

Uticaj rotacionog kovanja na strukturu i osobine legure teškog metala W-Ni-Fe

Mr Boris Katavić, dipl.inž.¹⁾
Mr Milutin Nikačević, dipl.inž.¹⁾
Branko Živojinović, dipl.inž.¹⁾
Dr Endre Romhanji, dipl.inž.²⁾
Dr Radoslav Aleksić, dipl.inž.²⁾

Prikazani su rezultati ispitivanja uticaja stepena hladne deformacije rotacionim kovanjem na strukturu, fizičke i mehaničke osobine legure teškog metala, nominalnog sastava 92.5W-5Ni-2.5Fe. Ispitivanja zateznih osobina i žilavosti pokazala su da sa porastom stepena deformacije čvrstoća intenzivno raste, a duktilnost i žilavost se smanjuju. Ispitana je i izražena nehomogenost raspodele tvrdoće po poprečnom preseku, brzina otvrdnjavanja legura i mikrokonstituentata i izvršeno je modelovanje promena makro i mikrotvrdoće zavisno od stepena hladne plastične deformacije. Analiza površine loma pokazala je i u sinterovanom i u kovanom stanju da interkristalni lom prevladava kod volframove faze, a transkristalni kod γ -faze.

Ključne reči: Legura teškog metala, rotaciono kovanje, ojačavanje, otvrdnjavanje, lom.

Uvod

SINTEROVANE legure sistema W-Ni-Fe odlikuju se specifičnom kombinacijom fizičko-mehaničkih osobina, kao što su velika gustina, čvrstoća i duktilnost [1-3]. Osobine ovih legura rezultat su strukture koja se sastoji od mreže približno sferičnih čestica volframa (W-faza), raspoređenih u matrici (γ -faza) [1-4]. S druge strane, prisustvo pomenutih strukturnih konstituentata i njihove osobine posledica su hemijskog sastava, uslova sinterovanja, plastične prerade i termičke obrade [3-9, 11-14].

Cilj je ispitivanje uticaja rotacionog kovanja na strukturu i mehaničke osobine šipki od legura teškog metala nominalnog hemijskog sastava 92.5W-5Ni-2.5Fe, mikrolegiranih kobaltom ili bez kobalta. Legure sadrže tvrdi W - fazu (zrna volframa, sa udelom $\approx 80\%$) u duktilnoj matrici, γ - fazi (čvrsti rastvor na osnovi Ni sa udelom $\approx 20\%$). Šipke prečnika 20mm (legura S i SA) i 36 mm (legura NE) u sinterovanom stanju rotaciono su kovane, sa stepenima deformacije od 5% - 30% (legura S), 20% (legura SA) i 25% i 30% (legura NE). Nakon 30% deformacije, kod uzorka legure S, granica razvlačenja i zatezna čvrstoća porastu od 729 MPa do 1393 MPa ($\approx 90\%$) i od 771 MPa do 1400 MPa ($\approx 80\%$), respektivno. Granica razvlačenja i zatezna čvrstoća, kod uzoraka legure NE, porastu od 702 MPa do 1477MPa ($\approx 110\%$) i od 907 MPa do 1486 MPa ($\approx 60\%$), respektivno. Žilavost legura, osim kod legure SA (od 61J do 35J), menja se u znatno užem intervalu, 39J - 21J i 20J - 18J, respektivno. Pad izduženja sa 19.9% na 2.2% i kontrakcije sa 19.4% na 5.9%, najizrazitiji su kod legure NE.

Merenja tvrdoće šipki po poprečnom preseku pokazala su izraženu nehomogenost raspodele tvrdoće, kao i izrazito

veliku brzinu otvrdnjavanja legure S u prvih 15% deformacije. Na osnovu merenja tvrdoće strukturnih mikrokonstituentata (W i γ - faza) praćen je intenzitet ojačavanja faza i izvršena je analiza strukturnih promena u funkciji stepena deformacije. Takođe, izvršeno je modelovanje promena makro i mikrotvrdoće zavisno od stepena hladne plastične deformacije. Analiza površine loma legura je ukazala na strukturne promene kod legura u kovanom stanju.

Ekperimentalni deo

Materijali

Ovom prilikom korišćene su sinterovane (oznake S) i sinterovane i žarene (oznake SA) šipke $\phi 20$ mm isporučene od proizvođača *Noricum* i sinterovane i žarene šipke $\phi 36$ mm (oznake NE) isporučene od proizvođača *Hertel*. Hemijski sastav, određen na atomskom apsorpcionom spektrofotometru, bio je u mas%:

W-92.1, Ni-4.90, Fe-2.70, Cu-0.0024 i Co-0.26 za leguru S;

W-92.5, Ni-4.92, Fe-2.34, Cu-0.0016, Co-0.22 za leguru SA;

W-92.3, Ni-4.79, Fe-2.87, Cu-0.0016, Co-0.0014 za leguru NE.

Rotaciono kovanje

Sve šipke su predgrevane u elektrootpornoj peći na temperaturi od 400 - 450 °C. Deformacija rotacionim kovanjem uzoraka legura S i SA vršena je sa pomakom od 200 mm/min, a legure NE sa pomakom 130 mm/min. U svim slučajevima, brzina udara čekića bila je 120 udara/min a maksimalna sila kovanja 1177.2 KN. Ostvareni stepeni de-

¹⁾ Vojnotehnički institut VJ, 11000 Beograd, Katanićeva 15

²⁾ Tehnološko-metalurški fakultet, 11000 Beograd, Karnegijeva 4

formacije uzoraka legura S i SA bili su 5, 10, 15, 20, 25 i 30% i 20%, respektivno, a legure NE 25 i 30%.

Mehaničke osobine

Ispitivanje zatezanjem izvršeno je na kidalici Instron M 8032 od 200 KN, korišćenjem kratkih proporcionalnih epruveta DIN 50125, sa mernom dužinom $l_0 = 30$ mm. Brzina zatezanja bila je 7.5 mm/min. Energija udara određena je na Šarpijevom klatnu Tinius Olsen od 348 Nm sa osciloskopom Teletroniks 51-13, na epruvetama bez zareza, dimenzija 10x10x55 mm. Tvrdća HV30 merena je na uređaju Wolpert, tip Dia testor 2Rc, na metalografskim uzorcima isečenim iz poprečnog preseka šipke (sredina i krajevi). Mikrotvrdća strukturnih konstituenata, identifikovanih kao W i γ -faze, određena je po Vikersu na uređaju Mikroharter Shrader, sa opterećenjem HV0.1 za W-fazu i HV0.015 za γ -fazu.

