaturowego  $\alpha(\delta)$ . Ponieważ współczynnik dyfuzji C w tych warunkach jest 10<sup>4</sup>+10<sup>6</sup> razy większy niż pierwiastków węglikotwórczych *li37+1391*, niedobór C w ferrycie wysokotemperaturowym  $\alpha(\delta)$ , sąsiadującym z utworzonymi węglikami typu M<sub>C</sub>, jest kompensowany z otaczającego ferrytu wysokotemperaturowego  $\alpha(\delta)$  a także z austenitu  $\gamma$ , które nie brały udziału w przemianie. Zmniejszenie stężenia W w ferrycie wysokotemperaturowym  $\alpha(\delta)$  w pobliżu frontu przemiany wywołuje przemianę tej fazy w austenit  $\gamma^*$ . Z kolei zwiększenie stężenia W i innych pierwiastków węglikotwórczych w ferrycie



Rys.48. Struktura cienkiej folii ze stali zawierającej 1,05% C; 9,5% W; 2,5% V; 4,5% Cr oraz 5% Si zaharlowanej z 1210°C i odpuszczonej w 540°C; a) pole jasne; b) pole ciemne z refleksu (224)H C; c) pole ciemne z refleksu (111)M C d) dyfraktogram z rys.a; e) rozwiązanie dyfraktogramu z rys.d

Fig. 48. Structure of thin foil taken from steel containing C 1.05, W 9.5, V 2.5, Cr 4.5, and Si 5% quenched at 1210°C and tempered at 540°C; a) bright field; b) dark field from (224)H C spot; c) dark field from (111)H C spot; diffraction pattern from Fig.a; e) solution of diffraction pattern in Fig.d

wysokotemperaturowym  $\alpha(\delta)$ , spowodowane utworzeniem austenitu  $\gamma$ , sprzyja tworzeniu nowych węglików typu N<sub>G</sub>C. Postępujące zarodkowanie i wzrost weglików typu M<sub>G</sub>C oraz towarzyszące temu procesy, uzależnione od dyfuzji pierwiastków węglikotwórczych w ferrycie wysokotemperaturowym  $\alpha(\delta)$ , decydują o wzroście kolonii eutektoidu  $\delta$ . Sądzić należy, że ze względu na dyfuzyjny charakter przemiany tworzenie się eutektoidu  $\delta$  następuje w czasie nagrzewania i wygrzewania badanych stali w temperaturze austenityzowania. W miarę tworzenia się mieszaniny eutektoidu  $\delta$  zwiększa się łączny udział austenitu  $\gamma + \gamma^{*}$ , a zmniejszenie stężenia C wpływa na niestabilność twj fazy, ulegającej z kolei przemianie fazowej:

austenit y' ---- ferryt wysokotemperaturowy a(6)',

- 62 -

gdzie jako  $o(\delta)$ , oznaczony jest ferryt wysokotemperaturowy utworzony w wyniku tej przemiany. Szybkie chłodzenie prowadzi w takich przypadkach z pewnością do utworzenia martenzytu zamiast ferrytu wysokotemperaturowego  $o(\delta)$ . Jak wykazały badania dyfrakcyjne cienkich folii badanych stali (rys. 47), w miarę obniżania temperatury, a także -jak należy sądzić- przy przechłodzeniu związanym z szybkim chłodzeniem w ferrycie wysokotemperaturowym  $o(\delta)$  wydzielają się dyspersyjne węgliki typu N C. To z kolei także wpływa na zmniejszenie stężenia C w austenicie  $\gamma$  i sprzyja jego przemianie w ferryt wysokotemperaturowy  $o(\delta)$ . Przy dalszym obniżaniu temperatury nie występuje już dalsze różnicowanie stężenia C w austenicie  $\gamma$ , wobec czego w przypadku wolnego chłodzenia może on ulegać przemianie eutektoidalnej według reakcji:

## austenit y --- ferryt a + wegliki M\_C\_

W przypadku szybkiego chłodzenia przemiana eutektoidalna nie zachodzi, gdyż przebiegają wówczas przemiany martenzytyczna lub bainityczna. Procesy związane z tworzeniem eutektoidu δ oraz z wydzielaniem węglików typu M.C. w ferrycie wysokotemperaturowym  $\alpha(\delta)$  stanowią istotę przedeutektoidalnego wydzielania węglików. Zasadnicza różnica w istocie przemiany eutektoidalnej i tworzenia eutektoidu o polega na tym, że przemiana eutektoidalna, w wyniku której powstaje perlit, jest uzależniona od dyfuzji C w austenicie  $\gamma$ , natomiast tworzenie się eutektoidu  $\delta$  jest zależne od dyfuzji W, Mo, Cr lub innych pierwiastków węglikotwórczych, z wyjątkiem Ti i Nb, w ferrycie wysokotemperaturowym  $\alpha(\delta)$  <sup>[122+132]</sup>

#### 5.4. PRZEMIANY FAZOWE PODCZAS ODPUSZCZANIA

Odpuszczanie w temperaturze 510+540°C, zależnie od stężenia Si, W i C w stali, związane jest z wydzielaniem wysokodyspersyjnych węglików typu  $M_{C_g}^{c}$  w osnowie martenzytu odpuszczonego (rys.49÷51). Węgliki te są odpowiedzialne za efekt twardości wtórnej badanych stali, analogicznie jak i innych stali szybkotnących W-Mo-V, W-Mo-V-Co, W-V i W-V-Co. Orientacja krystalograficzna węglika typu M C<sub>g</sub> względem osnowy martenzytycznej (tak, jak i w innych stalach szybkotnących) jest zgodna z relacjami Bakera-Nuttinga<sup>11401</sup> (rys.50a+c). Wydzielanie węglików typu M C<sub>g</sub> (podobnie jak w innych stalach szybkotnących) jest poprzedzone przez rozpuszczanie



Fig. 49. Structures of thin foils taken from steels containing C 1.05, V P.5, V Z.5, Cr 4.5, and a) Si 0.3; b,c) Si 1; d,e) Si 3; and f) Si 4% quenched at  $1210^{\circ}$ C and tempered at  $540^{\circ}$ C.



Rys.50. Struktura cienkiej folii ze stali zawierającej 1,05% C; 9,5% W; 2,5% V; 4,5% Cr oraz 5% Si zahartowanej z 1210°C i odpuszczonej w 540°C; a) pole jasne; b) dyfraktogram z rys.a; c) rozwiązanie dyfraktogramu z rys.b

Fig.50. Structure of thin foil taken from steel containing C 1.05, W 9.5, V 2.5, Cr 4.5, and Si 5% quenched at 1210°C and tempered at 540°C; a) bright field; b) diffraction pattern from Fig.a; c) solution of diffraction pattern in Fig.b





- 63 -



- 64



Fig.51. Structures of thin foils taken from steels containing C 1.05, V 2.5, Cr 4.5, and a) W 9.5, and Si 1%; b) W 9.5, and Si 4%; c,d) W 12. and Si 2% quenched at 1210°C and tempered at 570°C

się w roztworze stałym cementytu wydzielonego podczas hartowania, który może występować w niektórych stalach nawet po odpuszczaniu w temperaturze 540°C. Rentgenowska ilościowa analiza fazowa wykazała, że udział objętościowy austenitu szczątkowego po odpuszczaniu w tym zakresie temperatury zmniejsza się we wszystkich stalach do wartości mniejszych od 4%, przy czym w stalach o mniejszym stężeniu Si następuje to w temperaturze 540:6°C, a w stalach zawierających 3+5% Si już w temperaturze 480:510°C. Jak wykazano we wcześniejszych pracach<sup>176,60,61</sup> austenit szczątkowy w stalach szybkotnących doznaje przemiany martenzytycznej podczas chłodzenia z temperatury odpuszczania, po uprzednim "kondycjonowaniu", zachodzącym podczas wygrzewania w temperaturze odpuszczania i polegającym na dyfuzyjnym wyrównaniu potencjału chemicznego C między uboższym w ten pierwiastek martenzytem, w którym wydzieliły się węgliki decydujące o efekcie twardości wtórnej, a wzbogaconym w C austenitem, w którym procesy wydzieleniowe nie zachodzą.

W stalach o większym stężeniu Si efekt twardości wtórnej jest słabszy i występuje w niższej temperaturze, o czym decyduje zubożenie osnowy w pierwiastki stopowe, a głównie w V, zachodzące już bezpośrednio po odlaniu stali. Przy stężeniu Si w zakresie 1÷2% podobnie oddziałuje zmniejszenie stężenia W, a także C w stali. Z tego względu w stalach tych obserwuje się mniejsze ilości dyspersyjnych węglików wydzielonych w osnowie podczas odpus.czania. Zmiany stężenia Si, W i C w badanych stalach nie wpływają więc na zasadnicze zmiany charakteru przemian fazowych podczas bartowania jak i odpuszczania, powodując jednak ich przyspieszenie lub opóźnienie i dwcydując o ilości wydzielonych faz.

## 5.5. WŁASNOŚCI STALI W STANIE OBROBIONYM CIEPLNIE

Przemiany fazowe zachodzące podczas odpuszczania , a głównie procesy wydzieleniowe w martenzycie i przemiana martenzytyczna austenitu szczątkowego decydują o zmianach własności mechanicznych stali zahartowanych i odpuszczonych.

