



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

Struktura i własności mechaniczne elementów kutech o zróżnicowanej hartowności ze stali mikrostopowych metodą obróbki cieplno-mechanicznej

J. Adamczyk, M. Opiela, A. Grajcar

Zakład Inżynierii Materiałów Konstrukcyjnych i Specjalnych,
Instytut Materiałów Inżynierskich i Biomedycznych, Politechnika Śląska,
ul. Konarskiego 18a, 44-100 Gliwice, Poland.

Opracowane warunki kucia metodą obróbki cieplno-mechanicznej na podstawie składu chemicznego oraz kinetyki wydzielenia się w austenicie faz międzywęzłowych MX wprowadzonych do stali mikrodotków pozwalają na wytwarzanie elementów kutech, wykazujących po wysokim odpuszczeniu granicę plastyczności $R_{p0.2} > 690$ MPa, wytrzymałość $R_m > 730$ MPa, twardość 210 do 230 HB i energię łamania $KV > 180$ J.

1. WSTĘP

Wymagania stawiane nowoczesnym wyrobom hutniczym spełniają w szerokim zakresie drobnoziarniste stale niskostopowe z mikrodotkami Ti, Nb, V w ilości do około 0,1%, a niekiedy także N i B, osiągające w stanie ulepszonym cieplnie wysoką wytrzymałość i odporność na pękanie w temperaturze obniżonej. Wprowadzone do stali mikrodotki metaliczne o dużym powinowactwie do węgla i azotu tworzą podczas odkształcenia plastycznego stali na gorąco w prawidłowo dobranym zakresie temperatury dyspersyjne cząstki faz międzywęzłowych, oddziałujące na zmniejszenie szybkości zdrowienia i opóźnienie przebiegu rekrytalizacji statycznej oraz ograniczenie rozrostu ziarn austenitu zrekrystalizowanego po zakończeniu obróbki plastycznej na gorąco oraz podczas austenitowania wyrobów w trakcie obróbki cieplnej [1].

Korzyści techniczno-ekonomiczne wynikające z zastosowania tej grupy stali, w pierw do produkcji wyrobów walcowanych, doprowadziły do opracowania składu chemicznego stali mikrostopowych przeznaczonych do wytwarzania elementów kutech dla przemysłu samochodowego, maszyn drogowych, górniczych i innych.

Wysokie własności wytrzymałościowe oraz dużą odporność na pękanie uzyskują elementy kute metodą obróbki cieplno-mechanicznej ze stali mikrostopowych do ulepszania cieplnego. Ta metoda polega na prowadzeniu odkształcenia plastycznego w warunkach kucia dostosowanych do rodzaju wprowadzonych do stali mikrodotków z następnym hartowaniem odkuwek bezpośrednio z temperatury końca kucia, korzystnie po upływie czasu $t_{0.5}$, potrzebnego do utworzenia 50% frakcji austenitu zrekrystalizowanego statycznie. Bezpośrednie hartowanie, zwłaszcza po upływie czasu $t_{0.5}$, ogranicza obróbkę cieplną wyrobów kutech wyłącznie do wysokiego odpuszczania [2].

Stosunkowo mała zawartość w tych stalach węgla i składników stopowych stanowi, że elementy kute metodą obróbki cieplno-mechanicznej poddane następnie wysokiemu odpuszczaniu mają dobrą obrabialność mechaniczną.

Drobnoziarniste stale mikrostopowe mają zaniżoną hartowność, przez co mogą być stosowane na elementy maszyn o stosunkowo małym przekroju. Hartowność tych stali można polepszyć przez wprowadzenie mikrododatku boru w ilości do 0,005%, który oddziałuje skutecznie tylko w stanie rozpuszczonym w roztworze stałym i segregując na granicach ziarn austenitu powoduje zmniejszenie energii tych defektów sieciowych, opóźnia zarodkowanie w przemianie $\gamma \rightarrow \alpha$ i zmniejsza krytyczną szybkość chłodzenia [3]. Pożądany efekt uzyskuje się wyłącznie w przypadku stali o wysokiej czystości metalurgicznej, gdyż ze względu na duże powinowactwo do tlenu i azotu ten pierwiastek wiąże się w ciekłym metalu w tlenek B_2O_3 przechodzący do żużla, a w stanie stałym w stabilny azotek BN. Ten ostatni rozpuszcza się wprawdzie w roztworze stałym lecz wymaga to stosowania wysokiej temperatury austenitowania, w której rozpuszcza się także AlN oraz część faz MX wprowadzonych do stali mikrododatki. Jest to zwykle przyczyną niekorzystnego rozrostu ziarn austenitu i pogorszenia ciągliwości stali.