Strukturne osobine

Mikrostruktura uzoraka ispitivane legure teškog metala razvijena je nagrizanjem u rastvoru sastava: 5 cm³ molar-nog rastvora FeCl₃, 20 cm³ koncentrovane HCl i 50 cm³ destilovane vode i analizirana na optičkom mikroskopu Lightc.

Karakteristični parametri strukture legura kao što su srednja veličina zrna W-faze, zapreminski udeo W-faze i γ -faze (matrica), određeni su automatskom i poluautomatskom metodom analize slike na analizatoru slike TAS PLUS. Analiza je izvedena na poliranim i nagriženim uzorcima pri povećanju 500X, na 100 mernih polja, koja se nastavljaju jedno na drugo.

Površina loma na epruvetama za određivanje energije udara (žilavost) analizirana je korišćenjem skening elektronskog mikroskopa Philips SEM-515. Kvantitativna fraktografska analiza uzoraka izvedena je na osnovu odnosa N/S, u kome je N-broj zrna volframa sa transkristalnim prelomom a S-površina vidnog polja. Određivanje broja zrna volframa sa transkristalnim prelomom izvršeno je linijskom metodom na 40 do 44 vidnih polja. Fotografije vidnih polja su izvedene pri povećanju od 503X.

Fizičke osobine

Gustina legura teškog metala, u polaznom i kovanim stanjima, određena je po JUS C.A.2.026, na uzorcima isečenim iz sredine i krajeva šipki.

Eksperimentalni rezultati

Gustina

Merenja gustine su pokazala da se gustina materijala nije promenila posle plastične deformacije, tj. da je gustina materijala u sinterovanom stanju (stanje isporuke) kao i posle deformacije 5%-30% bila ista 17.6 g/cm³. Drugim rečima, procesom sinterovanja u prisustvu tečne faze postignuta je praktično teorijska, ili konačna gustina legure teškog metala, što je i ranije zapaženo [1-5].

Mehaničke osobine

U tabeli 1 su date mehaničke osobine rotaciono kovanih uzoraka legure teškog metala, zavisno od stepena deformacije ϵ . Lako je uočiti da sa porastom stepena deformacije čvrstoća ispitivanih šipki intenzivno raste. Nakon 30% de-

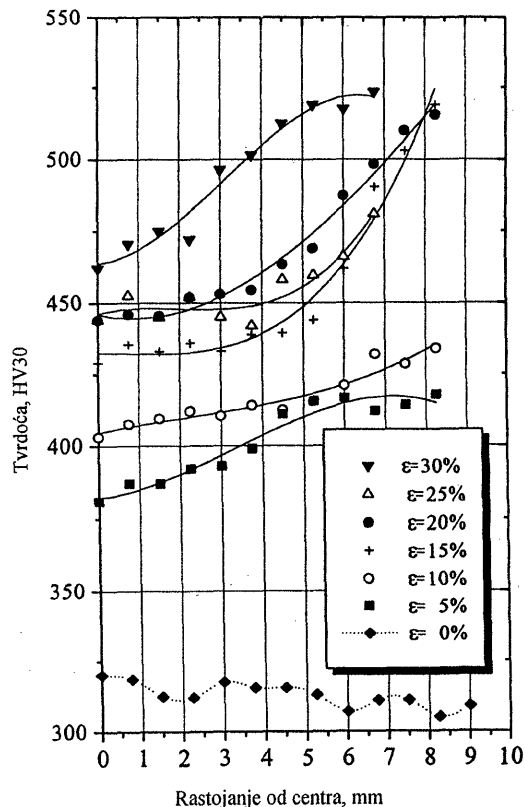
formacije, granica razvlačenja ($R_{p0.2}$) i zatezna čvrstoća (R_m) uzoraka legure S porastu od 729 MPa do 1393 MPa (91.08%) i od 771 MPa do 1400 MPa (81.58%), respektivno. Granica razvlačenja i zatezna čvrstoća uzoraka legure NE porastu od 702 MPa do 1477 MPa (110.39%) i od 907 MPa do 1486 MPa (63.83%). Pad izduženja (A) sa 19.9% na 2.2% i kontrakcije (Z) sa 19.4% na 5.9%, najizrazitiji je kod legure NE. Energija udara legure (K) takodje opada u toku rotacionog kovanja, i to sa 39J do 21J kod legure S i od 20J do 18J kod legure NE, nakon 30% deformacije (tabela 1).

Tabela 1. Fizičko-mehaničke osobine uzoraka u stanju isporuke i nakon različitih stepena deformacije

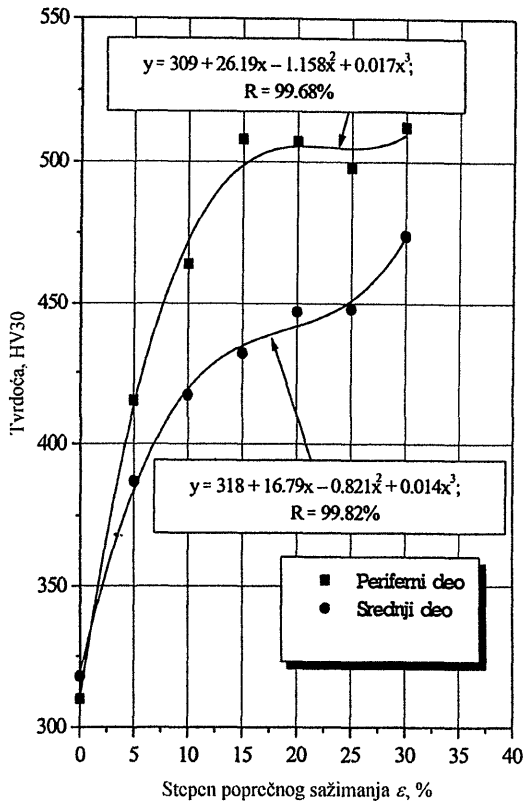
Uzorak	ϵ (%)	$R_{p0.2}$ (MPa)	R_m (Ma)	δ_5 (%)	ψ (%)	K (J)	HV30
S	0	729	771	2.5	2.7	39	314
S5	5	965	996	1.1	2.6	NI*	415
S10	10	1102	1121	0.9	2.5	NI*	424
S15	15	1180	1190	1.0	2.6	19	457
S20	20	1231	1241	1.0	2.3	23	462
S25	25	1312	1320	0.9	0.9	NI*	498
S30	30	1393	1400	1.5	2.0	21	512
SA	0	740	859	6.7	6.2	61	306
SA20	20	1278	1293	3.0	7.8	35	477
NE	0	702	907	19.9	19.4	20	303
NE30	30	1477	1486	2.2	5.9	18	500

