



POLISH ACADEMY OF SCIENCES - COMMITTEE OF MATERIALS SCIENCE
SILESIA UNIVERSITY OF TECHNOLOGY OF GLIWICE
INSTITUTE OF ENGINEERING MATERIALS AND BIOMATERIALS
ASSOCIATION OF ALUMNI OF SILESIA UNIVERSITY OF TECHNOLOGY

Conference
Proceedings

12th INTERNATIONAL SCIENTIFIC CONFERENCE

ACHIEVEMENTS IN MECHANICAL & MATERIALS ENGINEERING

Wpływ wanadu na przemiany przy odpuszczaniu stali o małej zawartości innych pierwiastków

J. Pacyna, R. Dąbrowski

Wydział Metalurgii i Inżynierii Materiałowej, Akademia Górniczo-Hutnicza
Al. Mickiewicza 30, 30-059 Kraków, Poland

W pracy przedstawiono trzy wykresy CTP_C^0 (czas – temperatura – przemiana) przy odpuszczaniu (nagrzewaniu) ciągłym dla stopów o zbliżonym stężeniu węgla, zróżnicowanym stężeniu wanadu oraz słabym, w miarę jednakowym „tle” pozostałych pierwiastków stopowych. Wykazano, że o wydzielaniu węgla ϵ w badanych stopach decyduje szybkość ich nagrzewania do odpuszczania. Temperatury początku i końca wydzielania niezależnie zarodkujących węglików typu MC zależą nie tylko od szybkości nagrzewania stopów do odpuszczania, ale także od stężenia wanadu.

1. WPROWADZENIE

Rozwój inżynierii stali stopowych oparty na wynikach badań podstawowych stopów modelowych [1, 2, 3] podąża w kierunku opracowania materiałów takich jak np. zaprezentowanych w pracy [4], które charakteryzują się połączeniem wysokiej wytrzymałości i odporności na pękanie. W przypadku wanadu, mimo jego dość szerokiego zastosowania w stalach trudno na podstawie dostępnej literatury (pomimo jej obfitości) formułować zależności ilościowe między stężeniem wanadu a własnościami stali. Przytaczane w literaturze dane są często niekompletne i umożliwiają tylko ocenę jakościową. Ponadto, w literaturze brak jest szczegółowych informacji n.t. ilościowego wpływu wanadu rozpuszczonego najpierw w austenicie, a po zahartowaniu w martensycie, na kolejne przemiany przy odpuszczaniu, tj. temperatury początku i końca wydzielania węgla ϵ , cementytu, węglików zarodkujących niezależnie, przemiany austenitu szczątkowego. Większość badań prowadzona była bowiem na stopach (stalach) rzeczywistych, rzadko modelowych, co utrudnia poznanie mechanizmów oddziaływania samego wanadu.

Kinetykę przemian fazowych przy odpuszczaniu (nagrzewaniu ze stanu zahartowanego) bardzo dobrze obrazują tzw. wykresy CTP_C^0 (czas – temperatura - przemiana). Po raz pierwszy takie wykresy wykonano [5], badając kinetykę przemian przy odpuszczaniu stali szybkoznących. Późniejsze badania [6] dowiodły, że kinetyka tych przemian w znacznym stopniu decyduje o ostatecznych własnościach odpuszczonej stali (szczególnie o jej odporności na pękanie).

Celem badań wykonanych w ramach niniejszej pracy jest ocena wpływu zróżnicowanych ilości wanadu na kolejne przemiany zachodzące podczas odpuszczania w stalach konstrukcyjnych. Oceny tej dokonano na podstawie analizy oryginalnych wykresów CTP_C^0

wykonanych dla nagrzewania ze stanu zahartowanego. Badania wykonano na specjalnie zaprojektowanych stopach modelowych o odpowiednio dobranym składzie chemicznym.

2. MATERIAŁ DO BADAŃ

Do tych badań wybrano trzy stopy modelowe o zbliżonym stężeniu węgla ($0,33 \pm 0,38\%$) i zróżnicowanym stężeniu wanadu (0,14; 0,43 i 0,77%). Stężenia pozostałych pierwiastków w badanych stopach (tzw. tło) były w miarę jednakowe i maksymalnie małe, tzn. w takim stopniu na ile pozwalały warunki techniczne otwartego pieca indukcyjnego, w którym wytapiano stopy do badań. Jako wsad stosowano żelazo armco oraz żelazostop Fe-V 75%.

Składy chemiczne badanych stopów modelowych zamieszczono w tabeli 1.