- 65 -

Wyniki wykonanych badań wskazują  $^{(47,53,55)}$ , że konwencjonalna stał szybkotnąca typu 9-0-2 najwyższą twardość ok.63 HRC wykazuje po hartowaniu z temperatury 1210÷1240°C i odpuszczaniu w temperaturze 540+570°C (rys.52). Obniżenie temperatury odpuszczania do 480°C powoduje zmniejszenie twardości do ok.60+61 HRC. Odpuszczanie stali zahartowanej z 1210÷1240°C w temperaturze wyższej od 570°C powoduje łagodny spadek twardości do ok.60+61 HRC po odpuszczaniu w 630°C. W przypadku zahartowania stali typu 9-0-2 z niższej temperatury, efekt twardości wtórnej odpowiada niższej temperaturze odpuszczania. Spadek twardości z podwyższaniem temperatury odpuszczania jest tym gwałtowniejszy, im niższa jest temperatura austenityzowania (rys.52).

Zwiększenie stężenia Si do 1% w stalach zawierających 1,05% C i 9,5% W powoduje przesunięcie efektu twardości wtórnej do wyższej wartości ok.65 HRC, która występuje po zahartowaniu z temperatury 1210+1240°C i odpuszczaniu w temperaturze 540°C (rys.52). Twardość wtórna stali zahartowanej z 1120+1180°C wynosi ok.63 HRC. Zwniejszenie stężenia W z 9,5 do 7% w stalach zawierających 1,05% C i 1% Si powoduje znaczne zmniejszenie efektu twardości wtórnej do ok.62,5 HRC po zahartowaniu stali z 1150+1240°C i odpuszczaniu w 540°C (rys.53). Stał zawierająca 1,05% C; 7% W i 1% Si zahartowana z temperatury 1210+1240°C i odpuszczona w temperaturze 570 i 600°C wykazuje twardość ok.62 HRC (rys.53). Stal ta zahartowana z pozostałych temperatur i odpuszczona w temperaturze wyższej od 540°C. uzyskuje twardości znacznie niższe od 60 HRC (rys.53). Zmniejszenie stężenia C z 1,05 do 0,9% w stali zawierającej 9,5% W i 1% Si wywiera analogiczny wpływ na zmniejszenie efektu twardości wtórnej jak zmniejszenie stężenia W z 9,5 do 7% w stali zawierającej 1,05% C i 1% Si (rys.54). W stali zawierającej 7% W i 1% Si nie zaobserwowano oddziaływania zmniejszenia stężenia C z 1,05 do 0,9% na dalsze obniżenie efektu twardości wtórnej (rys.53 i 54).

Dalsze zwiększenie stężenia Si z 1 do 2% w stalach zawierających 1,05% C i 9,5% W wpływa na przesunięcie efektu twardości wtórnej do temperatury odpuszczania 510°C (rys.52), przy czym maksymalna twardość dla wszystkich wartości temperatury austenityzowania 1120+1240°C wynosi ok.63 HRC. Zwiększenie temperatury odpuszczania do 570°C powoduje gwałtowny spadek twardości do ok.60 HRC w przypadku hartowania stali z temperatury 1180+1240°C oraz do ok.58 HRC po hartowaniu stali z temperatury 1120+1150°C. Dalsze zwiększenie temperatury odpuszczania powoduje gwałtowny spadek twardości (rys.52). Zmiany stężenia W nie wpływają na charakter



Rys.52. Wpływ siężenia Si oraz temperatury austenityzowania i odpuszczania na twardość stali zawierających 1,05% C; 9,5% W; 2,5% V; 4,5% Cr i 0,345% Si

Fig.52. Effects of silicon content and austenitizing and tempering temperatures on hurdness of steels containing C 1.05, ¥ 9.5, V 2.5, Cr 4.5, and Si 0.3+5%

zmian i na obniżenie twardości stali zawierających 1,05% C; 7+12% W i 2% Si (rys.55). Zmniejszenie stężenia C = tych stalach z 1,05 do 0,9% powoduje



Rys.53. Wpływ stężenia W oraz temperatury austenityzowania i odpuszczania na twardość stali zawierających 1,05% C; 7+9,5% W; 2,5% V; 4,5% Cr i f% Si.

Fig.53. Effects of tungsten content and austenitizing and tempering temperatures on hardness of steels containing C 1.05, W 7+9.5, V 2.5, Cr 4.5, and Si 1%

niewielkie zmiejszenie twardości o ok. 1 HRC Crys. 55 1 56). przypadku hartowania najni žszej. temperatury 1120+1150°C nawet o 2+3 HRC. Charakter znian twardości nie ulega przy tym zmianie, a maksymalna twardość wtórna odpowiada temperaturze odpuszczania 510°C (rys. 56).

Z podwyższeniem stężenia Si do 3% w stalach zawierających 1,05% C i 9,5% W maksymalna twardość odpuszczaniu po ulega dalszemu obniżeniu do ok. 62 HRC, przy czym odporność na odpuszczanie temperaturze wyższej od 510°C nie ulega pogorszeniu w porównaniu ze stala zawierającą 2% Si (rys. 52). Stal zawierająca 4% Si, niezależnie od temperatury austenityzowania, DO. odpuszczaniu w temperaturze 480°C uzyskuje twardość ok, 59÷60 HRC (rys. 52). Podwyższenie temperatury

odpuszczania do 510°C wpływa na zmniejszenie twardości do ok.57,5 HRC. Po odpuszczaniu w temperaturze 540+570°C stal zawierająca 1,05% C; 9,5% W i 4% Si uzyskuje maksymalną twardość wtórną ok.59+60 HRC (rys.52). Twardość tej stali zahartowanej z 1120+1150°C zmniejsza się łagodnie z podwyższeniem temperatury odpuszczania z 540 do 600°C, następnie gwałtownie z dalszym zwiększeniem temperatury odpuszczania. Twardość stali zahartowanej z pozostałych temperatur gwałtownie spada z podwyższeniem temperatury odpuszczania z 570 do 630°C (rys.52). Stal zawierająca 1,05% C; 9,5% W i 5% Si po odpuszczaniu w zakresie 480+630°C wykazuje twardość 45+48 HRC niezależnie od temperatury austenityzowania (rys.52).

Zmianom twardości stali typu 9-0-2 spowodowanym zmianami temperatury odpuszczania towarzyszą zmiany wytrzymałości na zginanie R (rys.57m). Maksymalnej twardości wtórnej stali zahartowanej z 1210°C nie opowiala

~ 66 -



Rys. 54. Wpływ stężenia W oraz temperatury austenityzowania i odpuszczania na twardość stali zawierających 0,9% C; 7+9,5% W; 2.5% V; 4.5% Cr i 1% Si.

Fig. 54. Effects of tungsten content and austenitizing and tempering temperatures on hardness of steels containing C 0.9, W 7+9.5, V 2.5, Cr 4.5, and Si 1%

cieplnie i występowania w temperaturze wygrzewania podczas hartowania struktury ferrytu wysokotemperaturowego  $\alpha(\delta)$ , bez względu na temperaturę odpuszczania uzyskuje wytrzymałość na zginanie ok.1350+1450 MPa (rys.57a).

- 68 -

jednak

20

na

Pękanie próbek zginanych przeważnie następuje bez udziału odkształcenia plastycznego. Z tego względu zmiany wytrzymałości na zginanie R są proporcjonalne do zmian strzałki ugięcia f, która także wykazuje lokalne minima dla stali odpuszczonych w temperaturze 510 i 570°C (rys.57a). Zwiększenie stężenia Si z 0,3 do 4% Si wpływa na zmniejszenie strzałki ugięcia f płaskich próbek o założonych wymiarach ze stali odpuszezowych w 570°C z ok. 1,9 do 1,25 mm (rys.57a). Dla stali zawierającej 1,05% C; 9,5% W i 5% Si bez względu na temperaturę odpuszczania strzałka ugięcia f badanych próbek wynosi 1,0+1,1 mm (rys. 57a).

największa wytrzymałość R. która po odpuszczaniu tej temperaturze wykazuje lokalne minimum ok.2500 MPa, a największą wartość ok.3000 MPa uzyskuje po odpuszczaniu w najwyższej temperaturze badania 600°C. Zwiększenie stężenia Si z 0,3 do 4% w tych stalach powoduje znaczne zmniejszenie wytrzymałości na zginanie R do ok.2400 MPa po odpuszczaniu w 570°C (rys. 57a). Należy sądzić, tak radykalne zmniejszenie wytrzymałości zginanie R zwiększeniem stężenia Si w stali jest związane głównie ze zwiększeniem udziału węglików pierwotnych strukturze stali i ze związanym 7 tym zmniejszeniem przesycenia martenzytu weglem i pierwiastkami stopowymi. Stal zawierająca 5% Si, z powodu znacznego zubożenia osnowy stali obrobione i

Zanie iszenie stęzenia W z 9,5 do 7% w stalach zawierających 1.05% C oraz 1 1 2% Si wpływa na zwiększenie wytrzymałości na zginanie RI strzałki ogięcia f przy zachowaniu lokalnych minimów po odpuszczaniu stali w 510 i 570°C (rys. 57b, c). Sądzić nalezy, ze jest to zwiazape głównie Ze zmniejszeniem sie udziału węglików pierwotnych w strukturze tych stali. W stalach zawierających 0,9% C taka sama zmiana stężenia W wpływa na zmniejszenie wytrzymatości na zginanie R i strzałki ugięcia f (rys. 57b, c), o czym decyduje najpewniej nasycenie wieksze osnowy pierwiastkami stopowymi. Zwiększenie stężenia W z 9,5 do 12% w stalach zawierających 2% Si



Rys.55. Wpływ stężenia W oraz temperatury austenityzowania i odpuszczania na twardość siali zawierających 1,05% C; 7+12% W; 2,5% V; 4,5% Cc . 27 51

Effects of tungsten content and Fig. 55. austenitizing and tempering temperatures on hardness of steels containing C 1.05, W 7+12. V 2.5, Cr 4.5, and Si 2%

wpływa na niewielkie zwniejszenie lub nie wywiera istotnego wpływu na zmiany wytrzymałości na zginanie R (rys.57b). Zmniejszenie stężenia C z 1,05 do 0,9% powoduje przy tym nieznaczne zwiększenie zarówno wytrzymałości na zginanie R , jak i strzałki ugięcia f (rys.57c).