NI*-nije ispitano

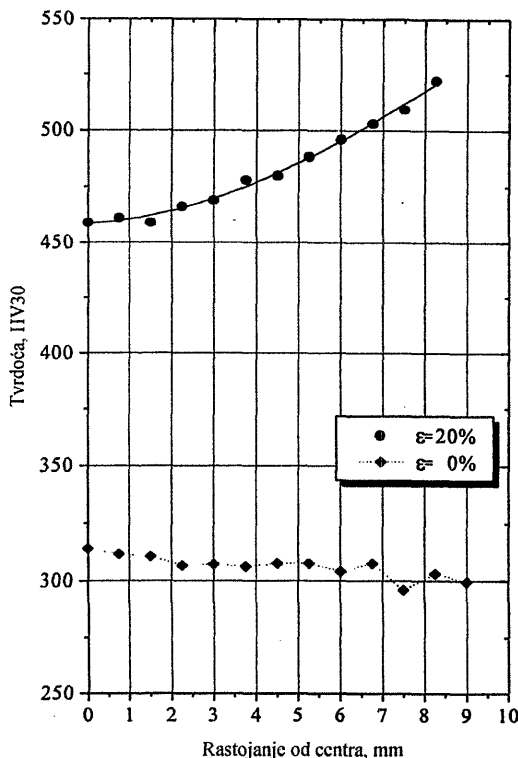
Na sl.1 je prikazana promena tvrdće legure S po poprečnom preseku šipki zavisno od ostvarenog stepena deformacije. Tvrdća je utoliko veća ukoliko je stepen deformacije bio veći.



Slika 1. Raspodela tvrdće po poprečnom preseku polaznog uzorka i kovanih uzoraka legure S sa različitim stepenom deformacije



Slika 2. Zavisnost tvrdoće perifernog i centralnog dela poprečnog preseka šipke legure S od stepena deformacije



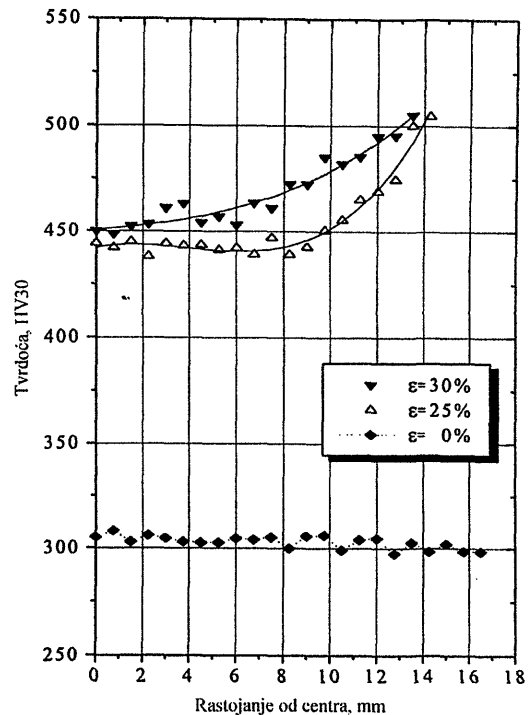
Slika 3. Raspodela tvrdoće po poprečnom preseku sinterovanog i žarenog uzorka legure SA i uzorka kovanih sa stepenom deformacije 20%.

Pored monotonog povećanja tvrdoće sa povećanjem stepena sažimanja, uočava se veoma izražena nehomogenost raspodele tvrdoće po poprečnom preseku, pri čemu je tvrdoća u površinskim slojevima uvek veća. Kao površinska zona smatran je deo preseka koji se nalazi na rastojanju 1-3 mm, a centralna zona na rastojanju 7-10 mm od površine uzorka. Brzina otvrdnjavanja centralne i periferne zone po-

prečnog preseka, u toku rotacionog kovanja, prikazana je na sl.2.

U prvih 15% deformacije, brzina otvrdnjavanja je veoma velika u obe zone, tj. po celom preseku. Takođe, u tom intervalu se ostvaruje razlika u tvrdoći od približno 60-70HV (12-14%) u korist površinske zone šipki. Nakon toga tvrdoća se neznatno menja.

Izražena nehomogenost raspodele tvrdoće po poprečnom preseku uočava se i kod kovanih uzoraka legure SA i NE, na slikama 3 i 4. Pored toga, lako se uočava homogenija raspodela tvrdoće po poprečnom preseku šipki legure SA (sl.3) u odnosu na leguru S (sl.1), pri istom stepenu deformacije od 20%. Ovo je posledica veće duktilnosti legure SA u polaznom stanju u odnosu na leguru S (tabela 1).