Tworzeniu się azotku BN można zapobiegać przez wprowadzenie do stali pierwiastka o większym powinowactwie do azotu niż bor. Najbardziej skuteczną osłoną dla boru, bez pogorszenia ciągliwości stali, jest wprowadzenie do kąpieli tytanu w ilości niezbędnej do związania azotu w TiN [4].

2. MATERIAŁ I METODYKA BADAŃ

Przedmiotem badań jest struktura, własności mechaniczne i hartowność stali niskowęglowych z mikrododatki Ti, V, B i N wytopionych z zastosowaniem metalurgii wtórnej i ciągłego odlewania wlewków o przekroju 100x100 mm, kutych metodą obróbki cieplno - mechanicznej. Wlewki po zakrzepnięciu poddano walcowaniu na gorąco na pręty o średnicy 17 mm. Skład chemiczny badanych stali zawiera tablica 1.

Tablica 1

Skład chemiczny badanych stali

Stal	Zawartość składników, % wag.													
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Ti	B	V	Cu	Al _c	N
A	0,21	1,02	0,25	0,018	0,005	0,18	0,07	0,03	0,005	0,002	0,008	0,11	0,024	0,009
B	0,20	1,02	0,25	0,019	0,008	0,20	0,08	-	0,032	0,002	0,040	0,18	0,022	0,006

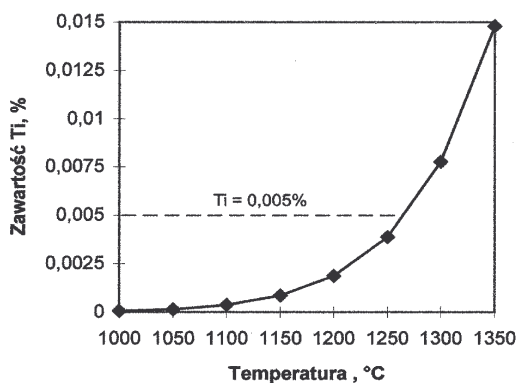
Warunki obróbki cieplno-mechanicznej określono na podstawie składu chemicznego stali oraz kinetyki rozpuszczania się w austenicie faz międzywęzłowych TiN, VN, BN, AlN, korzystając z równania kinetycznego:

$$\log [M][X] = B - A/T \quad (1)$$

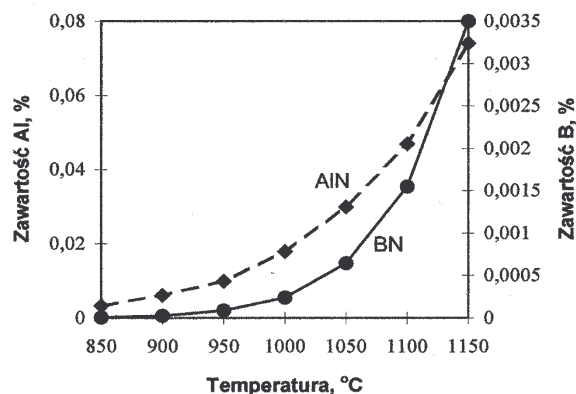
gdzie: [M] i [X] - odpowiednio udziały wagowe mikrododatku metalicznego M-Nb, Ti, V oraz metaloidu X-C, N rozpuszczonego w roztworze stałym w temperaturze T, A i B – stałe, przy czym wartości stałych A i B w tej zależności wynoszą odpowiednio: dla TiN - A = 14400, B = 5; dla VN - A = 7840, B = 3,02; dla BN - A = 13970, B = 5,24 oraz dla AlN - A = 7184, B = 1,79 [1,5].

