



11th INTERNATIONAL SCIENTIFIC CONFERENCE
ACHIEVEMENTS IN MECHANICAL & MATERIALS ENGINEERING

Struktura i własności mechaniczne elementów kutyh metodą obróbki cieplno-mechanicznej ze stali mikrostopowych

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 mikrodotyków pozwalają na wytwarzanie elementów kutyh, wykazujących po wysokim odpuszczeniu granicę plastyczności $R_{p0,2} > 690$ MPa, wytrzymałość $R_m > 770$ MPa, twardość 220 do 230 HB i energię łamania $KV_{20^\circ C} > 180$ J.

1. WSTĘP

Obróbka cieplno-mechaniczna jest energooszczędną technologią wytwarzania wyrobów walcowanych i kutyh integrującą obróbkę plastyczną stali na gorąco z obróbką cieplną, zwykle hartowaniem. Wytwarzanie elementów maszyn z odkuwek wymaga stosowania metod obróbki skrawaniem. Ogranicza to możliwość wytwarzania elementów kutyh o wysokiej wytrzymałości ze stali konstrukcyjnych stopowych, które ze względu na znaczną zawartość węgla i składników stopowych zwiększających hartowność, są trudnoobrabialne mechanicznie w stanie ulepszonym cieplnie ze względu na stosunkowo dużą twardość. Dobrą skrawalność w tym stanie mają natomiast stale konstrukcyjne mikrostopowe, zawierające do około 0,3% C i 1,5% Mn oraz mikrodotyki Nb, Ti, V i N w ilości do 0,1% oraz B w ilości do 0,005%. Mikrodotyki metaliczne w prawidłowo dobranym zakresie temperatury obróbki plastycznej stali tworzą z azotem i węglem dyspersyjne cząstki faz międzywęzłowych MX o sieci regularnej typu NaCl (M-Nb, Ti i V; X-N, C), ograniczające rozrost ziarn austenitu zrekrystalizowanego statycznie, dynamicznie lub metadynamicznie. Dronoziarnisty austenit zrekrystalizowany ulega podczas hartowania wyrobów z prawidłowo dobranej temperatury końca obróbki plastycznej przemianie w drobnoziarnisty martenzyt, wnoszący istotny wkład w umocnienie wyrobów i polepszenie ich odporności na pękanie, także w stanie po wysokim odpuszczeniu [1].

Stale drobnoziarniste mają zaniżoną hartowność, przez co mogą być stosowane na elementy maszyn o stosunkowo małym przekroju. Hartowność tych stali można polepszyć przez wprowadzenie mikrodotyku boru, 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 [2]. 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 mikrododatków. 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 [3]. Wtedy bor podczas chłodzenia stali wiąże się w węglkoborek $M_{23}(C,B)_6$ rozpuszczający się w austenicie nieco powyżej temperatury A_{c3} [4].

Warunki wytwarzania odkuwek ze stali niestopowych i stopowych dobiera się z uwzględnieniem trwałości narzędzi kuźniczych. Ta zasada obowiązuje także w przypadku wytwarzania elementów kutek ze stali mikrostopowych metodą regulowanego kucia oraz obróbki cieplno-mechanicznej. Jednak w tym przypadku warunki nagrzewania wsadu należy dostosować do stabilności faz MX wprowadzonych do stali mikrododatków, bez dopuszczenia do rozrostu ziarn austenitu. Duża szybkość odkształcenia plastycznego podczas kucia także na prasach i krótkotrwałe przerwy między kolejnymi uderzeniami młota nie stwarzają bowiem dogodnych warunków dla przebiegu rekrystalizacji statycznej i rozdrobnienia ziarn tej fazy. Dlatego stale przeznaczone na odkuwki zawierają zwykle kilka mikrododatków, w tym Ti tworzący fazy TiN i TiC o największej stabilności oraz Nb lub V i N, których fazy NbC i VN wydzielają się w austenicie w pobliżu temperatury końca obróbki plastycznej i ograniczają skutecznie rozrost ziarn tej fazy po zakończeniu rekrystalizacji statycznej. Wyłączne wprowadzenie Ti o stężeniu przekraczającym optymalne jest niekorzystne, gdyż wydzielające się początkowo dyspersyjne cząstki TiN i TiC ulegają koagulacji w wysokiej temperaturze i wykazują skłonność do pęknięcia pod działaniem obciążeń dynamicznych [5,6].