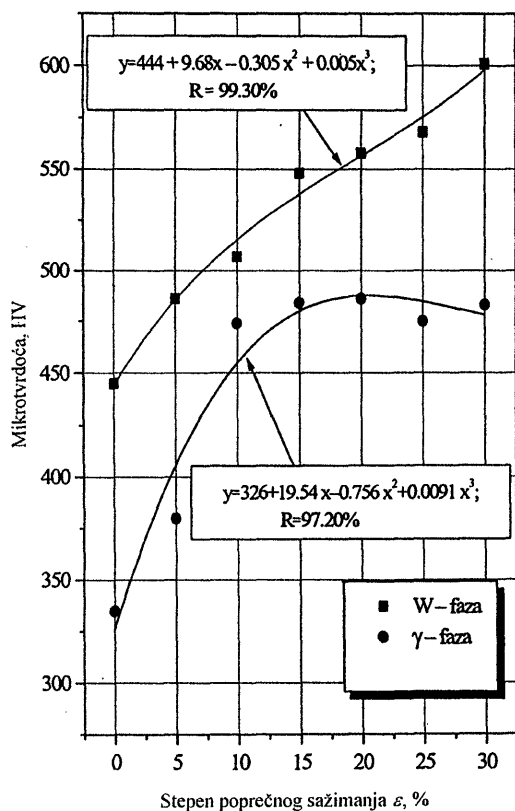
Slika 4. Raspodela tvrdoće po poprečnom preseku sinterovanog i žarenog uzorka legure NE i uzorka kovanih sa različitim stepenima deformacije

Regresiona analiza raspodele tvrdoće po poprečnom preseku plastično deformisanih uzoraka legura (slike 1, 2, 3 i 4) izvedena je polinomnom funkcijom trećeg stepena, koja je pokazala najveći koeficijent korelacije u odnosu na ostale polinomne funkcije. U tabeli 2 su dati parametri jednačine, standardna devijacija i koeficijenti korelacije.

Tabela 2 Jednačine raspodele tvrdoće po poprečnom preseku uzorka u kovanom stanju

Uzorak	Koeficijenti regresione jednačine $y = A_0 + A_1X + A_2X^2 + A_3X^3$				Stand. dev. SD	Koeficijent korelacije R
	A_0	A_1	A_2	A_3		
S5	382.2	1.385	1.641	0.161	3.665	0.973
S10	404.5	2.925	0.350	0.054	3.127	0.964
S15	432.5	0.150	0.394	0.214	5.970	0.987
S20	446.0	3.397	1.992	0.061	3.818	0.992
S25	446.3	3.314	1.921	0.326	5.002	0.942
S30	463.7	1.117	3.998	0.428	5.262	0.983
SA20	458.7	0.629	1.142	0.038	2.01	0.997
NE25	442.2	1.996	0.784	0.068	3.66	0.985
NE30	450.7	0.937	0.058	0.013	4.50	0.972

Na sl.5 je prikazana promena mikrotvrdoće volframovih čestica (W-faze) i matrice (γ -faze) zavisno od stepena deformacije. U intervalu deformacije do 15%, obe faze ojačavaju, pri čemu je brzina ojačavanja γ -faze znatno veća (ovo

Slika 5. Zavisnost mikrotvrdoće W i γ -faze od stepena deformacije

se lako uočava na osnovu nagiba krive na sl.5). Nakon toga, pri deformacijama većim od 15% (sve do 30%) kod γ -faze nastupa zasićenje. Drugim rečima, u oblasti deformacije do 15%, ojačavanje ispitivanih šipki rezultat je kumulativnog efekta ojačavanja tvrde i meke faze, dok je nakon 15% deformacije noseća komponenta efekta ojačavanja samo W-faza.

U svim slučajevima je nadjeno da se raspodela tvrdoće po poprečnom preseku za sve stepene deformacije (sl.1 i tabela 2), zatim promena tvrdoće perifernog i srednjeg dela poprečnog preseka šipki sa stepenom deformacije (sl.2), ili pak kod pomenutih W i γ -mikrokonstituenata (sl.5), najtačnije može opisati kubnom funkcijom.

Struktura

Na sl.6 (a, b, c, d, e i f) prikazana je mikrostruktura šipki legura S, SA i NE u stanju isporuke i posle 20%, odnosno 30% deformacije rotacionim kovanjem. U odnosu na polazno stanje (sl.6a, c i e), posle deformacije (sl.6b, d i f) uočava se smanjenje srednjeg rastojanja medju W-česticama, dok je samo izduženje W-zrna manje uočljivo pri 20% (sl.6b i d) nego pri 30% deformaciji (sl.6f). Rezultati kvantitativne metalografije pokazuju da nema bitnih razlika u veličini zrna W-faze, kao i zapreminskih udela W i γ -faze.

Lom

Lomovi uzoraka legura teškog metala u sinterovanom i kovanom stanju prikazani su na slikama 7 i 8. Opšta karakteristika površine loma ispitivanih uzoraka je prisustvo mešovitog, duktilnog i krtog loma. Na sl.7 (a, b i c) prikazana je površina loma uzorka legura S, SA NE u polaznom stanju, na kojoj dominira interkristalni lom. Matrica (γ -faza) lomi se transkristalno obrazujući grebene sa oštrim krajevima (detalj A). Obrazovanje i spajanja mikrošupljina (detalj B) znatno je manje prisutno. Dominantan mehanizam

loma volfram faze je razdvajanje volfram zrna (dekohezija po W/W površini) i formiranje glatkih površina zrna (detalj D). Nasuprot ovom mehanizmu, mala je zastupljenost transkristalnog loma W-faze, koji nastaje mehanizmom cepanja i ima "lepezasti izgled" (detalj C). Pored toga, nešto manje je prisutan i interkristalni lom (detalj E), koji se odvija razdvajanjem volfram zrna i matrice (dekohezija po W/ γ površini).

Na sl.8 (a, b, c i d) prikazane su površine loma uzoraka u kovanom stanju (posle 20% i 30% deformacije), na kojima i dalje dominira interkristalni lom. Matrica se lomi transkristalno, obrazovanjem grebena sa oštrim krajevima (detalj A) i obrazovanjem i spajanjem (koalesencijom) mikrošupljina (detalj B). Očigledno je da kod W-faze i dalje dominira interkristalni lom, koji se odvija razdvajanjem volfram zrna (detalj D), a u nešto manjem obimu razdvajanjem volfram zrna i matrice (detalj E). Manje zastupljen transkristalni lom volfram faze, koji nastaje mehanizmom cepanja, ima lepezasti izgled (detalj C). Pored toga, zapažaju se i sekundarne prskotine u volfram zrnima (detalj H), koje su nešto prisutnije sa porastom stepena deformacije. Njihovo prisustvo ukazuje na povećanje krtosti W-faze kao posledice njenog ojačavanja.

Generalno, interkristalni lom, kao što je prikazano slikama 7 i 8, odvija se po graničnim površinama W/ γ i W/W. dok učešće granične površine γ/γ nije zapaženo.