Przeprowadzone obliczenia wykazały, że w stali A tylko część azotu jest związana w TiN, a pozostała jego część wiąże się w BN, AlN i VN. Całkowite rozpuszczenie TiN w austenicie

tej stali następuje w temperaturze około 1250 °C (rys.1), a BN i AlN odpowiednio w temperaturze ponad 1100 i 1000 °C (rys.2), a VN w temperaturze około 900 °C. Natomiast azot w stali B jest związany zupełnie w TiN i całkowite rozpuszczenie tej fazy w austenicie następuje w temperaturze około 1400 °C. Pozostałe mikrodotadki w tej stali, w tym B i Al znajdują się w stanie rozpuszczonym w roztworze stałym i oddziałują na zwiększenie hartowności.



Rys.1 Krzywa rozpuszczalności azotku TiN w austenicie stali A w funkcji temperatury

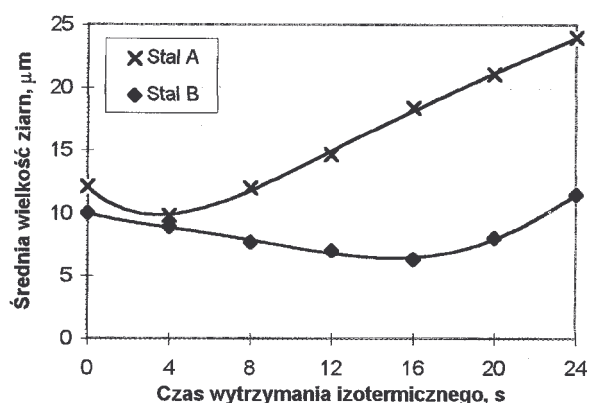


Rys.2 Krzywe rozpuszczalności azotku AlN i BN w austenicie stali A w funkcji temperatury

Temperaturę nagrzewania wsadu dobrano na podstawie pomiarów wielkości ziarna austenitu pierwotnego próbek z obu stali zahartowanych z programowo wzrastającej temperatury austenitizowania. Stal A o małej zawartości mikrodotadku Ti, a stąd małym udziale fazy TiN wykazuje gwałtowny rozrost ziarna austenitu już po przekroczeniu temperatury austenitizowania około 950 °C, natomiast stal B wykazuje tę samą wielkość ziarna po austenitizowaniu próbek w temperaturze 1050 °C, a podwyższenie temperatury do 1150 °C powoduje łagodny rozrost ziarna tej fazy. Oznacza to, że temperatura nagrzewania wsadu do kucia ze stali A nie powinna przekraczać 950 °C, a ze stali B może wynosić nawet 1150 °C. Ze względów technicznych przyjęto temperaturę nagrzewania wsadu obu stali równą 970 °C i temperaturę końca odkształcenia plastycznego przez kucie około 900 °C.

Czas potrzebny dla przebiegu rekrystalizacji statycznej fazy γ po zakończeniu odkształcenia plastycznego w temperaturze końca kucia ustalono na podstawie pomiarów wielkości ziarna austenitu pierwotnego próbek spęczanych w temperaturze 900 °C z szybkością odkształcenia 14 s^{-1} , wytrzymałych w tej temperaturze przed hartowaniem w wodzie przez 0 do 24s (rys.3). Przytoczone na tym rysunku dane wskazują, że austenit stali A uzyskuje najmniejszą wielkość ziarna po wytrzymaniu w tej temperaturze przez 3s, a stali B przez 16s. Wydłużenie tego czasu poza podaną wartość powoduje w stali A wyraźny rozrost ziarna tej fazy, podczas gdy w stali B proces ten zaledwie się zaczyna.

Obróbkę cieplno-mechaniczną zrealizowano przez kucie swobodne odcinków próbnych o średnicy 17 mm i długości 150 mm w zakresie temperatury 970 do 900 °C na pręty o przekroju 12 x 12 mm, które przed hartowaniem w wodzie wytrzymały w temperaturze końca kucia przez 3 lub 16s - odpowiednio dla stali A i B. Pręty zahartowane poddano odpuszczaniu w temperaturze 600 °C przez 1 h.



