ZESZYTY NAUKOWE POLITECHNIKI ŚLASKIEJ

-Seria: MECHANIKA z. 23

1965 Nr kol. 137

ADOLF MACIEJNY Katedra Metalognawstwa

BADANIA FRAKTOGRAFICZNE ODPUSZCZANEJ STALI ZAWOROWEJ KRZEMOWO-CHROMOWEJ H9S2

Streszczenie. Przeprowadzono badania na mikroskopie elektronowym mikrostruktury przełomów próbek udarno-Sciowych stali zaworowej krzenowochromowej gatunku H9S2, wyżarzanej oraz hartowanej 1 odpuszozanej 1.10 różnych temperaturach. Obserwaoje prowadzono przy zastosowaniu replik natrycowych "kolodium-węgiel" oraz bezpośrednich replik węglowych, ekstrakcyjnych, wykonywanych na przełomach trawionych. Otrzymane wyniki umożliwiły powiązanie przebiegu zmian udarności i twardości badanej stali pod wpływem temperatury odpuszczania ze zmianami w substrukturze fazy & oraz przebiegiem procesów wydzielania weglików. Podjęto próbę określenia przyczyn występowania kruchości w odpuszczanej stali H9S2.

1. Water

Badania fraktograficzne rozwinęły się początkowo jako metoda makroskopowa, pozwalająca klasyfikować przełomy na podstawie ich wyglądu przy obserwacji gołym okiem lub pod lupą. Określone w wyniku tych badań pojęcia złomu kruchego, ciągliwego, jedwabistego, matowego itp. mimo, że niejednokrotnie bardzo przydatne w praktyce przemysłowej nie pozwalają jednak na pełne powiązanie mechanizmu rękania materiału z jego mikrostrukturą oraz własnościami mechanicznymi. Możliwość taką stworzyły dopiero badania mikrostruktury przełomów, początkowo za pomocą mikroskopu świetlnego [1, 2], a następnie elektronowego, który okazał się szczególnie przydatny do badań fraktogra-

12.

fioznych ze względu na ok. 1000-krotnie większą od mikroskopu świetlnego głębię ostrości [3, 4, 5].

W badanisch przełomów za pomocą mikroskopu elektronowego wykorzystuje się głównie metodę replik matrycowych z zastosowaniem jako matrycy kolodium względnie folii aluminiowej. Kontrast oraz przestrzenność odwzorowania przełomu otrzymuje 8 1ę przez cieniowanie matrycy lub repliki pod katem 30:45° w jej dwóch wzajemnie prostopadłych położeniach. Wadą replik matrycowych jest możliwość wystepowania błędów odwzorowania w W.Yniku zbyt dużego reliefu badanej powierzohni oraz znieksztalcania matryoy podczas jej oddzielania [6]. Znaoznie dokladniejsze odwzorowanie szczegółów przełomu dają bezpośrednie repliki weglowe, których preparatyka jest jednak znacznie trudniejsza, w szozególności zaś badana powierzchnia po oddzielepiu repliki zostaje zniszozona [7]. W badaniach przełonów szczególnie przydatna okazuje się metoda obserwacji stereoskopowej.

Detychozasowe badania fraktograficzne z zastosowaniem **D1**kroskopu elektronowego, mimo że stosunkowe liczne, nie pozwalają jeszcze na zbytnie uogólnienia teoretyczne. Wynika to m.in. z faktu, że dla danego metalu ozy stopu przebieg peknięcia i charakter przełomu zależą od wielu czynników w tyn glównie temperatury, szybkości działania naprężeń, wielkości i orientaoji ziarn, warunków wytopu, rodzaju i stopnia przeróbki plastycznej jak również innych oddziaływań [6]. Podstawę do rozważań odnośnie mikrostruktury przełonów oraz nechanizmu i przebiegu pękania materiału stanowią współczesne 0siągnięcia fizyki olała stałego w szczególności zagadnienia przemieszczania się i wzajemnego oddziaływania na siebie defektów budowy krystalicznej oraz związanych z tym zjawisk deformacji plastycznej i zaniku spójności materiału [8, 9, 10].

2. Podział i charakterystyka przełomów na podstawia badań mikroskopowych

Wszystkie występujące w ciałach krystalicznych przeżony można podzielić na dwie grupy [7]:

- międzykrystaliczne (międzyziarniste) przebiegające po granicach ziarn;
- transkrystaliozne, w których pęknięcie przebiega poprzez ziarna.

Dotychozasowe badania fraktograficzne na mikroskopie elektronowym pozwoliły w każdej z tych grup przełomów wyodrębnić szereg odmian w zależności od mechanizmu tworzenia się i przebiegu pęknięcia oraz całego zespołu towarzyszących mu zjawisk [6. 11. 12].

Przeżow miedzyziarnisty

Jak wykazały badania, przy pękaniu w temperaturach otoczenia prawie nie spotyka się przełomów całkowicie międzyziarnistych; zawsze pewna część przełomu ma charakter transkrystaliczny [13]. Przełom międzyziarnisty występuje głównie w temperaturach obniżonych; w temperaturze otoczenia spotyka się go raczej rzadko i wtedy charakteryzuje stan kruchy materiału. W warunkach działania naprężeń dynamicznych pękanie międzyziarniste przypisuje się głównie jednemu z dwóch czynników: wydzieleniom cząstek kruchej fazy na granicach ziarn względnie segregacji składu chemicznego ziarna [14].