2. MATERIAŁ I METODYKA BADAŃ

Przedmiotem badań jest struktura i własności mechaniczne elementów kutek metodą obróbki cieplno-mechanicznej ze stali niskowęglowych z mikrododatkami Ti, V, B i N wytopionych z zastosowaniem metalurgii wtórnej i ciągłego odlewania wlewków o przekroju 100x100 mm. 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	0,21	1,03	0,23	0,018	0,013	0,14	0,07	0,03	0,032	0,002	-	0,14	0,024	0,008

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:

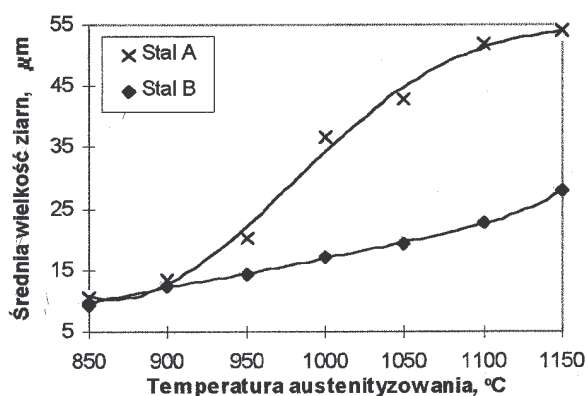
$$\log [M][X] = B - A/T, \quad (1)$$

gdzie: [M] i [X] - odpowiednio udziały wagowe mikrodotadku metalicznego i azotu rozpuszczone w roztworze stałym w temperaturze T, natomiast stałe A i B dla poszczególnych faz zaczerpnięto z pracy [1].

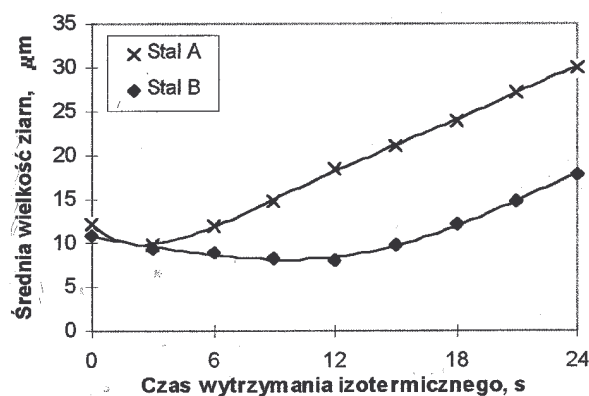
Przeprowadzone obliczenia wykazały, że w stali A tylko część azotu jest związana w TiN, a pozostała jego część wiąże się w BN, AlN i VN. Całkowite rozpuszczenie TiN w austenicie tej stali następuje w temperaturze około 1250 °C, a BN, AlN i VN odpowiednio w temperaturze ponad 1100, 1000 i 850 °C. Natomiast w stali B azot jest związany zupełnie w TiN i całkowite rozpuszczenie tej fazy w austenicie następuje w temperaturze ponad 1350 °C. Pozostałe mikrodotadki w tej stali, w tym B i Al znajdują się w stanie rozpuszczonym w roztworze stałym i oddziałują na zwiększenie hartowności.

Temperaturę nagrzewania wsadu dobrano na podstawie pomiarów wielkości ziarna austenitu pierwotnego próbek z obu stali zahartowanych z programowo wzrastającej temperatury austenitizowania (rys.1). Jak wynika z tego rysunku stal A o małej zawartości mikrodotadku Ti, a stąd małym udziale fazy TiN wykazuje gwałtowny rozrost ziarn 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 tej temperatury do 1150 °C powoduje łagodny rozrost ziarn 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-900 °C. W tej temperaturze następuje całkowite związanie azotu w odpowiednie fazy międzywęzłowe.