Rys.3 Wpływ czasu wytrzymania izotermicznego próbek w temperaturze 900 °C na wielkość ziarn austenitu; (szybkość odkształcenia 14 s^{-1} , $\varepsilon = 0,25$)

Badania metalograficzne próbek zahartowanych po odkształceniu plastycznym w wymienionych warunkach przeprowadzono na mikroskopie świetlnym AXIOVERT 405M. W celu ujawnienia wielkości ziarn austenitu pierwotnego próbki wypolerowane trawiono w nasyconym roztworze wodnym kwasu pikrynowego z dodatkiem CuCl_2 w temperaturze około 70°C. Wielkość ziarn austenitu pierwotnego określono przy pomocy automatycznego analizatora obrazu VIDAS. Pomiarów twardości próbek dokonano metodą HRC i HB.

W celu określenia wpływu zastosowanej obróbki cieplno-mechanicznej na własności mechaniczne badanych stali przeprowadzono statyczną próbę rozciągania próbek o średnicy 6 mm i długości pomiarowej 30 mm na maszynie wytrzymałościowej Zwick - typ Z100 oraz próbę udarowości na próbkach Charpy V.

Hartowność obu stali określono na podstawie obliczeń średnicy idealnej D_I zgodnie z procedurą przedstawioną w normie ASTM A 255-89. Według tej normy wkład węgla oraz innych składników stopowych w zwiększenie hartowności stali – idealnej średnicy krytycznej – oblicza się z zależności:

$$D_I = D_{IC} \cdot f_i, \quad (2)$$

gdzie: D_{IC} – idealna średnica krytyczna dla stopu Fe-C o stężeniu węgla do 0,7% i wielkości ziarna austenitu pierwotnego $N = 7$ wg ASTM odczytana z tablic, f_i - współczynniki hartowności poszczególnych składników stopowych o wartości zależnej od ich stężenia. W przypadku stali zawierających mikrodotadek boru najpierw wyznacza się współczynnik BF, równy stosunkowi:

$$BF = D_{Iw} / D_{Io}, \quad (3)$$

gdzie: D_{Iw} - średnica idealna odczytana z tablic dla odległości od czoła próbki Jominy'ego odpowiadającej twardości odpowiadającej 50% udziałowi martenzytu stali o danej zawartości węgla, D_{Io} – średnica idealna obliczona z zależności (2). Następnie oblicza się wskaźnik stopowości stali:

$$AF = D_{Io} / f_C, \quad (4)$$

gdzie: f_C – współczynnik hartowności węgla dla danego stężenia tego pierwiastka w stali. Idealną średnicę krytyczną stali z borem D_{IB} oblicza się z zależności:

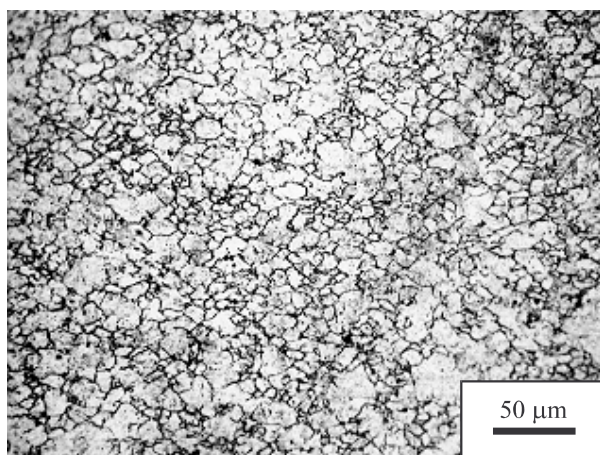
$$D_{IB} = D_{Io} \cdot f_B, \quad (5)$$

gdzie: f_B - współczynnik hartowności boru odczytany z tablic dla obliczonej wartości AF (4) i zawartości w stali węgla.