Wstępne badania własności skrawnych wskazują (56), że zmiany stężenia pierwiastków stopowych w badanych stalach wpływają istotnie na trwałość narzędzi, którą badano w próbach toczenia stali 45 o twardości 160÷180 HB nożami oprawkowymi z płytkami wieloostrzowymi typu SNMN 1204, analogicznymi do wytwarzanych z węglików spiekanych, wykonanymi z badanych stali zahartowanych z temperatury 1210°C i odpuszczonych w temperaturze zapewniającej maksymalną twardość wtórną (dla różnych typów stali -



~ 70 -

Rys.56. Wpływ stężenia W oraz temperatury austenityzowania i odpuszczania na twardość stali zawierających 0,9% C; 7+12% W; 2,5% V; 4,5% Cr i 2% Si.

Fig.56. Effects of tungsten content and austenitizing and tempering temperatures on hardness of steels containing C 0.9. W 7÷12, V 2.5, Cr 4.5, and Si 2%

odpowiednio w 510, 540 lub 570°CJ. Próby te wykazały, że zwiększenie stężenia Si z 0,3 do 3% w stalach zawierających 1,05% C i 9,5% W wpływa na zmniejszenie trwałości narzędzi o 40+50%, a zwiększanie stężenia W z 7 do 12% w stalach zawierających 1,05% C i 2% Si wpływa na nieznaczne tylko zmiany trwałości badanych narzędzi. Stale o stężeniu C zmniejszonym z 1,05° do 0,9% wykazują trwałość większą od odpowiednich stali o większym stężeniu C, zwłaszcza gdy stężenie Si w stali jest podwyższone do 2%.



71

Rys.57. Wpływ temperatury odpuszczania oraz stężenia a) Si w stalach zawierających 1,05% C, 9,5% W, 2,5% V; 4,5% Cr oraz 0,3+5% Si b) W w stalach zawierających 0,9 i 1,05% C; 7+9,5% W; 2,5% V; 4,5% Cr i 1% Si c) W w stalach zawierających 0,9 i 1,05% C; 7+9,5% W; 2,5% V; 4,5% Cr i 2% Si na wytrzymałośc na zginanie R stali uprzednio zahartowanych z 1210°C oraz na 9

strzałkę ugięcia probek płaskich o powierzchni przekroju poprzecznego 3,16x6mm przy odległości podpór 50mm

Fig.57. Effects of tempering temperature and contents of a) silicon in steels containing C 1.05, W 9.5, V 2.5, Cr 4.5, and Si 0.3+5%; b) tungsten in steels containing C 0.9 and 1.05, W 7+9.5, V 2.5, Cr 4.5, and Si 1%; c) tungsten in steels containing C 0.9 and 1.05, W 7+9.5, V 2.5, Cr 4.5, and Si 2% on bending strength R of specimens quenched at 1210°C and on maximum

deflection in 3.16x 6 mm flat specimens for a span of 50 mm

#### 6. PODSUMOWANIE

+ 72 -

Na podstawie wykonanych badań stwierdzono, że Si może być stosowany jako dodatek stopowy w bezmolibdenowych stalach szybkotnących W-V, zastępując częściowo inne znacznie droższe pierwiastki stopowe. Krzem oddziałuje na skład fazowy stali, przemiany fazowe podczas krystalizacji, obróbki plastycznej i obróbki cieplnej oraz na własności mechaniczne stali i eksploatacyjne wytworzonych z niej narzędzi.

Zwiekszenie stężenia Si w stali wpływa na znaczne obniżenie temperatury likwidus i solidus stali oraz temperatury bezposredniej krystalizacji ferrytu wysokotemperaturowego α(δ) z cieczy, trójfazowej przemiany perytektycznej i przemiany eutektycznej, w wyniku której powstają eutektyczne utwory węglików typu NC i NC, a także bezpośredniej krystalizacji austenitu z cieczy, przy ograniczeniu jej przy stężeniu Si w stali większym od ok.3% . Przy tak dużym stężeniu Si sprzyja stabilizacji ferrytu wysokotemperaturowego o(6) podczas krystalizacji do temperatury solidus, a także bezpośredniej krystalizacji węglików, głównie typu N.C. z cieczy oraz czterofazowej przemianie perytektycznej, w wyniku której tworzą się węgliki typu M\_C w postaci charakterystycznych koncentrycznych okręgów o bardzo niewielkiej grubości. Oddziaływanie zwiększenia stężenia Si podczas krystalizacji jest zbliżone do zwiększenia stężenia W, aczkolwiek jest znacznie silniejsze. Krzem sprzyja czterofazowej przemianie eutektycznej, w wyniku której w mieszaninie z austenitem krystalizują z cieczy węgliki typu N\_C i NC, a przy większych stężeniach - trójfazowej przemianie eutektycznej, w wyniku której krystalizują węgliki typu N\_C, najpewniej n o ogólnym wzorze (Fe,Cr,V) (W,Si,Fe) C. Krzem rozpuszcza się w węgliku typu M.C. Ze zwiększeniem stężenia masowego w stali do 5% , Si zajmuje w sieci przestrzennej węglika typu N\_C najpewniej do 20% pozycji / w narożach oktaedrów, nie dopuszczając równocześnie do ich obsadzenia przez część atomow Fe i W. Atomy Fe obsadzają przez to pozycje e na wierzchołkach tetraedrów oraz d w połowie odcinków między tymi tetraedrami, co decyduje o nieobsadzeniu ich przez atomy Cr i V. które podobnie jak W pozostają w roztworze ciekłym, sprzyjając tworzeniu większej ilości węglików. Ze względu na rozpuszczalność Si w węgliku typu M\_C, parametr sieci tej fazy ulega znacznemu zmniejszeniu, a ogólny udział węglików w strukturze stali zwiększa się znacznie. Oddziaływanie Si jest zatem w tym względzie podobne jak W. Na zwiększenie udziału węglików typu M.C. wpływa bezpośrednio rozpuszczanie się Si w tych węglikach, natomiast zwiększenie udziału węglików typu MC jest spowodowane głównie przez pozostanie w roztworze ciekłym podczas krystalizacji znacznej ilości V, nie uczestniczącego w

tworzeniu węglików typu M<sub>4</sub>C. Bezpośrednia krystalizacja węglików typu M<sub>4</sub>C z cieczy przy większych od 3% stężeniach Si jest umużliwiona przez pozostawanie Cr w roztworze ciekłym i ograniczenie udziału tego pierwiastka w węglikach typu M\_C. W przemianie eutektycznej w stałach o podwyższonym stężeniu Si tworzą się również węgliki typu N.C, jak należy sądzić zawierające głównie W. Ze względu na duże zwiększenie udziału weglików, osnowa stali lanej o dużym stężeniu Si jest znacznie zubożona w pierwiastki stopowe, głównie w V i W, a w mniejszym stopniu w Cr. Zwiększenie steżenia Si sprzyja także przemianie pseudoeutektoidalnej ferrytu wysokotemperaturowego  $\alpha(\delta)$ , w wyniku której w stanie stałym tworzy się tzw. eutektoid 6, w skład którego wchodzą węgliki typu N\_C, a także towarzyszącemu temu wydzielaniu dyspersyjnych węglików typu N.C. w ferrycie wysokotemperaturowym  $\alpha(\delta)$ . Jako wtórne w przemianie eutektoidalnej austenitu oraz w wyniku zmniejszenia rozpuszczalności C w austenicie tworzą się węgliki typu H C i M<sub>C</sub>C, a przy stężeniu Si ok.3% – także H C Zwiększenie stężenia Si do ok.5% powoduje bardzo znaczne ograniczenie wydzielania węglików wtórnych, ze względu na znaczne zubożenie osnowy w C. związane z bardzo dużym udziałem weglików pierwotnych w stali.

- 73 -

Zwiększenie stężenia Si w zakresie do 2%, podobnie jak zwiększenie stężenia W, wpływa na zwiększenie maksymalnego naprężenia płynięcia i decyduje o ograniczeniu rekrystalizacji dynamicznej podczas odkształcenia plastycznego stali na gorąco, a w wyniku tego powoduje zmniejszenie odkształcalności granicznej stali. Decyduje o tym oddziaływanie Si rozpuszczonego w roztworze stałym osnowy, a także występowanie znacznej ilości węglików wtórnych nie rozpuszczających się w austenicie podczas odkształcenia plastycznego na gorąco. Z tego też względu zmniejszenie stężenia C w stali związane ze zmoiejszeniem udziału tych węglików sprzyja zmniejszeniu maksymalnego naprężenia płyniecia i zwiększeniu odkształcalności granicznej, pomimo relatywnie wiekszego stężenia pierwiastków węglikotwórczych w osnowie. Zmiany stężenia Si w zakresie 2+4% wpływają na zmniejszenie maksymalnego naprężenia płynięcia oraz na zwiększenie odkształcalności granicznej, gdyż udział węglików wtórnych jest bardzo zna znie zwniejszony, a ponadto osnowa znacznie zubożona w pierwiastki stopowe i C. Ze zwiększeniem stężenia Si do 5%, ze względu na terrytyczną usnowę, maksymalne naprężenie płynięcia oraz odkształcalność graniczna znacznie zwiększają się.