Pierwszy przypadek jest charakterystyczny m.in. dla stali austenitycznych Cr-Ni, w których wydzielenie się węglików 00 najmniej na ok. 50% powierzchni ziarn wywołuje zjawisko icruchości. Przełow przebiega wtedy zarówno przez powierzchnię rozdziału "węglik-osnowa" jak również transkrystalicznie D0przez płytki weglików [15, 16]. Badania molibdenu zawierającego álady tlenu, azotu lub węgla wykazały, że jego kruchość spowodowana jest również wydzieleniem bardzo cienkiej otoczk1 nowej fazy na granicach ziarn - nie ujawniającej się na sgladach, lecz wykrywalnej jedynie przy szozegółowych badaniach netalograficznych przełomów [17]. W znacznej ilości przełomów

. 59

wykazujących charakter międzyziarnisty nie udaje się jednak ujawnić obcej fazy na granicach ziarn. Przykładem może tu być zjawisko kruchości w miedzi zawierającej antymon [18] oraz w żelazie z zawartością tlenu [15, 19], jak również kruchość odpuszczenia w stalach stopowych [15, 20]. Badania mikroskopowe w tych przypadkach nie wnoszą zbyt wielu danych, gdyż powierzchnia przełomu jest prawie pozbawiona szczegółów.

Przełom międzyziarnisty może powstać również pod działanian naprężeń statycznych np. przy pełzaniu materiału w podwyższonych temperaturach. W tym przypadku jednak istotne znaczenie me budowa granic ziarn jak również przemieszczanie się i wzajemne oddziaływanie na siebie defektów budowy krystalicznej [21, 22].

Przełon transkrystaliczny - oiagliwy

Przełom oiągliwy określany również jako odkształcony powstaje w warunkach, gdy wytrzymałość kohezyjna na płaszczyznach krystalograficznych usytuowanych w kierunku przebiegu pęknięcia jest wyższa od oporu plastycznego poślizgu na płaszczyznach przecinających kierunek pękania [14]. Badania na mikroskopie elektronowym przełomów ciągliwych wykazują, że mogą one mieć dwojaką postać:

a) Przełom ciągliwy odkształcony o powierzchni ukształtowanej w postaci systemu "dołków" i "wzgórków" o kształtach 28okrąglonych, w środku których występują najczęściej wtrącenia obcej fazy. Powierzchnie ozasz wspomnianych utworów wykazuja zazwyczaj ślady znacznego odkształcenia plastycznego. Stwierdzono, że wtrącenia tkwiące w obrębie globulitycznych utworów .są zaczątkiem mikropęknięć w wyniku spiętrzenia się na nich dyslokacji i związanego z tym wzrostu naprężeń [11]. Jak dotąd nie udało się stwierdzić jednoznaoznie czy odkształcenie plastyczne zachodzi przed - czy też po pojawieniu się mikropęknięć [6, 11]. Omawiany rodzaj przełomu występuje najozęściej w stalach austenitycznych i jak stwierdzono pęknięcie rozpoczyna się i rozprzestrzenia głównie po płaszozyznach [111] [11, 23].

Badania fraktografiozna odpuszczanej stali zaworowej ...

b) W pewnych przypadkach powierzchnia przełonu wykazuje budowę "łuskową" przy czym w znacznie mniejszym stopniu niż w omówionym poprzednio przypadku obserwuje się powierzchniowe odkształcenie plastyczne, jak również oddziaływanie wtraceń i wydzieleń na zapoczątkowanie pęknięcia [7, 11, 23]. Tego rodzaju pękanie występuje najczęściej w metalach 1 stopach o sieci regularnej, przestrzennie centrycznej np. w ferrycie. Uważa się, że mechanizm pękania - w wynikuk którego powstaje przełom ciągliwy o budowie "łuskowej" - polega na poślizgu, a następnie dekohezji i pojawieniu się mikropęknięć w płaszczyznach {100}; polączenie się mikropęknięć przez ścięcie dzieląoych je ścianek daje charakterystyczny wygląd przeżonu w D0staoi zachodzących na siebie łusek. Za hipotezą tą przenawia fakt, że płaszczyzny $\{100\}$ w żelazie α i stali wykazuja najniższą energię powierzchniową rzędu 2000 ergs/om² [10] " Ponadto stwierdzono, że na płaszozyznach tych gronadzi sie wiekszość zanieczyszczeń [24, 25]. Jak wynika z tego. przełon transkrystaliczny, ciągliwy o budowie łuskowej jest inicjowany odkaztałceniem plastycznym-poślizgiem, lecz pękanie samo przebiega w zasadzie wzdłuż określonych płaszczyzn krystalograficznych, co fadaje mu charakter zbliżony do przełonu transkrystalicznego rozdzielozego.

Przełon transkrystaliozny - rozdzielozy

Istotą tego przełonu jest przebieg pęknięcia wzdłuż określonych płaszozyzn krystalograficznych ziarna. W monokryształach o prawie idealnej budowie wewnetrznej, powierzchnie rozdziału są płaszczyznami w pełnym tego słowa znaczeniu: np. . nice różnice wysokości powierzchni rozdziału w promieniu rzędu milimetrów nie przekraozają ok. 30 Å [26]. Tego rodzaju przypadki należą jednak do rzadkości i przy badaniu mikroskopowym przeważającej większości ciał zarówno mono - jak i polikrystaliczaych powierzchnie przełonu ciągliwego wykazują oharakterystyczne nieciągłości - uskoki, występujące w postaci tzw. "rzek" przecinających często całe ziarno [14], względnie krótkich, ostrych wzniesień lub zagłębień tzw. "języczków" [6, 7]. Występowanie tych nieciągłości, szczególnie pierwszego

rodzaju, oznacza śe pęknięcie nie przebiegało w jednej płaszczyśnie krystalograficznej, lecz następował jego przeskok z jednej płaszczyzny na drugą przez ścięcie lub wtórne pęknięcie dzielących je ścianek.