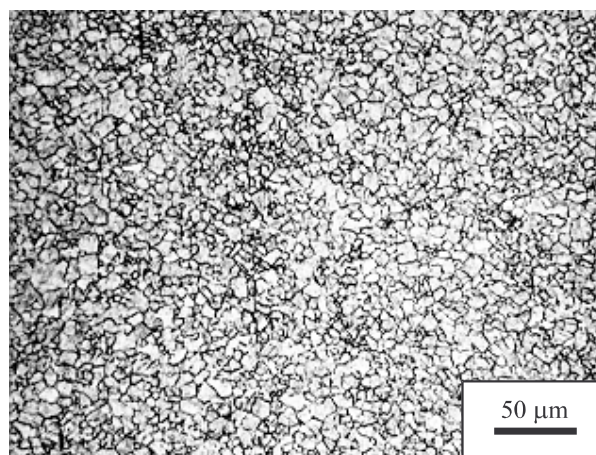
3. WYNIKI BADAŃ

Badania metalograficzne próbek wytworzonych metodą obróbki cieplno-mechanicznej wykazały, że stal A wykazuje w tym stanie wielkość ziarna austenitu pierwotnego około 10

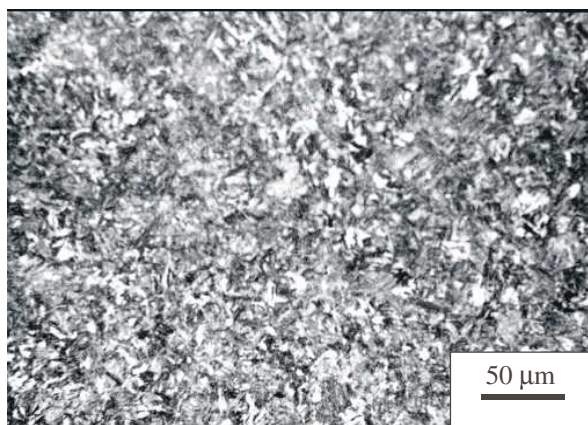
μm , a stal B około $7 \mu\text{m}$ (rys.4 i 5) oraz strukturę martenzytyczno-bainityczną (rys.6 i 7). Jednak wprowadzony do stali A mikrodozodatek boru jest w całości związany w azotek BN i w tym stanie nie oddziałuje na polepszenie jej hartowności. Przeciwnie na hartowność stali B oddziałuje mikrodozodatek tego pierwiastka rozpuszczony w roztworze stałym. Znajduje to wyraz w obliczonej idealnej średnicy krytycznej D_I , która dla stali A wynosi 28 mm. Natomiast obliczona idealna średnica krytyczna stali B uwzględniająca oddziaływanie mikrodozodatku boru wynosi $D_{IB} = 70 \text{ mm}$. Wskazuje to, że stal A jest przydatna do wytwarzania odkuwek o stosunkowo małych, a stal B - o dużych przekrojach.



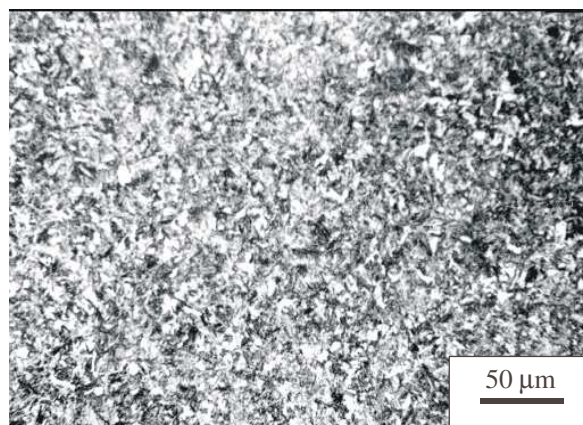
Rys.4 Drobnziarnista struktura austenitu zrekrystalizowanego statycznie; temperatura końca kucia $900 \text{ }^\circ\text{C}$; czas wytrzymania izotermicznego 3s; stal A



Rys.5 Drobnziarnista struktura austenitu zrekrystalizowanego statycznie; temperatura końca kucia $900 \text{ }^\circ\text{C}$; czas wytrzymania izotermicznego 16s; stal B



Rys.6 Martenzytyczno-bainityczna struktura stali A zahartowanej w wodzie z temperatury końca odkształcenia plastycznego $900 \text{ }^\circ\text{C}$ po uprzednim wytrzymaniu w tej temperaturze przez 3s



Rys.7 Martenzytyczno-bainityczna struktura stali B zahartowanej w wodzie z temperatury końca odkształcenia plastycznego $900 \text{ }^\circ\text{C}$ po uprzednim wytrzymaniu w tej temperaturze przez 16s