Zwiększenie stężenia Si w stali sprzyja rozrostowi ziarna austenitu pierwotnego podczas hartowania, szczególnie znaczącemu przy stężeniu tego pierwiastka powyżej 2%. Oddziaływanie to jest podobne do wpływu W, a przeciwstawne do działania C i jest związane z wpływem tych pierwiastków na tworzenie węglików wtórnych i ich rozpuszczalność w austenicie podczas obróbki cieplnej. W stalach o większym stężeniu Si, podobnie jak w stalach o większym stężeniu W i C, niższa jest temperatura nadtapiania w czasie hartowania. Ze zwiększeniem stężenia Si powyżej 3% podczas hartowania powstaje ferryt wysokotemperaturowy  $\alpha(\delta)$ . Krzem sprzyja także przemianie pseudoeutektoidalnej ferrytu wysokotemperaturowego  $\alpha(\delta)$  na tzw. eutektoid  $\delta$ . Zwiększenie stężenia Si w stali, podobnie jak W, a także zmniejszenie stężenia C powodują zmniejszenie hartowności stali i przesunięcie zakresu przemiany eutektoidalnej i bainitycznej do większych szybkości chłodzenia. Zwiększenie stężenia Si w zakresie 0,3+3 wpływa ponadto na niewielkie zmniejszenie temperatury W i N° podczas przemiany martenzytycznej. Zwiększenie stężenia W oraz zmniejszenie stężenia C oddziałują odwrotnie, decydując o podwyższeniu tych temperatur.

- 74 -

Krzem występujący w stali w stężeniu większym od 2% osłabia efekt twardości wtórnej stali po odpuszczaniu, a niezależnie od stężenia przesuwa go do niższej temperatury odpuszczania, pogarszając odpuszczalność stali. Decyduje o tym zubożenie osnowy stali o większym stężeniu Si, w pierwiastki stopowe, a głównie w V, zachodzące już bezpośrednio po jej odlaniu. Podobnie do zwiększenia stężenia Si, na zmniejszenie efektu twarduści wtórnej wpływa zmniejszenie stężenia W a także C w stali. Zwiększenie steżenia Si powoduje zmniejszenie wytrzymałości stali na zginanie oraz zmniejszenie strzałki ugięcia próbek zginanych statycznie. Wytrzymałość na zginanie zmniejsza się także przy zwiększaniu stężenia W. Krzem powoduje zmniejszenie własności skrawnych, gdy W w analizowanym zakresie stężeń nie wywiera na nie znaczącego wpływu. Przy analogicznym składzie chemicznym narzędzia ze stali o obniżonym stężeniu C wykazują natomiast większą trwałość od narzędzi z odpowiednich stali o większym stężeniu C. Dzieję się tak najpewniej z powodu ograniczenia udziału węglików pierwotnych w strukturze stali już bezpośrednio po odlaniu i większego przez to stężenia pierwiastków stopowych w roztworze stałym.

Na podstawie wykonanych badań i szczegółowej analizy znaczenia Si w bezmolibdenowych stalach szybkotnących można stwierdzić, że możliwe jest częściowe ograniczenie stężenia W w tych stalach poniżej 12+13% , załecanego jako optymalne w wielu pracach<sup>[1+5]</sup>, do ok.9,5%, pod warunkiem zwiększenia stężenia Si w stali do 1+2% i przy równoczesnym zmoiejszeniu stężenia C o ok.0,1+0,2% poniżej równowagowego, wyliczonego jako optymalne na podstawie równoważnika wegla podanego w pracach<sup>[1+5]</sup>. Stale takie zahartowane z temperatury 1200+1210°C i dwukrotnie odpuszczone w 510+540°C cechują się twardością ok.03HKC i wytrzymałością na zginanie 2000+2500MPa i mogą być zastosowane na narzędzia skrawające.

### LITERATURA

- 75 -

- [1] L. A. DOBRZAŃSKI, E. HAJDUCZEK, J. MARCINIAK, R. NOWOSIELSKI: Helaloznawstwo i obrobka cieplna materiałów narzędziowych, WNT, Warszawa, 1989 (w druku);
- [2] L.A. DOBRZAŃSKI, E. NAJDUCZEK, J. MARCINIAK, R. NOWOSIELSKI Obróbka cieplna materiałow narzędziowych, Skrypt Nr 1150, Politechnika Śląska, Gliwice, 1983;
- (3) L. A. DOBRZANSKI, Wiad. Hut., 47, 1985, 187;
- [4] W. HAUFE, Schnellarbeitsstähle, München, Carl Hanser Verlag, 1972;
- [5] E. ŹHIHORSKI, Stale narzędziowe i obróbka cieplna narzędzi, Warszawa, WNT, 1976;
- [6] K.WERNER, Arbeitsstähle der Welt, Leipzig, Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1973;
- [7] P.PAYSON, The Metallurgy of Tool Steels, New York, J.Willey and Sons, 1962:
- [8] R.WILSON, Hetallurgy and Heat Treatment of Tools Steels, London, HcGraw-Hill, 1975;
- [9] K.FELLCHT, J.HEGEWALD, R.KÄSTNER, H.KULKE, G.SCHHIDT, B.VELTERHANN, B.WEBER, Stahlfiberl Werkzeuge, Leipzig, Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1980;
- [10] JU. A. GELLER, Instrumental'nye stali, Moskva, Metallurgija, 1983;
- [11] W. KOWALSKI, W. PANASIUK, J. WYSZKOWSKI, Nowoczesne stale narzędziowe i ich obrobka cieplna, SIMP ODK IMP, Warszawa, 1979;
- [12] L. BERKOWSKI, A. KRZANOWSKI, H. LEMPICKA, K. MUSIALEK, W. PANASIUK, J. WYSZKOWSKI, Własności i zastosowanie stali narzędziowych, Warszawa, IMP, 1983;
- [13] J. DMOCHOWSKI, W. MAJEWSKI, Z. ZIELINSKI, Technologia narzędzi skrawających, WNT, Warszawa, 1977;
- [14] L. BERKOWSKI, Analiza wpływu umocnienia ciepino-plastycznego na strukturę i własności wyciskanych na gorąco stali narzędziowych, IOP, Poznań, 1981;
- [15] L. BERKOWSKI, Obr. Plast. 26, 4, 1987, 5;
- (16) H. H. WEIGAND, TEW Tech. Ber. , 3, 1977, 67;
- [17] F. A. KIRK, Iron a. Steel Int., 4, 1980, 87;
- [18] H. J. BECKER, E. HABERLING, ZWF, 75, 1980, 225;
- (19] R. BENNECKE, H. H. WEIGAND, TEW Tech. Ber. ,7, 1981, 107;
- [20] E. HABERLING, H. KIESHEYER, DEW Tech. Ber., 12, 1972, 213;
- [21] A.R. JOHNSON, Rep.L300-30, Climax Molybdenum Company of Michigan, Research Laboratory Ann Arbor, 1974;
- 1223 A.R. JOHNSON, Rep. L300-20, Climax Molybdenum Company of Michigan. Research Laboratory Ann Arbor, 1975;
- [23] H. BRANDIS, E. HABERLING, E. ORTMANN, TEW Tech. Ber., 1, 1975, 106;
- [24] R. J. HENRY, Bulletin du Cercle d'Etudes des Metaux, Numero Special, Colloque International sur les Aciers a Coupe Rapide, Saint Etienne. 1975,36;
- [25] E.HABERLING, H.H.WEIGAND, Bulletin du Cercle d'Etudes Metaux Numero Special, Colloque International sur les Aciers a Coupe Rapide

#### Saint Etienne, 1975,15;

- 261 R. SCHLATTER, J. STEPANIC, Met. Progress, 109, 1976, 56;
- 127) H. BRANDIS, E. HABERLING, E. ORTHANN, H. H. WEIGAND, TEW Tech. Ber., 3, 1977, 81;