Tabela 1. Składy chemiczne badanych stopów modelowych (w % masowych)

Nr stopu	C	V	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Al	Cu	N
2	0,33	0,14	0,26	0,07	0,009	0,015	0,01	0,01	0,01	0,087	0,04	0,005
3	0,38	0,43	0,15	0,07	0,02	0,015	0,01	0,01	0,01	0,016	-	0,005
4	0,35	0,77	0,25	0,13	0,01	0,013	0,03	0,02	0,03	0,06	0,05	0,005

Z wlewków o średnicy 80mm i masie ok. 50kg, technologią kucia swobodnego wykonano pręty o wymiarach poprzecznych 20x35mm, z których po wyżarzaniu normalizującym wycinano próbki do badań.

3. METODYKA BADAŃ I OBRÓBKA CIEPLNA

Badania kinetyki przemian fazowych przy odpuszczaniu wykonano metodą dylatometryczną przy użyciu dylatometru DT1000 francuskiej firmy Adamel. Rejestrowano komputerowo zmiany wydłużenia próbek w zależności od temperatury. Możliwość różniczkowania otrzymanych krzywych umożliwiła dokładne określenie temperatur początku i końca poszczególnych przemian.

Do wykonania wykresów CTP_C^0 próbki badanych stopów o wymiarach $\varnothing 2 \times 12$ mm zahartowano w wodzie od takich temperatur austenitzowania, przy których całość węglików i węglikoazotków typu MC ulegała rozpuszczeniu w austenicie. Zahartowane próbki nagrzewano następnie w dylatometrze do temperatury 700°C z szybkościami 0,05; 0,1; 0,5; 1; 5; 10; 15 i 35°C/s .

Temperatury pełnej rozpuszczalności węglików i węglikoazotków MC badanych stopów wyznaczono w oparciu o model termodynamiczny opracowany przez Adriana [7] i wykresy Bungarda i wsp. [8], określające granice pola jednorodnego austenitu w stopach z układu Fe-V-C. Dodatkowo, temperatury te zweryfikowano metalograficznie poprzez obserwację zglądów próbek hartowanych od coraz wyższych temperatur. Temperatury pełnej rozpuszczalności węglików i węglikoazotków MC wynosiły odpowiednio: 1020°C – dla stopu nr 2, 1140°C – dla stopu nr 3 i 1200°C – dla stopu nr 4.

4. WYNIKI BADAŃ I ICH DYSKUSJA

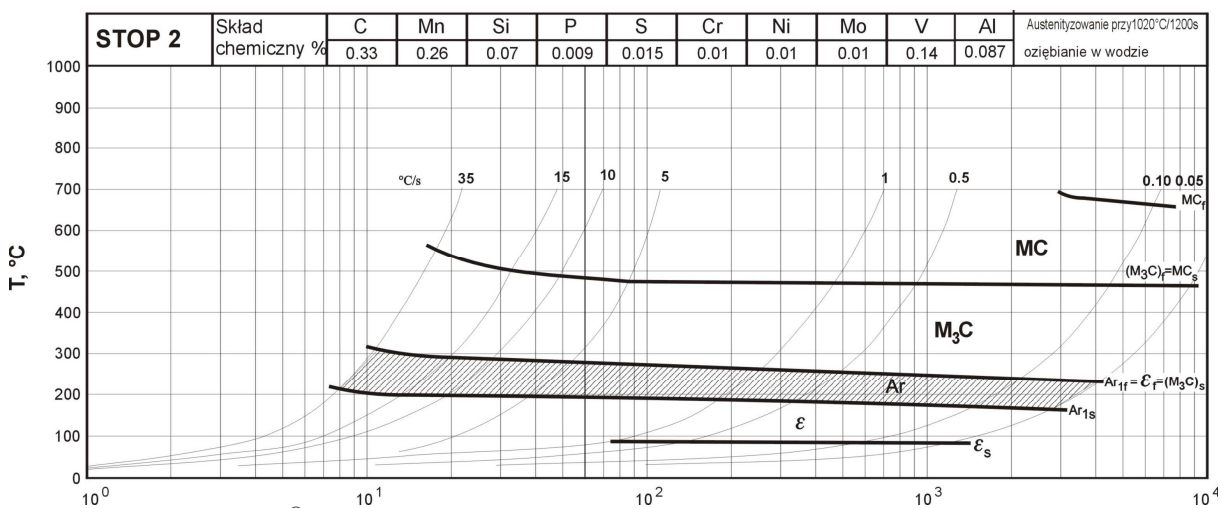
Na rys. 1÷3 zamieszczono wykresy CTP_C^O badanych stopów modelowych po ich zahartowaniu od temperatur granicznych rozpuszczalności węglików i węglikoazotków wanadu, typu MC.