Wykazano, że efekt ten występuje przy natrafieniu frontu peknięcia na dyslokację śrubową, przy czym wysokość powstająoego uskoku jest proporojonalna do wielkości wektora Burgersa. Przy przecięciu kilku dyslokacji śrubowych tego samego znaku, wielkość uskoku ulega zwielokrotnieniu - przy dyslokaojach o znakach przeciwnych następuje natomiast redukoja wielkości uskoku lub nawet jego zanik [14]. Praktyczne znaczenie onawianego zjawiska polega na tym, że do powstania uskoku - rozdarcia ścianek dzielących płaszczyzny krystalograficzne, w których rosprzestrzenia się pęknięcie - wymagany jest dodatkowy nakład energii, w wyniku ozego wzrasta udarność materiału [27, 28, 29]. Przy powstawaniu uskoków współdziałają nie tylko dyslokacje śrubowe już istniejące W Nateriale, lecz również tworzące się przed frontem pęknięcia o ile tylko szybkość pękania jest dostatecznie mała lub temperatura odpowiednio wysoka [27, 29]. Powstawanie omawianych uskoków (tj. w postaci tzw. "rzek") obserwuje się szczególnie dobitnie na granicach niskokątowych, utworzonych s dyslokacji śrubowych [14]. Wykazano, że dyslokacje krawędziowe, a tym samym również utworzone z nich granice niskokątowe wpływają jedynie na zmianę kierunku rozprzestrzeniania się pęknięcia nie zmieniejąc wielkości energii potrzebnej do rozdziału [29].

Odnośnie uskoków w postaci tzw. "języczków", występujących często na powierzchni przeżonu rozdzielczego stali zawierających fazę & (feryt, martenzyt), przypuszcza się, że powstają one na powierzchni granicznej bliźniaków, tworzących się przed frontem pęknięcia. Wykazano, że kąt nachylenia powierzchni granicznej bliźniaków do powierzchni rozdziału na przeżomie wynosi ok. 30+35° [6, 15, 16].

Należy podkreślić, że w warunkach praktycznych rzadko spotyka się w metalach przełom idealnie rozdzielczy. Wzrost tenperatury oraz zmniejszenie szybkości działania naprężeń

sprzyjają pojawieniu się pewnej deformacji plastycznej na powierzchni rozdziału, a przełoń taki określa się często jako "rozdzielozy - odkaztałcony" [6].

3. Przeżom rozdzielczy w stalach

Oprócz omówionych czynników wpływających na wystepowanie 1 charakter przeżonu rozdzielczego w metalach i stopach.w przypadku stali należy uwzględnić ponadto, że jest to materiał polikrystaliczny orąz zawierający bardzo często więcej niż jedną faze..Rozdrobnienie ziarn i związche z tyn zwiekszenie sumarycznej powierzchni ich granic wpływa na wzrost energii D0trzebnej do rozprzestrzeniania się pęknięcia w wyniku różnio orientacji i powstawania uskoków na granicach niskokatowych utworzonych z dyslokacji śrubowych [14]. Charakterystyczną cacha przełomu rozdzielczego w ciałach polikrystaliczzych jest czeste zarodkowanie mikropeknieć przed czołem pekniecia głównego i rozchodzących sie promieniowo w różnych płaszczyznach krystalograficznych, w wyniku czego po ich połączenia powierzohnia przełówu charakteryzuje się znacznymi uskokami [30, 31]. Stwierdzono, że w siałach polikrystalicznych istnieje zawsze pewna ilość ziarn o orientacji niekorzystnej dla przebiegu przeżonu rozdzielozego, czego efektem jest, że nawet w. tenperaturach 78° K w ziarnach tych obserwuje się odkeztałcenie plastyczne 1 przeżon o charakterze ciągliwym [30].

Badania nad występowaniem przełomu rozdzielczego w stalach wykazały zróżnie owanie zachowania się poszczególnych produktów rozpadu austenitu. Szczegółowe doświadozenia przeprowadzono m.in. na stali 0,56% C, austenityzowanej na wielkość ziarna Nr 7 wg ASTM, a następnie chłodzonej celem otrzymania perlitu, bainitu górnego, bainitu dolnego i martenzytu. Próbki o tych strukturach odpuszczano dla uzyskania jednakowej twardości i łamano w 78°K, a przełomy obserwowano na mikroskopie elektronowym [14]. Uzyskane w tych badaniach wyniki przedstawiają się następująco:

Przeżom rozdzielozy w perlicie nie zależy od wielkości płytek cementytu ani też bloków ferrytu, przebieg powierzchnircz-

działu uwarunkowany jest wielkością wyjściowego ziarna austenitu i zazwyczaj przecina kilka kolonii perlitu. Podobnie i w bainicie górnym pęknięcia przebiegają przez bloki i ziarna fasy α, ulegając jedynie pewnym odchyleniom na wydzieleniach węglików. W każdym przypadku jednak wielkość pojedynozych płaszczyzn rozdziału zależy od wielkości ziarna austenitu.

W przeciwieństwie do tego w stalach o strukturze dolnego bainitu i martenzytu przebieg pękania zależy głównie od ziarnistości produktów rozpadu austenitu - igły bainitu i martensytu warunkuja wielkość powstających, elementarnych powierzchni rozdziału, które tym samym są o wiele mniejsze niż w perlicie i bainicie górnym. Ponadto w przypadku struktur odpuszozania bainitu dolnego i martenzytu, obserwuje się również pekanie międzyziarniste pomiędzy ziarnami fazyd. W stalach zahartowanych, niecdpuszczanych obserwuje się często nawet do 50% przełomu międzyziarnistego po granicach ziarn austenítu szczątkowego; efekt ten zanika po odpuszczeniu.

Z przytoczonych rozważań wynika, że w perlicie i bainicie górnym wzrost ciągliwości stali można uzyskać przez rozdrobnienie ziarna austenitu, w strukturach iglastych zmniejszenie kruchości można osiągnąć przez zmniejszenie ziarn – igież fazy α , na co można wpływać również innymi sposobami niż tylko rozdrobnieniem ziarna austenitu.