- 76 -

- 1281 H. BRANDIS, E. HABERLING, E. ORTHANN, H. H. WEIGAND, Arch. Eisen. 48,1977,437;
- [29] F. ISHIKAWA, K. SUDO, JISI Jap. 63, 1977, 990;
- 1301 H. FREDRIKSSON, M. NICA, Scand. J. Met., 8, 1979, 243;
- [31] E. HABERLING, H. H. WEIGAND, TEW Tech. Ber., 5, 1979, 109;
- 1321 R.J.HENRY, Proc.Symp. "Processing a. properties of high speed tool sleels", Las Vegas, 1980, 124;
- 133] H. BRANDIS, E. HABERLING, H. H. WEIGAND, TEW Tech. Ber., 7, 1981, 115;
- 1341 A. N. POPANDOPULO, A. SEDDAK, Izv. VUZ. Chern. Het., 7, 1983, 1,
- [35] W. ROBERTS, Proc. Conf. "The expanding field of high strength low alloy steels - Vienna'84", Wien, 1984, 1;
- 136J V. LIEBERZEIT, K. PROTIVA, Hutn. Listy, 40, 1985, 259;
- 1371 L.A.DOBRZANSKI, Podstawy teoretyczne i przegląd dotychczasowych osiągnięć w zakresie wykorzystania Si jako pierwiastka stopowego w stalach szybkotnących, Sprawozdanie z I cz. I etapu pracy NB-245/RMT-2/86, Instytut Metaloznawstwa i Spawalnictwa Politechniki Sląskiej (masz. niepubl.), Gliwice, 1986;
- 1381 L.A. DOBRZANSKI, Zbadanie znaczenia Si jako pierwiastka stopowego w stalach szybkotnących, Sprawozdanie z II cz. I etapu pracy NE-245/RHT-2/86, Instytut Metaloznawstwa i Spawalnictwa Politechniki Śląskiej (masz. niepubl.), Gliwice, 1987;
- 1391 L.A. DOBRZANSKI, Zbadanie znaczenia Si jako pierwiastka stopowego w stalach szybkotnących. Sprawozdanie z II pk.II etapu pracy NB-245/RMT-2/86, Instytut Metaloznawstwa i Spawalnictwa Politechniki Śląskiej (masz. niepubl.), Gliwice,1988;
- [40] L.A. DOBRZANSKI, Zbadanie znaczenia Si jako pierwiastka stopowego w stalach szybkotnących, Sprawozdanie z III pk.II etapu pracy NB-245/RMT-2/86, Instytut Metaloznawstwa i Spawalnictwa Politechniki Śląskiej (masz. niepubl.), Gliwice, 1989;
- (41) L.A.DOBRZANSKI, E.HAJDUCZEK, Opracowanie bezmolibdenowych stali szybkotnących W-V-Si, Sprawozdanie z I etapu pracy NB-205/RHT-2/81, Instytut Metaloznawstwa i Spawalnictwa Politechniki Śląskiej (masz. niepubi.), Gliwice,1982;
- 142 L.A.D.BRZANSKI, E.HAJDUCZEK, Wpływ Si na strukturę, skład fazowy i podalność na odkształcenie plastyczne na gorąco lanych stali szybkotnących W-V-Si, Sprawozdanie z II etapu pracy NB-205/RNT-2/81, Instylut Metaloznawstwa i Sprwalnictwa Politechniki Śląskiej (masz. niepubl.), Gliwice, 1983;
- 1431 L.A. DUBRZANSKI, Opracowanie bezmolibdenowych stali szybkolnących W-V z podwyższoną zawartością Si, Sprawozdanie z I etapu pracy NB-342/RMT-2/84, Instytut Metaloznawstwa i Spawalnictwa Politechniki Śląskiej (masz. niepubl.), Gliwice,1985;
- (44) L. A. DOBRZANSKI, Patent PRL Nr 141 988;
- 1451 L. A. DOBRZANSKI, J. KWARCIAK, Thermochimica Acta, 93, 1985, 673;
- 1461 L. A. DOBRZANSKI, J. KWARCIAK, Arch. Nauki o Mat., 6, 1985, 155;
- [47] L.A. DOBRZANSKI, Prace CPT,64,1985,179,C Mat.111 OKNT nt "Materialy narzędziowe");
- [48] L.A. DOBRZANSKI, Steel Research, 57,1986,37;
- 1491 L.A. DOBRZANSKI, Proceedings of 6th Symposium on Metallography, Vysoké Tatry, 1986, , p. 2.128;

- [50] L.A.DOBRZANSKI, Proceedings of 5th Congress on Neat Treatment of Naterials, Budapest, Vol.11, 1986, 959;
- [51] L. A. DOBRZANSKI, Mat. XII Konf. Metaloznawczej PAN, Katowice- Kozubnik, 1,2,1987,369;
- [52] L.A. DOBRZAŃSKI, I.WIERSZYŁŁÓWSKI, Prace CPT, 103, 1988, 39, C Mat. IV OKNT nt "Materiały narzędziowe");
- [53] L.A.DOBRZANSKI, Prace CPT,103,1988,23,C Mat.IV OKNT nt "Materialy narzędziowe");
- 1541 L.A. DOBRZANSKI, Steel Research w przygotowaniu do druku;
- (55) L. A. DOBRZANSKI w przygolowaniu do druku;
- [56] L.A.DOBRZANSKI Badania własności skrawnych wybranych stali szybkotnących z Si (masz. niepubl.), Gliwice, 1989;
- 1571 E. KUNZE, E. HORN, DEW Tech. Ber. ,1,1961,6;
- [58] E. HORN, H. BRANDIS, DEW Tech. Ber., 11, 1971, 147;
- [59] R. H. BARKALOV, R. W. KRAFT, J. L. GOLDSTEIN, Met. Trans., 3, 1972, 919;
- [60] E. HABERLING, H. KIESHEYER, DEW Tech. Ber., 12.1972,213;
- 1611, K. GUNJI, R. KUSAKA, F. ISHIKAWA, K. SUDO, Trans. ISI Jap., 14, 1974, 257;
- [62] E. J. GALDA, R. W. KRAFT, Het. Trans. ,5, 1974, 1727;
- 1631 H. FREDRIKSSON, S. BRISING, Scand. J. Met., 5, 1976, 268;
- [64] (-), A Guide to the Solidifications of Steels, Jernkontoret. Stockholm,1977;
- [65] P. P. NIZHNIKOVSKAJA, E. P. KALINUSHKIN, L. H. SNAGOVSKIJ, G. P. DEMCHENKO, HITOH, 11, 1982, 23;
- 1661 R. RIEDL, S. KARAGOZ, H. FISCHMEISTER, Z. f. Met. ,74, 1983, 199;
- [67] J.T. BERRY. Recent developments in the processing of high speed steels. Climax Molybdenum Company, Greenwich/Conn., 1970,8;
- 168] H. BRANDIS, K. WIEBKING, DEW Tech. Ber., 11, 1971, 139;
- 1691 G.CESTI, A. MASI, Met. Ital., 64, 1972, 325;
- [70] S. BALA, E. CZAJKA, HUTNIK, 36, 1969, 565;
- [71] E. CZAJKA, C. ROSSARD, Arch. Huln., 15, 1970, 328;
- [72] C. ROSSARD, P. BLAIN, Rev. Met., 55, 1958, 575;
- [73] A. KRAWCZYK, A. TOKARZ, Badania plastometryczne metodą skręcania, Sprawozdanie z pracy badawczej, Instytul Metalurgii Żelaza (masz niepubl.), Gliwice, 1975;
- [74] F.E. WHITE, Met. Cor. Ind., 30, 1970, 513-516;
- [75] J. ADAMCZYK, L. DOBRZANSKI, Hulnik, 43, 1976, 553;
- [76] L.A.DOBRZAŃSKI, Wpływ obróbki cieplnej i cieplno-mechanicznej na strukturę i własności stali szybkotnącej SWI2C, praca doktorska, Politechnika Śląska (masz. niepubl.), Gliwice, 1977;
- [77] J. ADAHCZYK, L. DOBRZANSKI, Materiały Narady Naukowo-Technicznej SIHF nt. "Obrobka cieplno-mechaniczna stali", Gliwice, 1975, 49;
- [76] L.A. DOBRZANSKI, E. HAJDUCZEK, J. ADAHCZYK, Prace CPT, 64, 1985, 169, (Hat.III OKNT nt "Hateriały narzędziowe");
- [79] L. A. DOBRZANSKI, E. HAJDUCZEK, J. ADAMCZYK, A. TOKARZ, Prace CPT, 103, 1986, 53, (Mat. IV DKNT nt "Materiały narzędziowe");
- [80] J. ADAMCZYK, L. A. DOBRZANSKI, Prace IN2, 33/34, 1978, 87;
- [81] J. ADAMCZYK, L. A. DOBRZANSKI, MIOC, 39, 1979, 2;
- [82] A. KULMBURG, A. SCHINDLER, Builetin du Cercle d'Etudes des Hetaux. Numero Special, Colloque International sur les Aciers a Coupe Rapide, Saint Etienne, 1975,209;