U tabeli 3 je data kvantitativna fraktografska analiza uzoraka legura teškog metala u različitim stanjima, odnosno uporedna analiza površina preloma na osnovu odnosa N/S.

Tabela 3. Veličina N/S na površini loma uzoraka legura u polaznom i kovanom stanju

Stanje uzorka	Min.vred. N/Sx 10 ⁻¹ mm ⁻²	Max.vred. N/Sx 10 ⁻¹ mm ⁻²	Sred.vred. N/Sx 10 ⁻¹ mm ⁻²
S	2.3	23.2	11.9
RK/20	2.3	32.3	19.3
RK/30	11.6	37.0	25.1
SA	0.0	11.54	4.2
SA-RK/20	2.3	18.5	10.7
NE	2.3	11.5	8.2
NE-RK/30	7.0	34.6	22.7

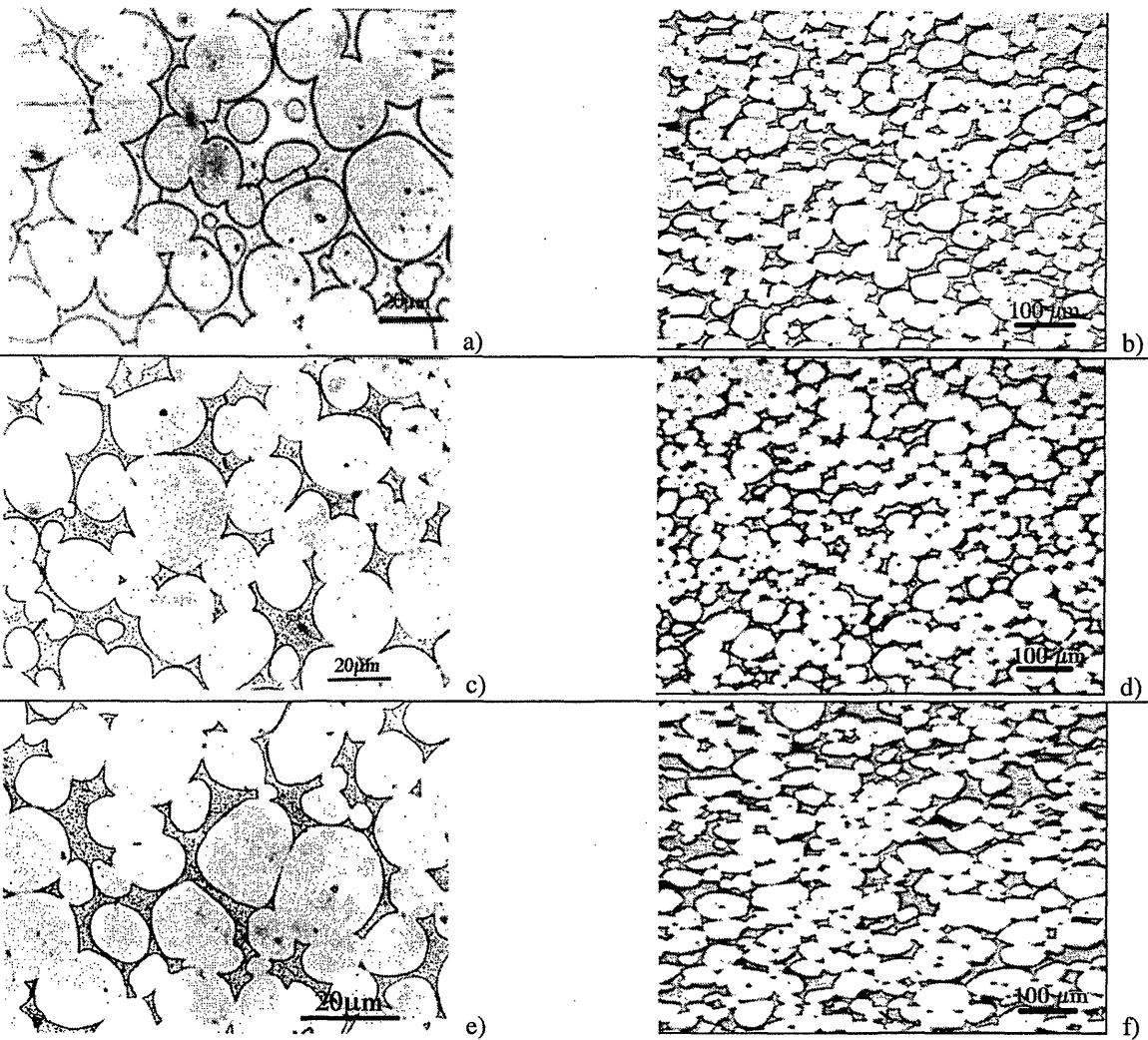
Napomena: S-sinterovano stanje; RK-kovano stanje.

Da bi se utvrdilo postojanje značajne razlike u vrednostima aritmetičkih sredina, odnosno da li srednje vrednosti N/S lomova uzoraka u polaznom i kovanom stanju pripadaju istom skupu podataka, rezultati prikazani u tabeli 3 analizirani su testom nulte hipoteze o jednakosti aritmetičkih sredina (testom ONE-WAY ANOVA programa ORIGIN ver. 5.0 za MS WINDOWS). Rezultati testa dati su u tabeli 4.