W stopie modelowym nr 2 (rys.1) zawierającym 0,33%C i 0,14%V wydzielają się: węgliki ϵ , cementyt M_3C , węgliki MC a austenit reszkowy Ar (obszar zakreskowany), przemienia się jednoetapowo, przed rozpoczęciem wydzielania cementytu. w zakresie temperatur 150÷300°C, prawdopodobnie w bainit dolny. Temperatura początku przemiany austenitu reszkowego $(Ar)_s$ maleje od 210°C dla szybkości nagrzewania równej 35°C/s do 165°C dla szybkości nagrzewania równej 0,05°C/s.

Wyraźny efekt skurczu próbki, związany z wydzielaniem węgla ϵ w tym stopie, którego początek wystąpił przy 80-90°C, zaobserwowano tylko przy mniejszych szybkościach nagrzewania w zakresie 1÷0,05°C/s. Przy największych szybkościach nagrzewania (5÷35°C/s) skurczu związanego z wydzielaniem węgla ϵ nie stwierdzono.

Temperatura początku wydzielania cementytu $(M_3C)_s$ jest równa temperaturze końca wydzielania węgla ϵ oznaczonej jako ϵ_f oraz temperaturze końca przemiany austenitu reszkowego $(Ar)_f$. W tym stopie temperatura $(M_3C)_s$ wynosi 310°C – dla szybkości nagrzewania 35°C/s i 225°C – dla szybkości nagrzewania wynoszącej 0,05°C/s. Temperatura końca wydzielania cementytu $(M_3C)_f$ jest równa temperaturze początku wydzielania węglików typu MC oznaczonej jako $(MC)_s$. Dla największej szybkości nagrzewania (35°C/s) wynosi ona 560°C, a dla najmniejszej 0,05°C/s - 470°C.

Wydzielanie niezależnie zarodkujących węglików wanadu typu MC zachodzi w całym zakresie szybkości nagrzewania. Temperaturę końca wydzielania tych węglików $(MC)_f$ odnotowano jednak tylko dla dwóch najmniejszych szybkości nagrzewania, tj. 0,10 i 0,05°C/s. Przy najwolniejszym nagrzewaniu wynosi ona 660°C.



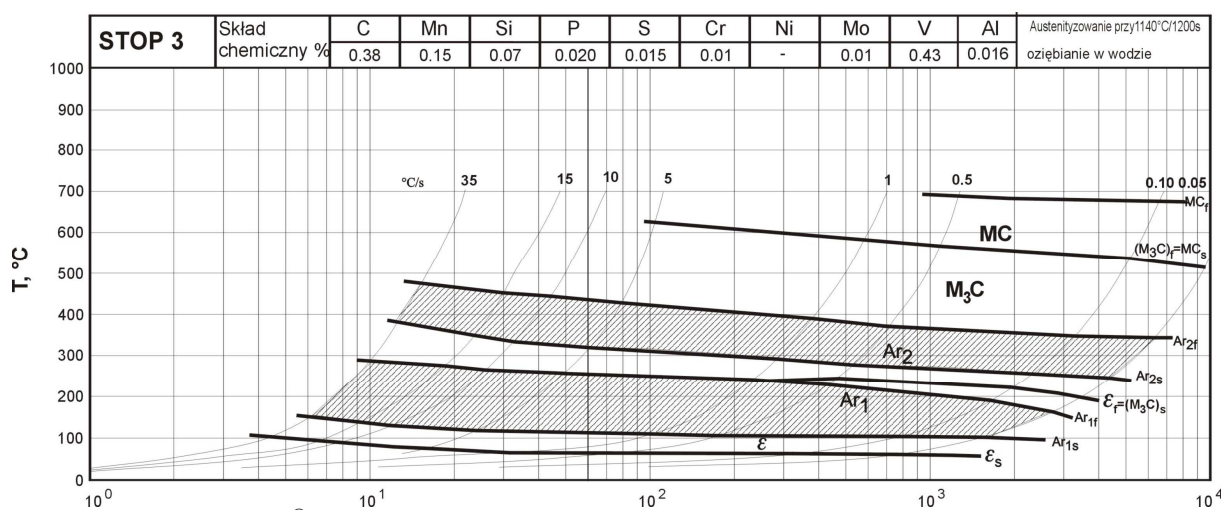
Rys.1. Wykres CTP_C^O dla stopu modelowego nr 2 zawierającego 0,33%C; 0,14%V i słabe „tło” innych pierwiastków, uprzednio zahartowanego od temperatury 1020°C, wykonany metodą dylatometryczną