Twardość odkuwek w stanie obrobionym cieplno-mechanicznie wynosi 42 i 44 HRC – odpowiednio ze stali A i B, natomiast po odpuszczaniu w temperaturze $600 \text{ }^\circ\text{C}$ wynosi odpowiednio 220 i 230 HB, a po odpuszczaniu w temperaturze $650 \text{ }^\circ\text{C}$ – 210 i 215 HB odpowiednio. Badania własności mechanicznych wykazały, że w wyniku zastosowania obróbki cieplno-mechanicznej, a następnie odpuszczania, stale cechuje korzystny zespół

własności mechanicznych. Jak wynika z tablicy 2 stal A po obróbce cieplno-mechanicznej i odpuszczaniu w temperaturze 650 °C uzyskuje umowną granicę plastyczności $R_{p0,2}$ około 669 MPa, wytrzymałość R_m około 735 MPa, wydłużenie A około 22%, przewężenie Z około 70% i odporność na pękanie KV około 190 J. Natomiast stal B po obróbce cieplno-mechanicznej i odpuszczaniu w tej samej temperaturze uzyskuje $R_{p0,2}$ około 745 MPa, R_m około 820 MPa, A około 24 %, Z około 75 % i odporność na pękanie KV ponad 200 J.

Tablica 2

Wyniki badań własności mechanicznych i energii łamania próbek Charpy V pobranych z odcinków próbnych wytworzonych metodą obróbki cieplno-mechanicznej i odpuszczonych

Stal	Sposób obróbki		Własności mechaniczne i energia łamania próbek					
	Warunki kucia	Temperatura odpuszczania, °C	$R_{p0,2}$, MPa	R_m , MPa	A, %	Z, %	KV, J	HB
A	900°C/3s/woda	600	695	770	18	68	186	220
		650	669	735	22	70	189	210
B	900°C/16s/woda	600	775	786	23	70	197	230
		650	745	820	24	75	202	215

4. WNIOSKI

Zastosowana obróbka cieplno-mechaniczna pozwala na uzyskanie drobnoziarnistej struktury austenitu podczas odkształcenia plastycznego stali na gorąco oraz wytworzenie wyrobów kutych uzyskujących po kontrolowanym chłodzeniu z temperatury końca obróbki plastycznej i następnym odpuszczaniu korzystny zespół własności mechanicznych i wysoką odporność na pękanie. Badane stale po tej obróbce uzyskują granicę plastyczności $R_{p0,2}$ ponad 690 MPa, wytrzymałość R_m ponad 730 MPa, twardość 210 do 230 HB i energię łamania KV_{20°C} ponad 180 J.

Projektowanie technologii odkuwek ze stali mikrostopowych wymaga dostosowania warunków nagrzewania wsadu do kinetyki wydzielania się w austenicie faz międzywęzłowych MX wprowadzonych do stali mikrododatków, bez dopuszczenia do rozrostu ziarn. Na podstawie badań wpływu temperatury austenitzowania na wielkość ziarn austenitu pierwotnego i kinetyki rozpuszczania się w austenicie faz międzywęzłowych MX stwierdzono, że temperatura nagrzewania wsadu do kucia ze stali A nie powinna przekraczać 950 °C, a ze stali B może wynosić nawet 1150 °C.

Ze względu na małą hartowność stali A, w której wprowadzony mikrododatek boru jest w całości związany w azotek BN, jest ona przydatna do wytwarzania elementów o stosunkowo małych przekrojach, natomiast stal B - na odkuwki o dużych przekrojach.

LITERATURA

1. J. Adamczyk: Inżynieria wyrobów stalowych, Wydawnictwo Politechniki Śląskiej (1997).
2. J. Adamczyk: Hutnik – Wiadomości Hutnicze, 66, 11 (1999) 529.
3. K. A. Taylor: Metall. Trans. A, 23A (1992) 107.
4. M. Paju: Ironmaking a. Steelmaking, 12, 6 (1992) 495.
5. H. Adrian: Microalloying`95, Iron Steel Soc., Pittsburg (1995) 285.