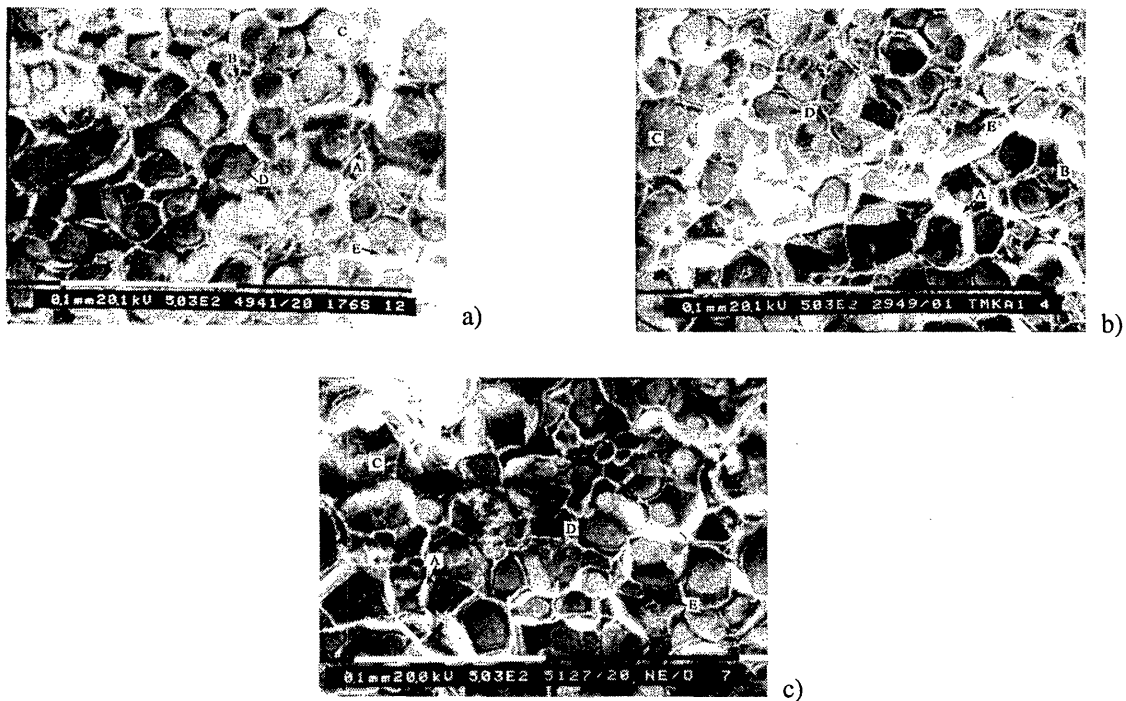
Tabela 4 Rezultati testa nulte hipoteze o jednakosti aritmetičkih sredina

Uzorak	Sred.vred. N/S x 10 ⁻¹ mm ⁻²	Varijansa	Broj merenja	*F _{rac.}	F _{rac.} >F _{0.05}
S	11.902	23.300	40		
S-RK/20	19.343	130.57	44	14.581	DA
S	11.902	23.300	40		
S-RK/30	25.120	82.701	40	65.925	DA
S-RK/20	19.343	130.57	44		
S-RK/30	25.120	82.701	40	6.486	DA
SA	4.171	7.598	42		
SA-RK/20	10.715	18.694	42	68.396	DA
NE	8.222	6.984	42		
NE-RK/30	22.668	78.018	48	104.065	DA

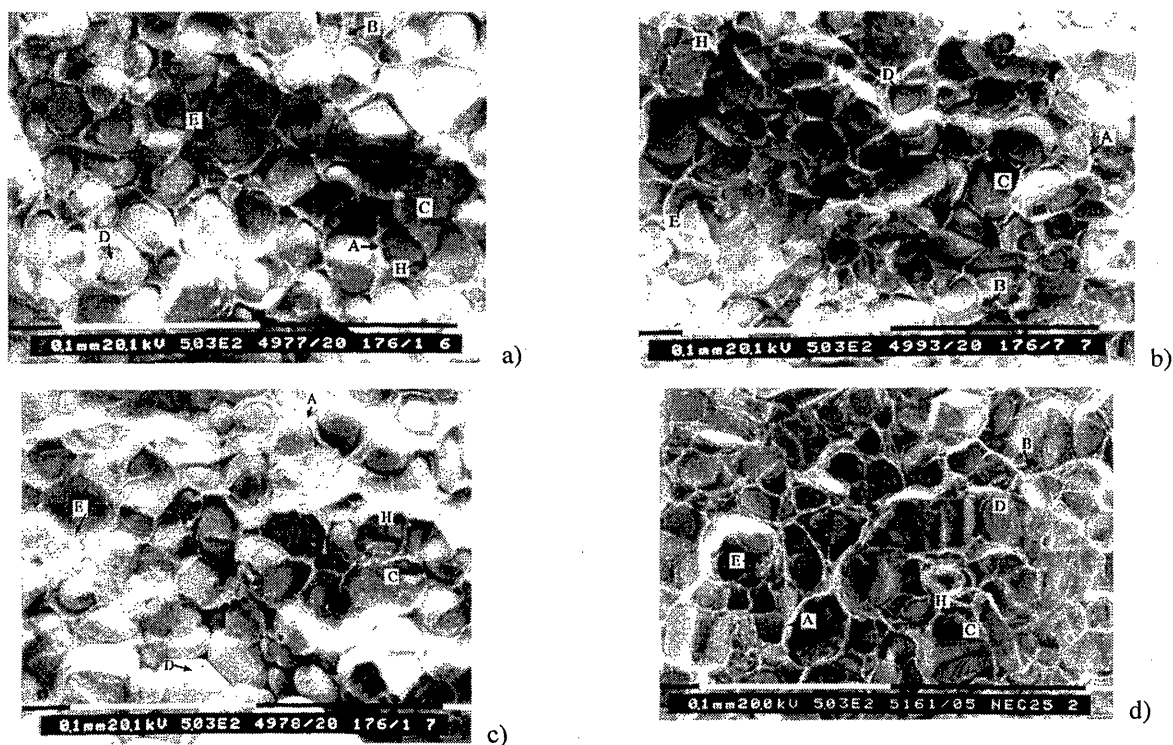
*F_{rac.} računski vrednost Fišerovog kriterijuma
F_{rac.} tablična vrednost Fišerovog kriterijuma



Slika 6. SM uzoraka legura S, SA i NE: a) Legure S u sinterovanom stanju: $d_{sr}=20 \mu\text{m}$, $V_v=80\%$ i $V_f=20\%$; b) Legure S u kovanom stanju, $\varepsilon=20\%$: $d_{sr}=21 \mu\text{m}$, $V_v=81\%$ i $V_f=19\%$; c) Legure SA u sinterovanom i žarenom stanju: $d_{sr}=19 \mu\text{m}$, $V_v=79\%$ i $V_f=21\%$; d) Legure SA u kovanom stanju, $\varepsilon=20\%$: $d_{sr}=19 \mu\text{m}$, $V_v=79\%$ i $V_f=21\%$; e) Legure NE u sinterovanom i žarenom stanju: $d_{sr}=18 \mu\text{m}$, $V_v=78\%$ i $V_f=22\%$; f) Legure NE u kovanom stanju, $\varepsilon=30\%$: $d_{sr}=17 \mu\text{m}$, $V_v=78\%$ i $V_f=22\%$.