W stopie modelowym nr 3 (rys.2) zawierającym 0,38%C i 0,43%V w całym zakresie stosowanych szybkości nagrzewania obserwuje się skurcz próbki związany z wydzielaniem

węgliku ϵ . Dla 35°C/s rozpoczyna się ono przy ok. 100°C , a dla najwolniejszej zastosowanej szybkości $0,05^\circ\text{C/s}$ rozpoczyna się już przy 50°C .

Przemiana austenitu resztkowego w tym stopie zachodzi dwuetapowo. Pierwszy etap, związany najprawdopodobniej z likwidacją stabilizacji mechanicznej (naprężeń ściskających), występował w końcowym zakresie wydzielania węgliku ϵ . Natomiast drugi etap przemiany austenitu resztkowego był najprawdopodobniej rezultatem destabilizacji chemicznej, związanej z dyfuzją węgla, ponieważ zachodził przy wyższych temperaturach w zakresie wydzielania cementytu M_3C .

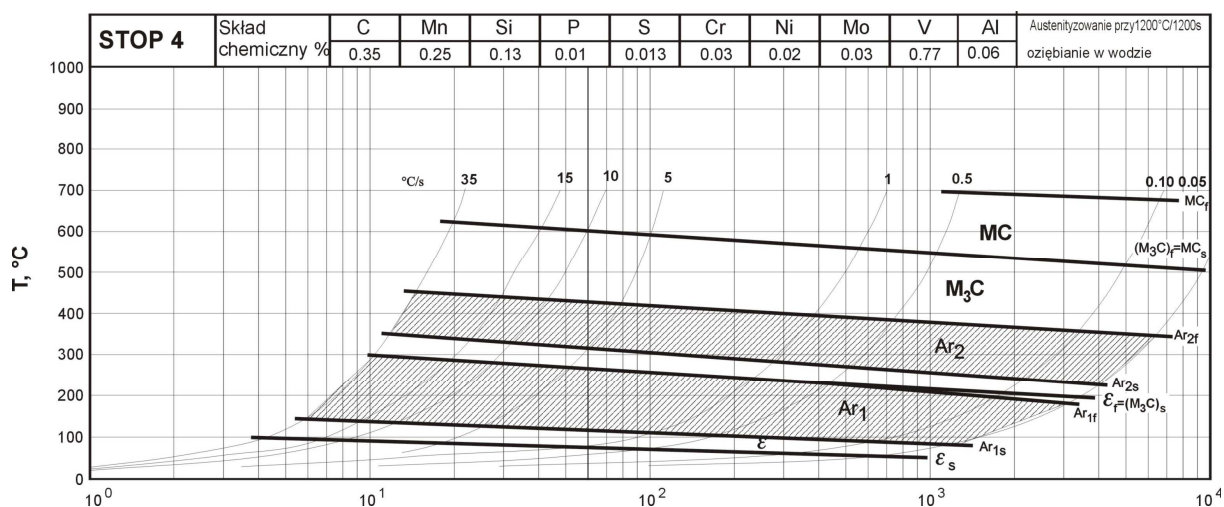
Wydzielanie niezależnie zarodkujących węglików typu MC zaobserwowano jedynie dla szybkości chłodzenia mniejszych od 5°C/s , a temperaturę końca wydzielania węglików MC odnotowano tylko dla szybkości chłodzenia w zakresie $0,05 \div 0,5^\circ\text{C/s}$. Podobnie jak w przypadku stopu modelowego nr 2 (rys.1) również w stopie modelowym nr 3 ze wzrostem szybkości nagrzewania obserwuje się wzrost temperatur początków i końców poszczególnych przemian.



Rys.2. Wykres CTPC^0 dla stopu modelowego nr 3 zawierającego 0,38% C; 0,43% V i słabe „tło” innych pierwiastków, uprzednio zahartowanego od temperatury 1140°C , wykonany metodą dylatometryczną

W stopie modelowym nr 4 (rys.3) zawierającym 0,35% C i 0,77% V, podobnie jak w stopie średniowanadowym nr 3, wydzielanie węgliku ϵ stwierdzono w całym zakresie stosowanych szybkości nagrzewania. Dla szybkości nagrzewania wynoszącej 35°C/s rozpoczyna się ono (podobnie jak w stopie nr 3) przy ok. 100°C , a dla najwolniejszej zastosowanej szybkości $0,05^\circ\text{C/s}$ rozpoczyna się już przy 50°C .