Czas potrzebny dla przebiegu rekrystalizacji statycznej fazy γ po zakończeniu odkształcenia plastycznego w temperaturze końca kucia ustalono na podstawie pomiarów wielkości ziarn austenitu pierwotnego próbek spęczanych w temperaturze 900 °C z szybkością odkształcenia 14 s⁻¹, wytrzymanych przed hartowaniem w wodzie przez 0 do 24s (rys.2). Przytoczone na tym rysunku dane wskazują, że stal A uzyskuje najdrobniejsze ziarno austenitu po wytrzymaniu w tej temperaturze przez 3s, a stal B przez 12s. Wydłużenie tego czasu poza podaną wartość powoduje w stali A wyraźny rozrost ziarn tej fazy, podczas gdy w stali B proces ten zaledwie się zaczyna.



Rys. 1. Wpływ temperatury austenitizowania na wielkość ziarn austenitu pierwotnego



Rys. 2. Wpływ czasu wytrzymania izotermicznego próbek w temperaturze 900 °C na wielkość ziarn austenitu; (szybkość odkształcenia 14 s⁻¹, $\epsilon = 0,25$)

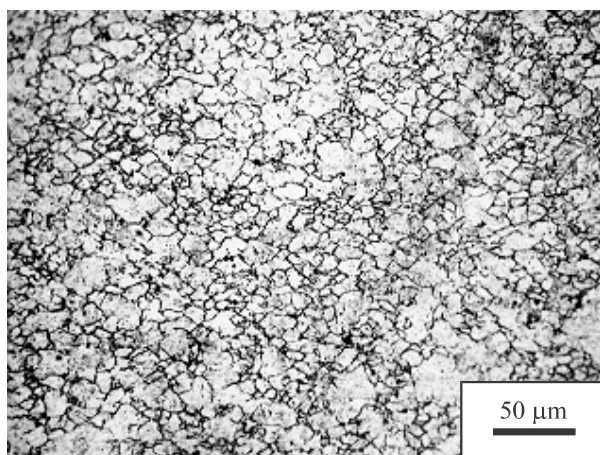
Obróbkę cieplno-mechaniczną zrealizowano przez kucie swobodne odcinków próbnych o średnicy 17 mm i długości 150 mm w zakresie temperatury 970 do 900 °C na pręty o przekroju 12 x 12 mm, które przed hartowaniem w wodzie wytrzymało w temperaturze końca kucia przez 3 lub 12s-odpowiednio dla stali A i B.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

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.

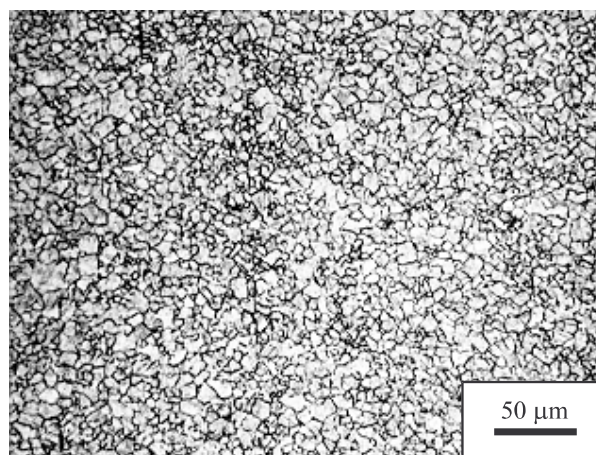
W celu określenia wpływu zastosowanej obróbki cieplno-mechanicznej na własności mechaniczne badanych stali przeprowadzono statyczną próbę rozciągania próbek o średnicy 6 mm i długości pomiarowej 30 mm na maszynie wytrzymałościowej Zwick-typ Z100 oraz próbę udarności na próbkach Charpy V.