Slika 7. SEM površine loma legura u polaznom stanju: a) legura S, b) legura SA, c) legura NE



Slika 8. SEM površine loma legura u kovanom stanju: a) legura S, $\epsilon=20\%$, b) legura S, $\epsilon=30\%$, c) legura SA, $\epsilon=20\%$, d) legura NE, $\epsilon=30\%$

Na osnovu dobijenih rezultata, sa 95% pouzdanosti zaključuje se da postoji značajna razlika aritmetičkih sredina ispitivanih uzoraka legura, odnosno da je u plastično deformisanim uzorcima u odnosu na polazno stanje, prisutan značajno veći udeo transkristalnog loma W-zrna. Takođe, i u uzorcima legure S deformisanim sa stepenom deformacije 30% u odnosu na uzorke deformisane sa 20%, prisutan je značajno veći udeo transkristalnog loma W-zrna.

Diskusija

Deformaciono ponašanje

Mehaničke osobine kompozita, kojima pripadaju i legure teškog metala sistema W-Ni-Fe, zavise od osobina prisutnih faza i njihovog međusobnog odnosa, odnosno zapreminskog udela [3, 4, 9, 11, 12, 14]. Prema tome, čvrstoća, tvrdoća, duktilnost i žilavost ispitivane legure teškog metala 92.5W-5Ni-2.5Fe primarno zavise od udela i osobina W i γ -faze. Rotaciono kovanje sinterovanih šipki praćeno je intenzivnim povećanjem tvrdoće materijala (slike 1,3,4), sa gradijentom tvrdoće 12%-14% u korist površine, nastalim još u prvih 15% deformacije legure S (sl.2). Nehomogena raspodela tvrdoće po poprečnom preseku šipki, posledica je uticaja trenja u toku rotacionog kovanja, i nakon većih stepena deformacije znatno se ublažava [6, 9]. Lako se uočava homogenija raspodela tvrdoće po poprečnom preseku šipki legura SA (sl.3) i NE (sl.4), pri deformaciji od 20%, odnosno 25% i 30%, respektivno. Ovo je posledica veće duktilnosti legura SA i NE u polaznom stanju u odnosu na leguru S (tabela 1).

Izrazito velika brzina otvrdnjavanja legure S u prvih 15% deformacije (slike 1 i 2) može se pripisati sinergijskom efektu otvrdnjavanja oba strukturna konstituenta, zrna volframa (W-faza) i matrice (γ -faza), čvrstog rastvora na bazi nikla (sl.5). Smanjenje brzine otvrdnjavanja ispitivane legure u oblasti deformacija većih od 15%, posledica je gu-

bitka sposobnosti ojačavanja γ -faze, tj. ojačavanja samo unutar zrna W-faze (slike od 6a do sl.6f). Zapažena saturacija deformacionog ojačavanja u γ -fazi legure S, može se tumačiti kao rezultat ravnoteže procesa dinamičkog oporavljanja i deformacionog ojačavanja, nastale posle 15% deformacije [8-11]. Nasuprot tome, u W-fazi, koja ima znatno veću početnu tvrdoću i manju brzinu ojačavanja (na sl.5 lako se uočava da je nagib krive porasta mikrotvrdoće W-faze znatno manji od nagiba za γ -fazu), saturacija u ispitivanom intervalu deformacija nije nastupila, pa se može pretpostaviti da se sposobnost deformacionog ojačavanja iscrpljuje kasnije. Naime, zbog veće tvrdoće W-faze (sl.5) u γ -fazi deformacija počinje ranije, i brzina akumulacija deformacije je znatno veća. Posle 15% sažimanja dominantan uticaj na ojačavanje ispitivanih šipki imaju zrna W-faze. Deformacija pojedinačnih zrna W-faze kod legura S i SA i posle 20% deformacije je očigledno mala, jer se oblik zrna u toku deformacije nije značajno izmenio (sl.6b i d). Poredjenjem sl.6a, c i e i sl.6b, d i f lako se uočava da se u toku deformacije smanjuje srednje rastojanje između zrna W-faze (smanjenje debljine sloja matrice između W-zrna) i povećava udeo granične površine W/W [8, 9].

Proces otvrdnjavanja u toku rotacionog kovanja je paraboličnog karaktera i najveći stepen korelacije se dobija pri fitovanju sa kubnom funkcijom.

Lom

U dvofaznim legurama sistema W-Ni-Fe koegzistiraju W i γ -faza, te se smatra da osobine loma ovih legura zavise od karaktera loma navedenih faza [11-14].

Matrica (γ -faza) lomi se transkristalno obrazujući grebene sa oštrim krajevima, što se zapaža kako u polaznom tako i u kovanom stanju (detalj A na slikama 7 i 8). Na navedenim slikama ovaj tip (vid) transkristalnog loma matrice karakteriše se intenzivnim kontrastom. Nastajanje i spajanje mikrošupljina (detalj B) znatno je manje u matrici. Obrazovanje mikrošupljina posledica je dejstva dislokacija ili

spleta dislokacija sa česticama druge faze ili graničnim površinama, kao što su W/γ [11-14]. Verovatni uzrok ovog mehanizma loma matrice, kod uzoraka u kovanom stanju (sl.8), je međudejstvo dislokacija sa graničnim površinama.

Dominantan mehanizam loma volfram faze je razdvajanje volfram zrna (dekohezija po W/W površini) i formiranje glatkih površina zrna (detalj D na slikama 7 i 8) a u manjem obimu i razdvajanje volfram zrna i matrice (detalj E na sl.7 i 8). Na pojavu ove vrste loma, koji je dominantan kod uzoraka u polaznom i kovanom stanju (slikama 7 i 8), utiču sledeća dva faktora: mala vezivna energija na graničnoj površini W/W , na kojoj se formira lom pri malom naponu i slaba kohezijska čvrstoća granične površine W/γ . Ova vrsta loma zapažena je ranije i na sličnim sistemima W-Ni-Fe legura i razmatrana u nekoliko radova [9,11-14]. Nasuprot ovom mehanizmu, mala je zastupljenost transkristalnog loma W-faze, koji nastaje mehanizmom cepanja i ima uglavnom "lepezasti izgled" (detalj C na slikama 7 i 8)), koji je zastupljeniji kod uzoraka u kovanom stanju (sl.8, i tabele 3 i 4). Smatra se da ova vrsta loma nastaje kretanjem zavojnih dislokacija preko ravnih cepanja [11].