Efekty skurczu towarzyszące wydzielaniu węgliku ϵ w tym stopie były jednak dużo większe niż w stopach nr 2 i 3. Przemiana austenitu resztkowego zachodzi tutaj również dwuetapowo. Wydzielanie węglików MC zachodzi w całym zakresie stosowanych szybkości nagrzewania a rozpoczęcie tego etapu kończy wydzielanie cementytu M_3C . Podobnie jak w stopach nr 2 i 3 także i w przypadku stopu nr 4 temperaturę końca wydzielania węglików MC odnotowano tylko dla najwolniejszych szybkości nagrzewania. Ze wzrostem szybkości nagrzewania obserwuje się wzrost temperatur początków i końców poszczególnych przemian.



Rys.3. Wykres CTP_C^0 dla stopu modelowego nr 4 zawierającego 0,35%C; 0,77%V i słabe „tło” innych pierwiastków, uprzednio zahartowanego od temperatury 1200°C, wykonany metodą dylatometryczną

5. WNIOSKI

Uzyskane wyniki badań kinetyki przemian fazowych przy odpuszczaniu ze stanu zahartowanego trzech stopów modelowych o zróżnicowanym stężeniu wanadu i małej zawartości (słabym „tłem”) innych pierwiastków stopowych, pozwalają na sformułowanie następujących wniosków:

- 1) Wydzielanie węgla ϵ w badanych stopach zależy od szybkości ich nagrzewania przy odpuszczaniu. Mniejsze szybkości nagrzewania sprzyjają wydzielaniu się tego węgla.
- 2) Przemiana austenitu resztkowego w stopach średnio i wysokowanadowym przebiega dwuetapowo.
- 3) Temperatury początku i końca wydzielania niezależnie zarodkujących węglików MC zależą nie tylko od szybkości nagrzewania stopów do odpuszczania ale także od stężenia wanadu. Większe szybkości nagrzewania i większe stężenia wanadu sprzyjają przesunięciu temperatury końca wydzielania węglików MC powyżej 700°C.
- 4) Ze wzrostem szybkości nagrzewania wszystkie przemiany zachodzące podczas odpuszczania przesuwane są do wyższych temperatur.

LITERATURA

1. Strach M.: „Struktura i własności stali krzemowych oceniane na podstawie badań stopów modelowych o różnym stężeniu krzemu i węgla”. Praca doktorska, AGH Kraków, 1995. Promotor: J. Pacyna.
2. Jędrzejewska-Strach A.: „Wpływ manganu na kinetykę przemian fazowych, strukturę i własności stopów modelowych stali konstrukcyjnych”. Praca doktorska, AGH Kraków, 1995. Promotor: J. Pacyna.
3. Dubiel M.: „Przemiany fazowe w stopach modelowych z chromem imitujących osnowę zahartowanych stali konstrukcyjnych i nierdzewiejących”. Praca doktorska, AGH Kraków, 1996. Promotor: J. Pacyna.

4. Pacyna J.: Nowe stale o wielkiej hartowności, wielkiej wytrzymałości i wielkiej odporności na pękanie”, *Inżynieria Materiałowa* , nr 6 (137), listopad-grudzień 2003, s. 353÷356.
5. Pacyna J.: „Optymalizacja parametrów odpuszczania wstępnego dla zwiększenia odporności na pękanie stali szybko tnących”, V Ogólnopolska Konferencja Naukowa „Materiały Narzędziowe”, Gliwice - Zakopane, 2÷4.XII 1993r., s.162÷170.
6. Pacyna J.: „Metaloznawstwo pękania stali narzędziowych”, *Zeszyty Naukowe AGH, Metalurgia i Odlewnictwo*, 120, 1988.
7. Adrian H.: „Model termodynamiczny wydzielania węglikoazotków w stalach niskostopowych o podwyższonej wytrzymałości z zastosowaniem do badań hartowności”, AGH Kraków, *Rozprawy monograficzne*, nr 18, 1995r.
8. Bungardt V.K., Kind K., Oelsen W.: „Die Löslichkeit des Vanadinkarbids im Austenit“, *Archiv für das Eisenhüttenwesen*, nr 27, 1956r., s.61÷66.