- 1851 A. KULHBURG, F. KORNTHFUER, Hart. Techn. Mitt., 31, 1976, 195;
- [84] A. KULMBURG, F. KORNTHEUER, Berg-u. Hull. Mon., 121, 1976, 251;
- 1857 A. KULMBURG, A. SCHINDLER, Het. Ital., 69, 1977, 81;
- [86] A. KULMBURG, A. SCHINDLER, F. KORNTHEUER, Hart. Techn. Hitt., 29, 1974, 80;
- [87] A. KULHBURG, S. WILHES, F. KORNTHEUER, Arch. Eisen., 47, 1976, 319;
- 1881 J.RYS, K.WIENCEK, Koagulacja faz w stopach, Wyd."Śląsk", Katowice, 1979;
- [89] L. A. DOFR?ANSKI, J. ADAHCZYK, E. NAJDUCZEK, Badania nad wybraną stalą szybkolnącą wolframowo- wanadową zawierzijącą ok.9-12% W i ewentualnie niewielki dodatek molibdenu stosowaną praktycznie w technice światowej, Sprawozdanie z II etapu pracy NB-342/RMT-2/84, Instytut Metaloznawstwa i Spawalnictwa Folitechniki Śląskiej (masz.niepubl.), Gliwice, 1985;
- (901 ). ADAMCZYK, L.A. DOBRŻANSKI, E. HAJDUCZEK, Prace IM2, 33/34, 1978, 49;
- 1911 B. L. AVERBACH, H. COHEN, Trans. AIHE, 176, 1948, 401;
- 1921 B.L. AVERBACH, J. Net. , 5, 1953, 87;
- 1931 K. E. BEU, Proc. ASTH, 55, 1955, 630;
- 1941 E.G.FUCHS, Acta Techn. Hung., 32, 1961, 389;
- 1951 E.G.FUCHS, Acta Techn. Hung., 33, 1961, 165;
- 1961 E.G.FUCHS, Freiberger Forschungshefte, 76, 1963, 73;
- 197] R.L. MILLER, Trans. ASM, 57, 1964, 892;
- 1981 J. DURNIN, K. A. RIDAL, JISI, 206, 1968, 60;
- 1991 B.D.CULLITY, Podstawy dyjrakcji promieni rentgenowskich, PWN, Warszawa,1964;
- 1100) J.KARP, W.RATUSZEK, I.POFELSKA, ZN AGH Nr 265, Met.i Odl.Z.37, Krakow, 1970,89;
- [10]] J.KARP, 1. POFELSKA-FILIP, Hutnik, 46, 1979, 253;
- 11021 J.L.MIRKIN, Spravochnik po rentgenostrukturnomu analizu polikristallov, Gos.Izd.Fiz.Mat.Lit.,Moskva,1961;
- [103] P.R. HORRIS, J. Appl. Phys., 30, 1959, 595;
- 1104) S.FAWLAK, J.KARP, Materialy VII KNT nt: "Rentgenowska analiza strukturalna w metalografii i metaloznawstwie", Gliwice, 1974, 274;
- 11051 J.RYS, Metalografia ilosciowa, Skrypt Uczeln.Nr 922, AGH, Kraków, 1983;
- 11061 L.A. DOBRZAŃSKI, E. HAJDUCZEK, R. KOWALÓWKA, praca niepublikowana;
- 11071 T. FOLD, J. KOSIDEK, Prace IH, 19, 1967, 169;
- (108) J. ADAMCZYK, L. DOBRZANSKI, E. HAJDUCZEK, Prace iV Konferencji Hikroskopii Elektronowej Ciała Stałego PAN, Gliwice- Wisła, 1975, 290;
- (109) J.ADAMCZYK, L.DOBRZANSKI, E.HAJDUCZEK, Volume of Collected Abstracts 9th Hungarian Conference on Electron Microscopy, Budapest- Vesprem, 1975, N16;
- 11101 J. ADAMCZYK, L. DOBRZANSKI, E. HAJDUCZEK, Hutnik, 42, 1975, 479;
- 1111] J. ADAMCZYK, L. A. DOBRZANSKI, Materiały VIII Międzynarodowych Dni Obróbki Cieplnej, Goltvaldov, CSRS, 1978, 3;
- [112] J.ADANCZYK, L.A.DOBRZANSKI, E.HAJDUCZEK, Prace V Ogólnopolskiej Konferencji Hikroskopii Elektronowej Ciała Stałego PAN, Warszawa-Jadwilin, 1978,247;
- [113] J.ADAHCZYK, L.A.DOBRZANSKI, Prace V Ogólnopolskiej Konferencji Mikroskopii Elektronowej Ciała Stałego PAN, Warszawa- Jadwisin, 1978,239;
- [114] J. ADAHCZYK, L.A. DOBRZANSKI, E. HAJDUCZEK, Vort. X Hüttenmänischen Materialprüfertagung, Budapest- Ealatonaliga, .979, 124

- 11151 J. ADAMCZYK, L. A. DOBRZANSKI, Proc. of 11th Conference on Electron Microscopy and Microanalysis, Budapest-Szeged, 1979, 152;
- [116] L. A. DOBRZANSKI, J. ADAMCZYK, Berg- und Hultenmänischer Tag, Freiberg, 1979, Referate, Heft D.8;
- (117) J. ADAMCZYK, E. A. DOBRZAŃSKI, E. HAJDUCZEK, M. PRZYBYŁ, S. GRINER, ZN Pol. Śląskiej, Mechanika, Z. 70, 1980, 19;
- [118] L.A.DOBRZAŃSKI, J.ADAHCZYK, Sbornik statej "Optimal'naja struktura stali dla povyshenija konstruktivnoj prochnosti", Novosybirskij Elektrotekchnicheskij Institut, Novosybirsk, 1983, 27;
- [119] J. ADAMCZYK, L.A. DOBRZANSKI, E. HAJDUCZEK, Proceedings of the Eight European Congress on Electron Microscopy, Budapest, 1984, Vol.1, 783;
- [120] L.A.DOBRZAŃSKI, E.HAJDUCZEK, Proceedings of 6th International Symposium on Composite Metallic Materials, Vysoké Tatry - Stara Lesna, 1986, Vol. 11, 339;
- (121] L.A.DOBRZAŃSKI, R.NOWOSIELSKI, Badania własności fizycznych, WNT, Warszawa,1987;
- [122] K. KUO, JISI, 176, 1954, 433;
- [123] K.KUO, JISI, 181, 1955, 128;
- [124] K. KUO, JISI, 181, 1955, 134;
- [125] K. KUO, JISI, 181, 1955, 213;
- [126] K. KUO, JISI, 181, 1955, 218;
- 11271 K.H.TWELE, Gefugeatlas der Schnellstähle, Metalikundliche Ber., 20, Verlag Technik, Berlin,1952;
- [128] A.E. NEHRENBERG, J.G.Y. CHOW, Trans. ASM, 45, 1953, 492;
- [129] A.E. NEHRENBERG, P. LILLYS, Trans. ASH, 46, 1954, 1176;
- [130] R. CASTRO, R. TRICOT, Mem. Sc. Rev. Met., 59, 9, 1962, 571;
- [131] G. MATHERN, J. LEFEVRE, Mem. Sc. Rev. Met., 71, 1974, 841;
- [132] S.GRINER, Przemiany fazowe ferrytu & zachodzące w procesach odkształcenia plastycznego i obrobki cieplnej nierdzewnej stali 3H17H, praca doktorska, Politechnika Śląska (masz. niepubl.), Gliwice, 1981;
- [133] H. J. GOLDSCHMIDT, Interstitial Alloys, Butterworths, London, 1967;
- 11341 N.T. CHEBOTAROV, Izu. AN SSSR, Ser. Fiz., 15, Vyp. 1, 1951, 39;
- [135] G.V. KURDIUMOV, G. SACHS, Zeit. Phys., 64, 1930. 324;
- [136] JU. BAGARJACKIJ, Dokl. AN SSSR, 73, 1950, 1161;
- [137] S. GERTSRIKEN, I. DEKNTJAR, Zhur. Tekh. Fiz., 20, 1950, 1005;
- [138] P.L. GRUZIN, Dokl. AN SSSR, 94, 1954, 681;
- [139] T. HELMANN, H. BOHHER, Arch. Eisenhüll., 31, 1960, 749;
- [140] R.G. BAKER, J. MUTTING, ISI Spec. Rep. Nr 64, 1959, 1;
- [141] R. J. BELTZ, R.W. LINDSAY, ASM Trans. Quart., 61, 1968, 790;

Praca została częściowo sfinansowana ze srodków CPBR 2.4 nt. "NOWE MATERIAŁY 1 ICH TECHNOLOGIE"

## WPŁYW KRZEMU NA STRUKTURĘ I WŁASNOŚCI STALI SZYBKOTNĄCYCH

- 80 -

#### WOLFRAMOWO-WANADOWYCH

## STRESZCZENIE

W pracy zbadano znaczenie Si jako pierwiastka stopowego w bezwolibdenowych stalach szybkotnących. Wykonano badania na 14 wytopach laboratoryjnych stali szybkotnących wolframowo-wanadowych o stężeniu 0,3+5% Si. W stalach typu 9-0-2+Si zawierających 1,05% C; 9,5% W;2,5% V i 4,5% Cr zmieniano stężenie Si w zakresie 0,3+5% ze stopniowaniem co 1%. W celu porównania oddziaływania Si w tej grupie stali z wpływem innych pierwiastków stopowych w stalach typu 9-0-2+2Si o stężeniu ok. 2% Si; 2,5% V i 4,5% Cr zmieniano stężenie W w zakresie 7+1% ze stopniowaniem co 2,5% przy dwóch stężeniach C; ok.0,9 i 1,05%. W stalach typu 9-0-2+1Si zawierających 1,05 lub 0,9% C; 2,5% V; 4,5% Cr i 1% Si stężenie W wynosiło 7 lub 9,5%.

Na podstawie wykonanych badań stwierdzono, że Si może być stosowany jako dodatek stopowy w bezmolibdenowych stalach szybkotnących W-V, zastępując częściowo inne znacznie droższe pierwiastki stopowe. Krzem oddziałuje na skład fazowy stali, przemiany fazowe podczas krystalizacji, obróbki plastycznej i obróbki cieplnej oraz na własności mechaniczne stali i eksploatacyjne wytworzonych z niej narzędzi.

Krzem rozpuszcza się w węgliku typu M<sub>G</sub>C, nie dopuszczając do obsadzenia niektórych pozycji w jego sieci przestrzennej przez atomy Cr, V i W, które pozostają w roztworze ciekłym i sprzyjają tworzeniu większej ilości węglików. Z tego względu osnowa stali lanej o dużym stężeniu Si jest znacznie zubożona w pierwiastki stopowe, głównie w V i W, a w mniejszym stopniu w Cr.

Krzem występujący w stali w stężeniu większym od 2% osłabia efekt twardości wtórnej stali po odpuszczaniu, a niezależnie od stężenia przesuwa go do niższej temperatury odpuszczania, pogarszając odpuszczalność stali. Podobnie do zwiększenia stężenia Si, na zmniejszenie efektu twardości wtórnej wpływa zmniejszenie stężenia W a także C w stali. Zwiększenie stężenia Si powoduje zmniejszenie wytrzymałości stali na zginanie oraz zmniejszenie strzałki ugięcia próbek zginanych statycznie. Wytrzymałość na zginanie zmniejsza się także przy zwiększaniu stężenia W. Krzem powoduje zmniejszenie własności skrawnych, gdy W w analizowanym zakresie stężeń nie wywiera na nie znaczącego wpływu.