3. WYNIKI BADAŃ

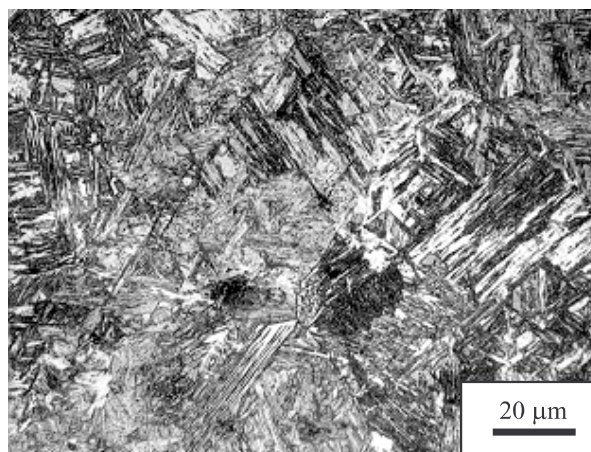
Badania metalograficzne próbek wytworzonych metodą obróbki cieplno-mechanicznej wykazały, że stal A wykazuje w tym stanie wielkość ziarna austenitu pierwotnego około 10 μm , a stal B około 8 μm (rys.3 i 4) oraz strukturę martenzytyczno-bainityczną (rys.5). Jednak wprowadzony do stali A mikrododatek boru jest w całości związany w azotek BN i w tym stanie nie oddziałuje na polepszenie jej hartowności. Przeciwnie na hartowność stali B oddziałuje mikrododatek tego pierwiastka rozpuszczony w roztworze stałym. Znajduje to wyraz w obliczonej według normy ASTM [7] idealnej średnicy krytycznej D_1 , która dla stali A wynosi 28 mm, a dla stali B-55 mm. Wskazuje to, że stal A jest przydatna do wytwarzania odkuwek o stosunkowo małych, a stal B-o dużych przekrojach.



Rys. 3. Droбноziarnista struktura austenitu zrekrystalizowanego statycznie; temperatura końca kucia 900 °C; czas wytrzymania izotermicznego 3s; stal A



Rys. 4. Droбноziarnista struktura austenitu zrekrystalizowanego statycznie; temperatura końca kucia 900 °C; czas wytrzymania izotermicznego 12s; stal B



Rys. 5. Martenzytyczno-bainityczna struktura stali B po hartowaniu w wodzie z temperatury końca odkształcenia plastycznego 900 °C po wytrzymaniu przez 12s

Twardość odkuwek w stanie obrobionym cieplno-mechanicznie wynosi 42 i 44 HRC-dla stali A i B odpowiednio, natomiast po odpuszczeniu w temperaturze 600 °C wynosi odpowiednio 230 i 220 HB. Badania własności mechanicznych wykazały, że w wyniku zastosowania obróbki cieplno-mechanicznej, a następnie odpuszczania, stale cechuje korzystny zespół własności użytkowych. Jak wynika z tablicy 2 stal A po obróbce cieplno-mechanicznej i odpuszczaniu w temperaturze 600 °C uzyskuje umowną granicę plastyczności $R_{p0,2}$ około 695 MPa, wytrzymałość R_m około 770 MPa, wydłużenie A około 22%, przewężenie Z około 69% i odporność na pękanie KV ponad 180 J. Natomiast stal B po obróbce cieplno- mechanicznej i odpuszczaniu w tej samej temperaturze uzyskuje $R_{p0,2}$ około 700 MPa, R_m około 786 MPa, A około 24%, Z około 75% i odporność na pękanie KV ponad 190 J.

Tablica 2

Wyniki badań własności mechanicznych i energii łamania próbek 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	22	69	186	230
B	900°C/12s/woda	600	700	786	24	75	197	220

4. WNIOSKI

Zastosowana obróbka cieplno-mechaniczna pozwala na uzyskanie drobnoziarnistej struktury austenitu podczas odkształcenia plastycznego stali na gorąco oraz wytworzenie wyrobów kutyh 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 770 MPa, twardość 220 do 230 HB i energię łamania $KV_{20}^{\circ C}$ ponad 180 J.

Przy projektowaniu technologii odkuwek ze stali mikrostopowych warunki nagrzewania wsadu należy dostosować do kinetyki wydzielenia się w austenicie faz międzywęzłowych MX wprowadzonych do stali mikrododatków, bez dopuszczenia do rozrostu ziarn. Na podstawie badań wpływu temperatury austenitowania 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. K. A. Taylor: Metall. Trans. A, 23A (1992) 107.
3. M. Paju, Ironmaking a. Steelmaking, 12, 6 (1992) 495.
4. S. K. Banerji, J. E. Morral (eds.): Boron in Steel, Conf. Met. Soc. AIME (1980).
5. T. Gladman: The Physical Metallurgy of Microalloyed Steels (1997).
6. H. Adrian: Microalloying`95, Iron Steel Soc., Pittsburg (1995) 285.
7. Standard Method for End-Quench Test for Hardenability of Steel, A255-89, 1989.