4. Badania własne

4.1. Cel i zakres badań

W pracy podjęto próbę określenia współzależności pomiędzy mikrostzukturą przełomów próbek udarnościowych stali zaworowej krzemowo-chromowej gatunku H9S2 – uwarunkowaną zmianami w substrukturze fazy α oraz przebiegiem procesów wydzielenia węglików przy odpuszczaniu – a występowaniem zjawiska kruchości tego materiału. W szczególności chodziło o określenie przyczyn obniżenia udarności po różnych obróbkach cieplnych i ustalenie na tej podstawie optymalnych zabiegów. Praca obejmowała próby udarności uzupełnione pomiarami twardości oraz badenia fraktograficzne na mikroskopie elektronowym.

4.2. Material do badań i obróbka cieplna

Badania przeprowadzono na stali gatunku H9S2 dostarozonej w postaci prętów ciągniowych Ø 18 i zmiękczonych, o następującym składzie chemicznym:

Tablica 1

Skład chemiczny badanej stali

B. HARRISCH, S		Zawartość składników [%]							
Material	C	Mn	S1	P	S	Cr	N1		
Stal H9S2	0,38	0,41	2,43	0,018	0,010	8,46	0,22		

Calość badań przeprowadzono na próbkach udarnościowych MESNA-GERa o wymiarach: 10x10x55 mm z karben 2 mm. Przeprowadzono również porównawcze, uzupełniające próby udarności na próbkach o wymiarach 9 8x100 z karbem 1 mm.

Próbki hartowano w oleju z temperatury 1080°C przy czasie austenityzacji 2 godzin. Odpuszczanie prowadzono w zakresie temperatur 100÷800°C co 50°C w czasie 3 godzin z następnym chłodzeniem w wodzie, powietrzu oraz z piecem. Dla każdego wariantu temperatury odpuszczania oraz warunków chłodzenia stosowano po 3 próbki.

W badaniach uzupełniających stosowano ponadto próbki hartowane w oleju z temperatury 1120°C przy czasie austenityzacji 2 godzin z następnym odpuszczaniem w 400 i 450°C w czasie 3 godzin. Próbki te poddawano próbom udarności w temperaturach otoczenia jak również i obniżonych przy zastosowaniu wymrażania w ciekłym azocie.

4.3. Przebieg bedań

Obrobione cieplnie próbki poddano próbom udarności na młocie CHARPY o maksymalnym zakresie pracy L = 30 KGm przy nastawieniu na 15 KGm i rozstawie podpór l = 40 mm. Po przeprowadzeniu prób, powierzchnie przełomów pokryto warstewką kolodium celem ochrony przed korozją.

Na powierzchniach bocznych próbek MESNAGERa przeprowadzono pomiary twerdości metodą VICKERS'a przy obciążeniu 5 KG.

Preparaty do badań na mikroskopie elektronowym przygotowano dwoma sposobami:

Repliki węglowa, matrycowe wykonano nanosząc na powierzchnię przełomu warstwę kolodium o stężeniu 1%, a następnie - 20%. Po wyschnięciu powstałą matrycę oddzielono i trawiono w 10% roztworze H₂SO₄ w wodzie destylowanej, celem usunięcia zanieczyszczeń. Wysuszoną matrycę cieniowano ohromem pod kątem 30° w dwóch wzajemnie prostopadłych ustawieniach, a następnie napylono węglem celem otrzymania repliki właściwej. Po rozpuszczeniu matrycy i naniesieniu preparatów na siateczki nośne, przystąpiono do obserwacji mikroskopowych przy powiększeniach od 3 do 20 tysięcy razy.

Repliki węglowe, ekstrakcyjne zostały wykonane na powierzchniach przełomów wytrawionych uprzednio w odczynniku o składzie chemicznym: 2g Fe Cl₃ + 2cm³HCl + 98 cm³ C₂H₅OH; Wytrawione przełomy napylono węglem pod kątem 45% przy trzech ustawieniach próbki, co miało na celu uzyskanie ciągłej błonki węglowej oraz pewnego efektu "samocieniowania". Oddzielanie replik przeprowadzono metodą elektrolityczną w 10% roztworze HCl w wodzie destylowanej przy parametrach prądowych: 20V 1 1,2A/cm². Otrzymane w ten sposób preparaty obserwowano w mikroskopie elektronowym przy powiększeniach 3÷50 tysiędy razy jak również poddano badaniom dyfrakcyjnym.

5. Wyniki badah

5.1. Badania twardości

Po zahartowaniu z temperatury 1080° C w oleju twardość próbek wynosiła średnio ok. 565 HV, zaś hartowanych z 1120° C - 485 HV. Odpuszczanie w temperaturach do 350°C wpływa na stopniowy spadek twardości do ok. 530 HV, która w zakresie 350+450°C wzrasta powyżej wartości uzyskanych po zahartowaniu, osiągając ok. 585 HV. Po przekroczeniu wartości maksymalnych w 450°C, twardość z temperaturą odpuszczania intensywnie maleje do wartości ok. 320 HV po odpuszczeniu w 600°C oraz ok. 250 HV -- w 750°C (rys. 1).



Rys. 1. Wpływ temperatury odpuszczania na twardość stali H9S2

5.2. Badania udarności

Udarność badanej stali wynosiła odpowiednio:

- w stanie zniękozonym ok. 2,5+3,5 KGm/om²,
- po hartowaniu z 1080°C ok. 2 KGm/cm²,
- po zahartowaniu z 1120°C poniżej 2 KGm/em².

Przebieg zmian udarności w zależności od temperatury odpuszczania oraz warunków chłodzenia po odpuszczeniu przedstawiono na rys. 2. Jak wynika z przebiegu krzywych sposób chłodzenia nie wpływa w większym stopniu na udarność, jak równie. na zakres temperatur kruchości badanej stali. Przy odpuszczaniu do 300°C udarność wyraźnie wzrasta, osiągając maksymalne wartości ok. 3,5 KGm/om²; wzrost ten jest tym większy im wolniejsze chłodzenie po odpuszczaniu. Odpuszczanie w zakresie 350÷550°C powoduje znaczny spadek udarności do wartości ok. 1 KGm/om² i niższych. Efekt ten ustępuje dopiero po odpuszczaniu w 600°C i temperaturach wyższych, przy czym wzrost udarności jest tym większy im wolniejsze chłodzenie po zabiegu;



Rys. 2. Wpływ temperatury odpuszczania ca udarność stali H9S2

np. próbki odpuszczane w 700[°]C w czasie 3 godz. wykazały udarność od 2,5 do 5,5 KGm/cm². Najniższą udarność poniżej 1 KGm/cm² stwierdzono w próbkach hartowanych z 1120[°]C i odpuszczanych w 400 oraz 450[°]C po przeprowadzeniu prób udarności w temperaturze ciekżego azotu tj. - 196[°]C.