Na podstawie wykonanych badań i szczegółowej analizy znaczenia Si w bezmolibdenowych stalach szybkotnących można stwierdzić, że możliwe jest częściowe ograniczenie stężenia W w tych stalach do ok.9,5%, pod warunkiem zwiększenia stężenia Si w stali do 1+2% i przy równoczesnym zmniejszeniu stężenia C o ok.0,1+0,2% poniżej wyliczonego na podstawie równoważnika. Stale takie w stanie zahartowanym i dwukrotnie odpuszczonym cechują się twardością ok.63 HRC i mogą być zastosowane na narzędzia skrawające.

- 81 -

## THE EFFECT OF SILICON ON STRUCTURE AND PROPERTIES OF TUNGSTEN-VANADIUM HIGH-SPEED STEELS

- 85 -

#### SUMMARY

This work has been concerned with the importance of silicon as an alloying element in high-speed steels without molybdenum. The experiments were carried out on 14 laboratory heats of tungsten-vanadium high-speed steels containing  $0.3\pm5\%$  Si. In 9-0-2\pmSi type steels containing C 1.05, W 9.5, V 2.5, and Cr 4.5% silicon content was varied in the range  $0.3\pm5\%$  in 1% steps. In order to compare effects of silicon in such steels with effects of other alloying elements, tungsten content in W-0-2\pm2Si steels containing Si approx. 2, V 2.5 and Cr 4.5% was varied in the range 7\pm12% in 2.5% steps at two carbon levels of approx. 0.9 and 1.05%. Tungsten contents in W-0-2\pm1Si steels containing C 1.05 or 0.9, V 2.5, Cr 4.5, and Si 1% were 7 or 9.5%.

The results showed that silicon could be used as an alloying element in W-V high-speed steels without molybdenum and that it could partially replace other more expensive elements. Silicon effects phase transformations during crystallization, mechanical working and heat-treatment as well as mechanical and cutting properties of the tools.

Increased silicon contents in steel produce significant decreases in liquidus and solidus temperatures of the material as well as in the temperatures of direct crystallization of high-temperature  $\alpha(\delta)$  ferrite from the liquid, three-phase peritectic transformation and eutectic transformation resulting in eutectic N\_C and NC carbide formations and also of the temperature of direct crystallization of austenite from the liquid with this last effect being limited at silicon contents above approx. 3% . At such high concetrations silicon favours stabilization of high-temperature  $\alpha(\delta)$  ferrite during crystallization down to solidus temperature and also direct crystallization of carbides, chiefly  $M_{L}C_{L}$  from the liquid and four-phase peritectic transformation producing M\_C carbides in the form of characteristic concentric rings with very small thickness. The effects of increased silicon contents during crystallization are similar to those of tungsten, although much stronger. Silicon favours four-phase peritectic transformation resulting in crystallization of a mixture of M\_C and MC carbides with austenite or, at higher concentrations of silicon, three-phase peritectic transformation resulting in crystallization of MC carbides, most probably n with general formula (Fe, Cr, V) (W, Si, Fe) C. Silicon dissolves in M\_C carbide. At silicon contents up to Swt.X silicon atoms occupy up to 20% of f positions in the corners of M\_C carbide octahedra and prevent a portion of iron and tungsten atoms from occupying these positions. This makes iron atoms to occupy e

positions in the corners of terahedra and d positions half-way between the convers in preference to chromium and vanadium atoms which remain in the liquid together with tungsten atoms and favour greater number of carbide particles. Owing to solubility of silicon in M\_C carbide, lattice parameter of this phase is much reduced by silicon and over-all fraction of carbides in the structure much increased. Therefore, the effect of silicon is in this respect similar to that of tungsten. Higher fraction of M C carbides results directly from solubility of silicon in these carbides and the increase in the fraction of MC carbides is due mainly to large quantities of vanadium remaining in the liquid solution after crystallization and taking no part in formation of M<sub> $_{\rm C}$ </sub> carbides. Direct crystallization of M<sub> $_{\rm C}$ </sub> carbide from the liquid at silicon concentrations exceeding 3% is made possible chromium remaining in the liquid solution and limited participation of this element with M\_C carbides. Eutectic transformation in high-silicon steels produces also M\_C carbides which seem to contain mainly tungsten. Owing to large increase in the fraction of carbides, the matrix of as-cast high-silicon steels is much less alloyed mainly in vanadium and tungsten and to a lesser extent in chromium. Higher silicon contents favour pseudo-eutectoidal transformation of high-temperature  $\alpha(\delta)$  ferrite which in the solid state produces the so-called  $\delta$  eutectoid containing M C carbides; silicon also favours the accompanying precipitation of fine N.C. carbides in high-temperature o(6) ferrite. Carbides of the types M C, M C and in 3% Si steels also M.C., are formed as secondary ones in eutectoidal transformation of austenite and as the consequence of reduced solubility of carbon in austenite. On increasing silicon contents up to approx. 5% precipitation of secondary carbides is very much limited owing to very high fraction of primary carbides in the material and the consequent significant carbon depletion of the matrix.

Silicon contents up to 2%, like higher tungsten contents, increase maximum flow stress and inhibit dynamic recrystallization during hot working with consequent reduction of deformability of the materials. This is due to silicon in solid solution and to presence of large quantities of secondary carbides which fail to dissolve in austenite at hot working temperatures. Therefore, steels with lower carbon contents and, in consequence, with lower fractions of such carbides tend to have lower flow stress and higher deformabilities in spite of relatively higher concentration of carbide-forming elements in the matrix. Changes in silicon contents between 2 and 4% decrease maximum flow stress and improve deformability because the fraction of secondary carbides is very much lower and the matrix is much depleted in alloying elements and carbon. At silicon contents approaching 5% maximum flow stress and deformability are greatly improved owing to the ferritic matrix.

Increased silicon contents enhance primary austenite grain growth during hardening, especially at silicon contents above 2%. This effect is

similar to that of tungsten and opposite to that of carbon and is connected with the influence of these elements on formation of secondary carbides and their solubilities in austenite during heat treatment. Steels with higher silicon contents, like high-tungsten and high-carbon steels, have lower incipient melting temperatures during hardening. At silicon contents above 3% high-temperature a(6) ferrite is formed during hardening. Silicon favours pseudo-eutectoidal transformation of high-temperature o(6) ferrite to the so-called  $\delta$  mutectoid. Increased silicon contents, like tungsten and like lower carbon contents, decrease hardenability and move eutectoidal and bainitic transformation ranges to higher cooling rates. Higher contents of silicon in the range from 0.3 to 3% cause slight decreases in M and M' temperatures in martensitic transformation. Higher tungsten and lower carbon contents have the opposite effect and increase these temperatures.

Silicon at concentrations above 2% reduces the effect of secondary hardening on tempering and irrespectively of concentration moves this effect toward lower tempering temperatures i.e. impairs temperability. This is due to depletion of the matrix in alloying elements, esp. vanadium, which takes place already at the stage of casting. Similar effects on secondary hardening are caused by lower contents of tungsten and also carbon. Higher silicon contents reduce both bending strength and maximum deflection of specimens during static tests. Bending strength is reduced also by higher tungsten contents. Silicon impairs cutting ability of the tools whereas tungsten in the range covered by this study has no significant effect. With otherwise similar chemical compositions tools with the lower carbon content have lives better than those with the higher carbon content. This seems to be due to lower fraction of primary carbides in as-cast material and consequent higher concentration of alloying elements in the solid solution.

These results and a detailed analysis of the role of silicon in high-speed steels containing no molybdenum indicate that it is possible to reduce tungsten content in such steels from 12+13% generally recommended in the literature to approximately 9.5% provided that silicon content is increased to 1-2% and carbon content reduced by 0.1-(.2% below the equilibrium value calculated as the optimum on the basis of carbon equivalent cited in earlier works. Such steels after hardening at 1200+1210°C and double tempering at 510+540°C attain hardness of approx. 63 HRC, bending strength of 2000-2500 MPa and can be used for cutting tools.

ВОЛЬФРАНОВАНАЛИЕВЫХ СТАЛЕИ PERIME

- 85 -

ВЛИЯНИЕ КРЕМНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОИСТВА БИСТРОРЕЖУШИХ

В работе исследовалось значение Si как легирующего элемента в безмолибденовых быстрорежущих сталях. Исследования проводились на 14 лабораторных плавках быстрорежущих волфрамованадиевых сталей, содержащих 0,3+5% Si. В сталях типа 9-0-2+Si, содержавих 1,05% C; 9,5% W; 2,5% V и 4.5% Cr изменяли концентрацию Si в пределах 0,3+5%, постепенно увеличивая на 1% Для сравнения влияния кремния в этой группе сталей с влиянием других легирующих элементов, в сталях типа W-0-2+2Si с концентрацием ок. 2% Si; 2,5% V и 4,5% Cr изменяли концентрацию W в пределах 7+12%, постепенно увеличивая на 2,5% при двух величинах концентрации С: ок. 0,9 и 1,05%. В сталях типа ₩-0-2+15;, содержащих 1,05 или 0,9% С; 2,5% V; 4,5% Сг и 1% Si. концентрация W составляла 7 или 9,5% .