Generalno rečeno, interkristalni lom, kao što prikazuju slikama 7 i 8, odvija se po graničnim površinama W/γ i W/W , dok učešće granične površine γ/γ nije zapaženo. Tačnije, kako je kod uzorka u sinterovanom stanju uglavnom prisutno veliko zrno u γ -fazi (sl.6a, c i e), ove granice se redje otkrivaju i verovatno nemaju velikog uticaja na mehaničke osobine i mehanizam loma [11, 12]. Pored toga, može se konstatovati da γ -faza pri deformaciji stalno pokazuje žilavi lom (sl.7 i sl.8), što može ukazati na pretpostavku o maloj ulozi granice zrna γ -faze pri lomu [11-13].

Zaključak

Prikazani su rezultati ispitivanja uticaja rotacionog kovanja (opseg deformacije 5%-30% za leguru S, 20% za leguru SA i 25 i 30% za leguru NE) na osobine sinterovane šipke od legure teškog metala, nominalnog sastava 92.5W-5Ni-2.5Fe, mikrolegirane kobaltom (legure S i SA) ili bez kobalta (legura NE). Legura se sastoji od tvrde W-faze (zrna volframa), sa $\approx 80\%$ zapreminskog udela i duktilne osnove, γ -faze (čvrsti rastvor na bazi Ni) sa zapreminskim udelom $\approx 20\%$.

Pri preradi rotacionim kovanjem dolazi do intenzivnog porasta čvrstoće, pada duktilnosti i energije udara u odnosu na polazno sinterovano stanje. Takođe se zapaža veliki gradijent tvrdoće po preseku šipki. Otvrdnjavanje je veoma intenzivno u prvih 15% deformacije, pri čemu je brzina deformacionog ojačavanja γ -faze znatno veća od brzine ojačavanja W-faze.

Velika brzina otvrdnjavanja, zapažena u prvih 15% deformacije, može se pripisati sinergetskom efektu otvrdnjavanja oba strukturna konstituenta, zrna volframa (W-faza) i

matrice-čvrstog rastvora na bazi nikla (γ -faza). Nakon toga, sposobnost ojačavanja γ -faze se iscrpljuje i dominantan uticaj na ojačavanje imaju zrna W-faze. U toku deformacije se smanjuje srednje rastojanje između zrna W-čestica, i povećava udeo granične površine W/W .

Kod šipki od ispitivane dvofazne legure, i u sinterovanom i u kovanom stanju, zapažen je mešoviti, duktilno-krti lom, sa najvećim udelom interkristalnog loma W-faze, a zatim transkristalnog loma γ -faze. Interkristalni lom odvija se po graničnim površinama W/W i W/γ , dok učešće granične površine γ/γ nije zapaženo. Statističkom analizom eksperimentalnih rezultata utvrđeno je da je kod rotaciono kovanih šipki veći udeo transkristalnog loma u odnosu na sinterovano stanje, tj. da se sa povećanjem stepena rotacionog kovanja povećava i udeo transkristalnog loma.

Literatura

- [1] GREEN,E.C., JONES,D.J., PITKIN,Ń.R. *Developments in high density alloys*. Symposium on Powder metallurgy, Special Report 58, Iron and Steel Institute, London, UK, 1956., p.121-125.
- [2] ZUKAS,E.G., SHERBERG,H. Sintering mechanisms in the 95W-3,5Ni-1,5Fe composite. *Powder Tech.*, 1976., vol.13, p.85-96.
- [3] HUPPMAN,J.W., PETZOV,G. *The elementary mechanisms of liquid phase sintering*. Plenum Publishing Corporation, New York, 1980., p.189-200.
- [4] GERMAN,R.M. *Liquid phase sintering*. Plenum Publishing Corporation, New York, 1985., p.65-151, 201-211.
- [5] BOSE,A., GERMAN,R.M. Sintering atmosphere effects on tensile properties of heavy alloys. *Metallurgical transactions A*, October 1988, vol.19A, p.2468-2476.
- [6] LJOVIN,V.I. *Obrabotka detaljev rotacionim obžatjem*. Moskva, 1959., p.36-74.
- [7] DZJUGUTOV,M.J. Plastičeskaja deformacija vjisokolegiranih stalji i splava. *Metallurgija*, Moskva, 1977., p.453-456.
- [8] *Metals handbook*. Powder Metallurgy, 1984., vol.7, p.687-691.
- [9] SRIKAUTH,V., UPADHYAYA,G.S. "Effect of cold work and annealing on the mechanical properties of 90W-7Ni-3Fe heavy alloy. *Journal of Materials Science Letters*, 1988., no.7, p.195-197.
- [10] DROBNJAK,Đ. *Fizička metalurgija, Fizika čvrstoće i plastičnosti 1*. TMF, Beograd, 1981., p.131-136, 133-161, 216-219.
- [11] MINAKOVA,R.V., VOITENKO,V.L., VERHOVODOV,P.A. Fraktografski osobenosti izlomov splava W-Ni-Fe. *Poroškova metalurgija*, 1985., no.1, p.81-91.
- [12] CHURN,K.S., GERMAN,R.M. Fracture behavior of W-Ni-Fe heavy alloys. *Metallurgical transactions A*, February 1988, vol.15A, p.331-338.
- [13] YOON,H.K., LEE,S.H., KANG,S.J.I., YOON,D.N. Effect of vacuum-treatment on mechanical properties of W-Ni-Fe heavy alloy. *Journal of materials science*, 1983, no.18, p.1374-1380.
- [14] BAŽENOVA,L.G., VASILJEV,A.D., MINAKOVA,R.V., TREFILOV,V.I. "Priroda nizektemperaturnoi hrupkosti splava W-Ni-Fe. *Poroškova metalurgija*, 1980., no.1, p.45-51.

Rad primljen: 18.10.1999.god.