5.3. Badania fraktografiozne na mikroskopie elektronowym

Obserwacje mikroskopowe replik z przełonów próbek zniękczonych ujawniły ne ogół występowanie pękania transkrystaliczno-rozdzdzielczego; jedynie na ok. 15-20% powierzchni przełomu stwierdzono pękanie transkrystaliczne – ciągliwe z charakterystycz-

Opis rysunków

Nr rys.	Obróbka ciepl- na próbki	Repli- ka	Mikrostruktura przełonu	Powię- kszenie X
3	Zmiękozanie: 850 ⁹ C/3 godz., ohłodzenie z piecem	Matry- cowa	Przełom transkrystaliczny - rozdzielozy; powierzch- nie rozdziału w ferrycie wykazują ozęściowe od- kształcenie plastyczne oraz bardzo nieliczną i- lość uskoków; nieciągłość w środku rysunku - grani- ca byłego ziarna austeni- tu	15 000
4	Hartowanie: 1080 ⁰ C/2 godz., chłodzenie w oleju	Mat ry- cowa	Mikrostruktura przełomu rozdzielozego, charakte- rystyczna dla stali za- hartowanej: na graniozch igieł i bloków marten- zytu bardzo liczne uskoki o różnej głębokości, two- rzące sieć nieregularną	15 000
5	Hartowanie: 1120 ⁰ C/2 godz., chłodzenie w oleju	Matry- cowa	Przełom stali zahartowa- nej z dużą zawartością austenitu szczątkowego, wykazującego częściowo przełom ciągliwy w posta- ci owalnych utworów o wy- raźnych śladach odkształ- cenia plastycznego; miej- scami występuje przełom międzyziarnisty	15 000
6	Hartowanie: 1120°C/2 godz., chłodzenie w oleju; wymrażanie: -196°C/1 godz.	Matry- cowa	Charakterystyczny przełom transkrystaliczny – roz- dzielczy o stosunkowo du- żych uskokach na grani- cach igieł i bloków mar- tenzytu; centralna część obrazu mikrostruktury wy- kazuje cechy przełomu oiągliwego, występującego prawdopodobnie wskutek niekorzystnej orientacji, igieł martenzytu dla po- wstania pęknięcia roz- dzielczego	15 000
7	Hartowanie: 1080 C/2 godz., chłodzenie w oleju; odpuszczanie: 450°C/3 godz. chłodzenie w powietrzu	Eks- trak- cyjna	Przełom ozęściowo trans- krystaliozny - rozdziel- ozy oraz międzyziarnisty po granicach bloków 1 igieł martenzytu, obsa- dzonych wydzieleniami węglików	20 000
8	Hartowanie: 1080°C/2 godz., ohłodzenie w oleju odpuszczanie: 500°C/3 godz. ohłodzenie w powietrzu	Eks- trak- oyjna	Mikrostruktura przełonu jak na rysunku 7, suge- ruje przebieg pękania po granicach ziarn 1 bloków bogstych w wy- dzielenia węglików; miejscami przełom roz- dzielczy o częściowo od- kształconej powierzchni rozdziału	20 000



Rys. 3



· Rys. 5











Rys. 9



R**ys.** 10



Rys. 11



Rys. 12





Opis rysunków

od. tablicy 2

-				
Nr rys.	Obróbka cieplna próbki	Replika	Mikrostruktura przełomu	Powię- kszenie X
9	Hartowanie: 1080°C/2 godz., chłodzenie w oleju odpuszczanie: 550°C/3 godz. chłodzenie w powietrsu	Eks- trak- oyjna	Przełom ozęściowo między- ziarnisty po granioach ziarn fazy α obsadzonych dużymi wydzieleniami wę- glików; pozostała część przełomu ma charakter trans- krystaliczny z pewnym od- kształceniem powierzchni rozdziału oraz uskokami na granicach bloków i nierozpuszczonych węgli- ków	25 000
10	Hartowanie: 1080°C/2 godz., chłodzenie w oleju; odpuszczanie: 400°C/3 godz. chłodzenie w powietrzu	Eks- trak- cyjna	Mikrostruktura przełomu próbki udarnościowej zła- manej w -196°C; przełom po granicach ziarn fazy œ Obsadzonych wydzielenia- mi węglików. Duże iglaste cząstki - igły martenzytu wyrwane z powierzchni przełomu	25 COO
11	Jak na rys. 10	Eks- trak- cyjna	Dyfraktogram ciemnych igiel uwidocznionych, na rys. 10, wykonany metodą dyfrakcji selektywnej przy napięciu anodowym 80 kV; próby identyfika- cji wykazały, że odpo- wiada on fazie z	
12	Hartowanie: 1080°C/2 godz. chłodzenie. w oleju; odpuszczanie: 600°C/3 godz.	Matry- cowa	Przełom transkrystaliozny w fazie or z nieznacznym odkształceniem powierzch- ni rozdziału oraz bardzo licznymi uskokami w po- staci tzw. "rzek" o nie- regularnym falistym przebiegu	15 000
13	Hartowanie: 1080°G/2 godz., ohłodzenie w oleju, odpuszczanie: 700°C/3 godz. ohłodzenie w powietrzu	Matry- oowa	Mikrostruktura przełomu o charakterze transkry- staliczno-rozdzielczym. Ilość nieciągłośći – u- skoków na powierzchni rozdziału zależy od orientacji ziarn ferrytu	5 000
14	Hartowanie: 1080°C/2 godz., chłodzenie w oleju; odpuszczanie: 800°C/3 godz. chłodzenie w oleju	Matry- cowa	Przełom jak na rysunku 1 13; uskoki układają się pasmowo zależnie od orientacji ziarn	5 000

Rys. 13

aymi utworami łuskowymi. Mikrostruktura przełomów odznaoza się wyraźnie zaznaczonymi granicami ziarn oraz pewnym odkształceniem plastycznym powierzchni rozdziału, wykazującej nieliczne, drobne nieciągłości w postaci tzw. "języczków" (rys. 3).