На основе проведенных исследования установили, что Si можно применять в характере легирующего в безмолибленовых быстрорежущих сталях W-V, заменяя им частично другие, значительно дороже, легирующие элементы. Кремний влияет на фазовыя состав сталея, фазовые превращения во время кристаллизация, пластическои деформации и термообработки, а также на механические своиства сталем и эксплуатационные свойства изготовленного из них инструмента.

Повышение концентрации Si в стали влияет на значительное понижение температур ликвидуса и солидуса стали, а также температуры прямои кристаляизации высокотемпературного феррита «Сб) из жилкости, трехфазового меритектического превращения и эвтектического превращения, в результате которого формируются эвтектические образования карбидов М С и МС, а также прямой кристаллизации аустенита из жидкости, с ограничением её при концентрации Si в стали большем, чем ок. 3%. При такой высокой концентрации Si способствует стабилизации высокотемпературного феррита о(б) во время кристаллизации до температуры солидуса, а также прямои кристаллизачии карбидов, в основном типа И С, из жидкости, а также четырехфазовому перитектическому превращению, в результате которого образуются карбилы тила М\_С в форме характеристических концентрических окружностей небольшой толщины. Влияние повышения концентрации Si во время кристаллизации близко к повышению концентрации W. хотя оно значительно сильнее. Кремнии спосооствует четырехфазовому эвтектическому преврашению, в результате которого в смеси с аустенитом кристаллизуются из жидкости карбиды типа N\_C и MC, а при больших концентрациях - трёхфазовому эвтектическому превращению, в результате которого кристаллизуются карбиды типа М.C, без сомнения η с общей формулой (Fe, Cr, V) (W, Si, Fe) С Кремнии растворяется в карбиде типа И.С. По мере повышения масовой концентрации в стали до 5%, Si занимает в протсранствени и сетке карбида типа N\_C без

- 84 -

сомнении до 20% позиции / в вершинах октаздров, не допуская одновременно там части атомов Fe и W. Вследствие этого атомы Fe осаждаются на позициях «, на вершинах тетраодров, а также на позициях d, в половине отрезков между этими тетраэдрами, что межает осаждению там атомов Cr и V, которые подобным образом, как W, остаются в жидком растворе, способствуя образованию большего количества карбидов. Ввиду растворяемости Si в карбиде типа М С. параметр решетки этой фазы значительно уменьшается, а общая доля карбилов в структуре стали значительно увеличивается. Таким образом влияние Si в этом отношении похоже, как W. На увеличение доли карбидов типа N\_C просто влияет ратворение Si в этих карбидах, но увеличение доли карбидов типа MC вызвано в основном значительным количеством V, остающегося в жидком растворе во время кристаллизации и не участвующего в образовании карбидов типа И С. Прямая кристаллизация карбилов типа М.С. из жилкости при больших, чем 3% концентрациях Si, возможная благодаря оставшемуся в жидком растворе Cr и ограничению доли этого элемента в карбидах типа N.C. Во время звтектического превращения в сталях с повышенной концентрациеи Si также образуются карбиды типа И С и, как следует полагать, содержат в основном W. Ввиду большого увеличения доли карбидов, основа литой стали с большой концентрациеи Si значительно беднее легирующими; в основном V и W, в меньшем степени Сг. Повышение концентрации способствует также псевдоэвтектоидальному превращению высокотемпературного феррита осбо, в результате которого в твердом состоянии образуется т. наз. эвтектоид δ, в состав которого входят каронды типа М.С., а также сопутствующему этому выделению дисперсных карбидов типа М С в высокотемпературном феррите об). Как вторичные в эвтектоидальном превращении аустенита, а также в результате уменьшения растворяемости С в аустените образуются карбиды типа М С и M\_C, а при ок. 3% концентрации Si - также M\_C. Повышение концентрации Si до ок. 5% вызывает значительное ограмичение выделения вторичных каро́идов, в связи со значительным обеднением основы в С, связанное с очень высокои лолен первичных карбидов в стали.

Увеличение концентрации Si в пределах до 2%, подобным образом, как увеличение концентрации W, влияет на повышение максимального напряжения течения и решает об ограничении динамической рекристалли.ации во время горячей пластической цеформации стали, в результате чего происходит понижение предельной деформируемости стали. Решает об этом влияние Si растворенного в твердом растворе основы, а также появление значительного количества вторичных карбидов, не растворяющихся в аустените вовремя горячей пластической деформации. По этому также поводу понижение концентрации C в стали, связанное с уменьшением доли этих карбилов, способствует уменьшению максимального напряжения течения и увеличению предельной деформируемости, несмотря на относительно повышенную концентрацию карбидообразующих элементов в основе. Изменения концентрации Si в пределах 2+4% влияют на уменьшение максимального напряжения течения, а также на увеличение предельной деформируемости, так как доля вторичных карбилов значительно уменьшена, а кроме этого основа значительно обеднена о легирующие и С. По мере повышения концентрации Si до 5 %, из~за ферритнои основы, максимальное напряжение течения, а также предельная деформируемость значительно повышаются.

Увеличение концентрации Si в стали способствует росту зерна первичного аустенита во время закалки; особенно значащему при концентрации этого элемента выше 2%. Это воздеиствие похоже на влияние W, а противоположное воздеиствию С и снязано с клиянием этих элементов на образование вторичных карбидов и их растворяемость в аустените во время термообработки. В сталях с большен концентрацией Si, подобным образом, как в сталях с большен концентрациен 🕷 и С, ниже температура подплавления во время закалки. По мере увеличения концентрации Si выше 3 % во время закалки образуется Кремний способствует также феррит a(S). высокотемпературным псевдоэвтектоидальному превращению высокотемпературного феррита α(δ) на так наз. эвтектоид б. Увеличение концентрации Si в стали, как и W, а также уменьшение концентрации С понижают закаляемость стали и передвижение диалазона эвтектоидального и беинитного прекращении к повышенным скоростям охлаждения. Увеличение концентрации Si в пределах 0,3+3 % влияет кроме этого на небольшое понижение температуры М и М', во время мартенситного превращения. Повышение концентрации W, также уменьшение концентрации C, деиствуют наоборот, решая о повышении этих температур.

Кремнии, находящиися в стали в концентрации большей чем 2 %, ослабляет эффект вторичной твердости стали после отпуска, а независимо от концентрации передвигает его к имзшей температуре отпуска, ухудшая способность стали к отпуску. Режает об этом обеднение основы стали с большен концентрациен Si легирующими, а гланным образом - V, происходящее прямо после её отливки. Подобным образом, как увеличение концентрации Si, на понижение эффекта вторичнои твёрдости влияет уменьшение концентрации W, а также С в стали. Повышение концентрации Si вызывает уменьшение прочности стали на изгиб, а также уменьшение стрелки изгиба изгибаемых статически образцов. Прочность на изгиб понижается также при увеличивании концентрации W. Кремнии вызывает уменьшение обработываемости резанием когда W в анализируеных пределах концентрации не производит на них значащего влияния. При аналогичном химическом составе инструмент из стали с пониженном концентрацием С проявляет зато большую стоикость. чем инструмент из соответствующих сталей с большем концентрацией С. Это без сомнения происходит по поводу ограничения доли первичных карбидов и структуре стали уже прямо после отливки и повышеннои благодаря этому концентрации легирующих в твёрдом растворе.

На основе проведенных исследований и подробного анализа значения Si в безмолибденовых быстрорежуших сталях можно констатировать, что возможно частичное ограничение концентрации W в этих сталях ниже 12+13 %, рекомендуемого как оптимальное во многих работах. до ок.9,5 %, при условии увеличения концентрации Si в стали до 1+2 % 4 при одновременном уменьшении концентрации С на ок. 0,1÷0,2 %, ниже эквивалентного, рассчитанного как оптимальное на основе эквивалента углерода упомянутого в других работах. Такие стали, закалённые из температуры 1200+1210°С и подвергнутые швукратному отпуску в 510+540°С характеризуются твёрдостью ок.63 НКС и прочностью на изгиб 2000+2500 МПа и могут применятся на режущии инструмент.

- 88 -



WYDAWNICTWA NAUKOWE I DYDAKTYCZNE FOLITECHNIKI ŚLĄSKIEJ MOŻNA NABYC W NASTĘPUJĄCYCH PLACÓWKACH:

.

44-100 Gliwice — Kaiqgarnia ar 096, ul. Konstytucji 14 b
64-100 Gliwice — Spółdzielnia Studencka, ul. Wrocławska 4 a
60-950 Katowice — Kaiqgarnia ar 015, ul. Zwirki i Wigury 33
60-965 Katowice — Kaiqgarnia ar 005, ul. 5 Maja 12
61-900 Bytom — Kaiqgarnia ar 063, ul. Wolności 23
61-900 Chorzów — Kaiqgarnia ar 063, ul. Wolności 23
61-900 Dąbrowa Górnicza — Kaiqgarnia ar 061, ul. ZBoWiD-u 8
67-490 Racibórz — Kaiqgarnia ar 162, Rynek 1
61-200 Sosnowiec — Kaiqgarnia ar 162, Rynek 1
61-900 Sosnowiec — Kaiqgarnia ar 230, ul. Wolności 280
60-901 Wararawa — Ośrodek Rozpowszechniania Wydawnictw Naukowych PAN — Palac Kultury 1 Nauki
Wszystkie wydawnictwa naukowe i dydniktyczne zamawiać można poprzez Składnice Kaiqgarnia w Wararawie, ul. Mazowiecka 9.