W próbkach hartowanych z temperatury 1080°C oraz hartowanych i odpuszczanych w zakresie do 350°C wystapił przełom transkrystaliczny - rozdzielczy z bardzo licznymi nieciagtościami - uskokami o zróżnicowanej wysokości, tworzącymi sieć nieregularną (rys. 4). Ponadto w pewnych obszarach stwierdzono szczegóły wskazujące na częściowe wystapienie przełomu oiagliwego. Efekt ten zaznaczył się szczególnie wyraźnie po hartowaniu z 1120°C. gdzie na ok. 30% powierzchni przełomu pojawiły się owalne utwory w postaci tzw. "dołków" o czaszach wykazujących wyraźne ślady odkształcenia plastycznego: w obszarach przyległych przełom ma częściowo charakter międzyziarnisty (rys. 5). Wzrost temperatury hartowania do 1120°C wpłynał również na zwiększenie głębokości uskoków oraz przedłużenie ich zasiegu (rys. 6).

Po odpuszozaniu w zakresie 400+550 °C przebieg pękania stali H9S2 jest nader złożony. Z tego względu obserwacje mikroskopowe przy pomocy replik matrycowych okazały się mało przydatne dla przeprowadzenia jednoznacznej interpretacji mikrostruktury przełomów. Zastosowano zatem bezpośrednie repliki weglowe. ekstrakoyjne. Po odpuszózaniu w 450° na granicach bloków 1 igieł martenzytu ujawniono skupienia wydzieleń węglików. W miejscach tych występują nieciągłości-uskoki w przebiegu pekniecia. Przełom ma na ogół charakter miedzyziarnisty po granicach ziarn i bloków, obsadzonych wydzieleniami węglików oraz częściowo transkrystaliczno-rozdzielczy, wzdłuż płaszczyzn krystalograficznych w których brak jest jeszcze wydzieleń (rys. 7).

Podobne efekty zaobserwowano po odpuszczaniu w 500°C, gdzie ponadto widoczne są szczegóły wskazujące na ozęściowe wystąpienie przełomu rozazielczego - odkształownego (rys. 8).

Wzrost temperatury odpuszczania do 550 °C sprzyja wyraźnie występowaniu przełonu międzyziarnistego po granicach fazy &, obsadzonych dużymi wydzieleniami, węglików. Większa część powierzchni przełomu ma jednak charakter transkrystaliczno-rozdzielczy z nieznacznym odkształceniem powierzchni rozdziału i uskokami na granicach bloków oraz nierozpuszczonych w czasie austenityzacji węglików (rys. 9).

Celem bardziej szczegółowego zbadania zjawiska kruchości omawianej stali, przeprowadzono obserwacje mikrostruktury przełomów próbek hartowanych z 1120°C i odpuszozanych w 400°C w ozasie 3 godzin, a następnie poddanych próbom udarności w temperaturze eiekłego azotu tj. - 196°C. Na powierzchni przełomów ujawniono obecność bardzo drobnych wydzieleń węglików oraz lioznych dużych igieł, odpowiadających - jak wykazały badania dyfrakoyjne - wyrwanym z przełomu igłom martenzytu (rys. 10 1 11).

Po odpuszozaniu w 600°C stwierdzono przełom transkrystaliczny-rezdzielozy z nieznacznym odkształceniem plastycznym powierzchni rozdziału (rys. 12). Istotnym jego szozegółem są liczne uskoki, układzjące się w postaci tzw. "rzek" o nieregularnym, falistym przebiegu nie zaobserwowano natomiast występowania wyraźnych granic ziarn.

Pęknięcie w próbkach odpuszczanych w 700 i 800 °C zachowuje transkrystaliozny charakter. Na przeżonie nożna wyróżnić poszczególne ziarna fazy α_i z wyraźnie zaznaczonymi granicami (rys. 13 i 14). Jak wynika z obserwacji mikroskopowych, ilość nieciągłości – uskoków na powierzchni rozdziału zależy w decydującym stopniu od orientacji ziarn fazy α i ich usytuowania do kierunku rozprzestrzeniania się pęknięcia.

6. Dyskusja wyników

Analiza otrzymanych wyników oraz porównanie ich z wcześniejszymi badaniami przemian strukturalnych przy odpuszozaniu stali H9S2 [32, 33], pozwala na określenie niektórych szozegółów nechanizmu pękania i przyczyn występowanie kruchości w badanej stali.

W próbkach zmiękozonych o strukturze skoagulowanego perlitu badania mikroskopowe na zgładach nie ujawniają wyraźnych granio ziarn ferrytu [32]. Występujące zatem na przełomach granice ziarn (rys. 3), odpowiadają najprawdopodobniej istniejącym w austenicie. Stosunkowo niska udarność badanej stali w stanie wyżarzonym jest wynikiem pękania transkrystalioznorozdzielczego. Bardzo niewielka ilość uskoków na powierzohni rozdziału wskazuje na niedobór w ferrycie defektów, przypuszczalnie układów dyslokacji śrubowych, które sprzyjają zwiększeniu energii potrzebnej do złamania. Nie obserwuje się również wpływu cząstek węglików na rozprzestrzeniania się pęknięcia.

Po hartowaniu występuje charakterystyczny przełom rozdzielczy z bardzo licznymi nieciągłościami, przypuszczalnie na granicech bloków i ziarn martenzytu, który to efekt zgodnie z przytoczonymi w części teoretycznej wywodami, winien sprzyjać zmniejszeniu kruchości. Wzrost udarności z temperaturą odpuszczania w zakresie do ok. 350°C nie znajduje odzwierciedlenia w mikrostrukturze przełomu; można go natomiast uzasadnić spadkiem naprężeń oraz częściowym wydzieleniem węgle z martenzytu [32].

Obecność w strukturze austenitu szczątkowego zaznacza się częściowym wystąpieniem przeżomu ciągliwego (rys. 5 1 6). Jednakże wzrost ilości tej fazy z temperaturą hartowania nie wpływa na wzrost udarności a nawet ją obniża, co można wyjaśnić częściowym przebiegiem pękania po granicach ziarn austenitu szczątkowego (rys. 5).

Po odpuszczaniu w zakresie $350 \div 550$ °C badana stal wykazuje kruchość o charakterze nieodwracalnym tj. nie dającą się usunąć zwiększoną szybkością chłodzenia z temperatury odpuszczania. Obserwuje się nawet wzrost udarności przy powolnym studzeniu, spowodowany prawdopodobnie zmniejszeniem naprężeń wewnętrznych. Nie ujawniono natomiast żadnych istotnych różnic w mikrostrukturze przełomów próbek chłodzonych z różną szybkością. Przebieg pękania ma częściowo charakter międzyziarnisty – po graniczch bloków i ziarn fazy α , częściowo zaś transkrystaliczny-rozdzielczy, przy czym powierzchnie rozdzia-

łu wykazują ślady odkształcenia plastycznego (rys. 819). Kruchość materiału po odpuszczaniu w omawianym zakresie wynika najprawdopodobniej ze zmniejszenia sił kohezji na granioaoh ziarn i bloków wskutek pojawnienia się wydzieleń węglików,gromadzących się szozególnie w tych obszarach [32]. Zjawiska te poprzedzane sa wzrostem twardości materiału (rys. 1). "Oslabienie" granic ziarn i bloków martenzytu w wyniku procesów wydzieleniowych potwierdziły badania udarności oraz fraktograflozne próbek hartowanych z 1120°C 1 odpuszczanych w 400 1 450°C na których przeprowadzono próby udarności w temperaturze -196°C. Zmniejszenie sił spójności na granicach igieł martenzytu jest w tych warunkach tak znaozne, że poszozególne igly i bloki można było wyrywać z powierzchni przełomu i osadzać na replikach ekstrakcyjnych (rys. 10 1 11).

Wzrost udarności po odpuszczaniu w 600°C znajduje pełne uzasadnienie w mikrostrukturze przełomów (rys. 12). Nie obserwuje się już pękania międzyziarnistego lecz transkrystalioznorozdzieloze z ozęściowo odkaztałconą powierzohnią rozdziału. Na granicach bloków řazy & jak również w ich obrębie występuja liozne uskoki, świadozące o znacznym zdefektowaniu struktury, co sprzyja wzrostowi udarności. Efekt ten jak również brak wyraźnych granic ziarn pozwala przypuszczać, że w strukturze nie zaszły jeszoze procesy rekrystalizacji. Falisty przebieg nieciągłości na powierzchni przełomu jest m.in. przypuszozalnie wynikiem oddziaływania skoagulowanych wydzieleń węglików.

Po odpuszczaniu w 700 i 800°C w mikrostrukturze przełomów ujawniają się wyraźnie ziarna ferrytu wskazujące na przebieg rekrystalizacji. Powstanie nieciągłości – uskoków uwarunkowane jest orientacją ziarna do kierunku rozprzestrzeniania się pęknięcia (rys. 13 i 14). Przyjmując zgodnie z danymi piśmienniotwa [14], że o powstaniu uskoków decyduje obecność, dyslokacji śrubowych oraz uwzględniając ich wpływ na przebieg pękania – można wysunąć pogląd, że ziarna pozbawione uskoków odznaczają się układem dyslokacji śrubowych o wektorze BUR-GERSa leżącym w przybliżeniu w płaszczyźnie rozdziału, podczas gdy warunkiem wystąpienia uskoków jest, by wektor ten był pro-

stopadły do kierunku pękania. Stwierdzono, że po odpuszozaniu w 700 1 800°C ziarna o gładkiej powierzchni rozdziału były stosunkowo nieliczne. Znajduje to potwierdzenie w udarności znaoznie wyższej niż dla stali zmiękczanej, w której ilość nieciągłości na powierzchni przełomu jest znacznie mniejsza (rys. 3).

7. Waloski

Z przeprowadzonych badań wynikają pastępujące wnioski:

Stal zaworowa krzemowo-chromowa po wyżarzeniu zmiękczająoym, wykazuje na ogół przełom transkrystaliczny-rozdzielczy o ozęściowo odkształconej powierzchni rozdziału. Jej stosunkowo niska udarność jest wynikiem uzależnienia wielkości pojedynczych płaszczyzn rozdziału od wielkości wyjściowego ziarna austenitu oraz braku hamującego oddziaływania defektów budowy krystalicznej fazy α jak również wydzieleń węglików na przebieg pękania.

Wzrost udarności przy odpuszczaniu w temperaturach do ok. 350°C nie ma odpowiednika w zmianie mikrostruktury przełomów 1 jest najprawdopodobniej uwarunkowany częściowym wydzieleniem węgla z martenzytu i związanym z tym spadkiem naprężeń wewnętrznych.

Obniženie udarności badanej stali ze wzrostem temperatury hartowania jest wynikiem częściowego pękania po granicach ziern austenitu szczątkowego oraz zmniejszenia się sumarycznej powierzchni granic ziarn i bloków martenzytu, sprzyjających powstaniu nieciągłości na powierzchni przełomu, a tym samym zwiększeniu energii potrzebnej do rozprzestrzenienia pęknięcia.

Kruchość stali H9S2 po odpuszczaniu w zakresie temperatur 350-550°C jest wynikiem znacznego osłabienia "spójności" granic ziern i bloków martenzytu na skutek pojawienia się na nich wydzieleń węglików; sprzyja to występowaniu przełomu międzyziarnistego, szczególnie w temperaturach obniżonych.

Najwyższą udarność uzyskuje stal po odpuszozaniu w zakresie 600÷800⁰C, występuje wtedy przełom transkrystaliczny-rozdzielozy o częściowo odkształconej powierzchni rozdziału z bardzo licznymi nieciągłościami - uskokami. Wzrost temperatury odpuszozania w zakresie powyżej ok.600 $^{\circ}$ C sprzyja stopniowemu zanikowi zdefektowania fazy α oraz wykształcaniu w niej wyraźnych granic ziarn. Upodabnia to strukturę ulepszenia cieplnego do uzyskiwanej po zmiękczaniu, a tym samym obniża udarność stali.

LITERATURA

- [1] Zapffe C.A.: J. Iron Steel Inst. 1946, nr 154, str. 123.
- [2] Zapffe C.A., Worden C.O.: Trans. Amer. Soc. Metals 1951, nr 43, str. 958.
- [3] Mahl H.: Metallforsch, 1947, or 2, str. 186.
- [4] Hunger J., Pawlek F.: Arch. Metallkunde 1947, ur 1, str. 385.
- [5] Werner O., Hunger J.: Arch. Eisenhüttenwesen 1956, nr 27, str. 645.
- [6] Nestler C.G.; Günther F.W.: Arch. Eisenhüttenwesen 1959, nr 3, str. 161.
- [7] Eysymontt J.: Zeszyty Naukowe Politechniki Śl. Mechanika 16, Gliwice 1962, str.25.
- [8] Cottrell A.H.: Theoretical Aspects of Fracture, Conference on Fracture, Massachusetts - USA, April 1959, National Academy of Sciences.
- [9] Hahn G.T., Averbach B.L. i inni: Initiation of cleavage microcracks in polycrystalline iron and steel, Conference on Fracture, Massachusetts - USA, April 1959, National Academy of Sciences.
- [10] Allen N.P.: The mechanism of the brittle fracture of metals, Conference on Fracture, Massachusetts - USA, April 1959, National Academy of Sciences.

- [11] Plateau J., Henry G., Crussard C.: Revue Universelle de Mines - Journées de la mioroscopie electronique, Liege, Octobre 1956. str. 543.
- [12] Dienst W.: Materialpräfung 1960, nr 2, str. 382.
- [13] Homès G.A., Gouzou A.: Rev. Metallurg. Mem. 1952, ar 49, str. 707.
- [14] Low J.R.: A review of the microstructural aspects of cleavage fracture, Conference on Fracture, Messachusetts -USA. April 1959. National Academy of Sciences.
- [15] Plateau J., Henry G., Crussard C.: Rev. Univ. des Mines 1956, nr 12, str. 1.
- [16] Plateau J., Henry G., Crussard C.: Rev. de Met. 1957, nr 54, str. 200.
- [17] Spaoil H.S., Wulff J.: The Metal Molibdenum, A.S.M. Cleveland 1958 r.
- [18] Lean Mc D.: J. Inst. Metals 1952, nr 81, str. 121.
- [19] Low J.R., Feustel R.G.: Acta Metal, 1953, nr 1, str.185.
- [20] Woodfine B.C.: J. Iron Steel Inst. 1953, nr 173, str.229.
- [21] Grant N.J.: Intercrystalline Failure at high temperatures, Conference on Fracture, Massachusetts - USA, April 1959. National Academy of Sciences.
- [22] Gifkins R.C.: Mechanismus of intergranular fracture at elevated temperatures, Conference on Fracture, Massachusetts - USA, April 1959, National Academy of Sciences.
- [23] Crussard C., Plateau J., 1 inni: A Comparison between Ductile and Fatique Fractures, Conference on Fracture, Massachusetts - USA, April 1959, National Academy of Sciences.
- 24 Zener C.: Phys. Rev. 1948, nr 74, str. 639.
- [25] Mo Lean D.: Grain Boundaries in Metals, Oxford University Press 1957. str. 297.

- [26] Tolansky S.: Multiple Beam Interferrometry, Clarendon Press, Oxford 1949.
- [27] Gilman J.J.: J. App. Phys. 1956, nr 27, str. 1262.
- [28] Gilman J.J.: Trans. AIME 1955, nr 203, str. 1251.
- [29] Gilman J.J., Knudsen C., Walsh W.P.: J. App. Phys. 1958, nr 29, str. 601.
- [30] Crussard C. i inni: J.Iron Steel Inst. 1956, nr 183, str. 146.
- [31] Kies J.A., Sullivan A.M., Irvin G.R.: J. App. Phys. 1950, nr 21, str. 716.
- [32] Staub F., Maciejny A.: Hutnik 1964, nr 4, str. 114.
- [33] Staub F., Maciejny A.: Hutnik 1964, nr 6, str. 183.

77

ФРАКТОГРАФИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ОТПЛЩЕННОЙ ХРОМОКРЕМНИСТОЙ КЛАПАННОЙ СТАЛИ (ХЭС2)

Резюме

Проведенн электонномикроскопические наблодения изломов закалённой и отпущенной клацанной стали X9C2. Картины изломов сравнивались с результатами испытаний твердости и ударной вязкости, в различных состояниях термообработки. Представлено влияние субструктуры «-фазы и виделений карбидов на хрушкость стали после отпуска.

MICHOFRACTOGRAPHIC STUDIES OF TEMPERED H9S2 SILICONCHROMIUM STEEL

Microfractographic investigations were carried out on fractures of silicon-chromium value steel after various heat treatments. The results of electron microscopic observations has been compared to the results of hardness and impact tests. It was pointed out that the temper brittleness in investigated steel depends on the changes in substructure of α --phase and precipitation of carbides.