

Rekristalizacija feritnih nerjavnih jekel z zelo nizko vsebnostjo ogljika in dušika

P. Čížek^{**}, R. Říman^{**}, D. Kmetič^{**}, B. Arzenšek^{**}

UDK: 621.77.016.2:669.15—194.57
ASM/SLA: N5f, F2, SSd, 2—60, 3—68

Nove jeklarske tehnologije so omogočile izdelavo izredno čistih feritnih nerjavnih jekel (superferitna jekla), imenovanih ELI (Extra Low Interstitials) jekla. Ta jekla so bistveno cenejša kot avstenitna nerjavna jekla in jih uspešno nadomeščajo, za določene namene pa imajo celo boljše uporabne lastnosti.

V delu so podani rezultati raziskav procesov poprave, poligonizacije in rekristalizacije pri vroči deformaciji dveh vrst superferitnih jekel.

1. UVOD

Možnost uporabe feritnih nerjavnih jekel je bila do nedavnega omejena zaradi nekaterih neugodnih lastnosti. Zaradi relativno visoke vsebnosti ogljika in dušika ima jeklo slabe vlečne sposobnosti, je krhko in se težko vari. Razvoj proizvodnje nerjavnih jekel po postopkih tehnologije AOD in VOD je omogočil bistveno znižanje vsebnosti ogljika in dušika (15). S tem so se v primerjavi s klasičnimi tipi feritnih nerjavnih jekel bistveno izboljšale uporabne lastnosti. Velik razvoj je bil dosežen na jeklih s približno vsebnostjo 17 % kroma, 2 % molibdena ter ogljika in dušika pod 0,020 %. Jekla so stabilizirana s titanom ali niobijem.

V nuklearnih elektrarnah se zahteva, da so nekateri deli, zlasti palice večjih premerov, izdelani iz feritnih nerjavnih jekel z nizko vsebnostjo ogljika in dušika. V ta namen se uporabljajo jekla tipa 015Cr17Ti in 015Cr17Mo2Nb. V tehnologiji izdelave večjih profilov pride v poštev le vroča predelava v kombinaciji s toplotno obdelavo. Zato smo se v raziskavi posvetili predvsem študiju vpliva procesov, ki potekajo med deformacijo v vročem in med žarjenjem po vroči predelavi, na mikrostrukturo matice (2, 3, 4, 5, 16).

Zaradi različnih mnenj o mehanizmu poprave in rekristalizacije feritnih nerjavnih jekel s 17 % kroma in nizko vsebnostjo ogljika in dušika pri predelavi v vročem (6, 7, 8, 9), smo želeli rezultate naših raziskav primerjati z literaturnimi podatki in opredeliti pogoje za obvladovanje tehnologije vroče predelave v praksi.

Cilj dela je bil pojasnitev mikrostrukturnih karakteristik pri popravi in rekristalizaciji med deformacijo v vročem in naknadnim žarjenjem superferitnih jekel 015Cr17Ti in 015Cr17Mo2Nb. Hitrosti poteka teh procesov so v preiskovanih jeklih izrazito različne.

Tabela 1: Kemična sestava jekel v procentih

Vrsta jekla	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Ti	Nb	Al	N
015Cr17Ti	0,013	0,48	0,60	0,020	0,003	17,49	0,42	0,02	0,27	—	0,047	0,007
015Cr17Mo2Nb	0,011	0,47	0,51	0,029	0,007	17,08	0,49	1,98	—	0,39	0,029	0,010

2. EKSPERIMENTALNI JEKLI IN PREISKOVALNE METODE

Kemična sestava feritnih nerjavnih jekel je dana v tabeli 1. Za študij procesov poprave in rekristalizacije smo uporabili klinaste preizkušance, ki smo jih vroče deformirali pri sorazmerno visokih hitrostih valjanja.

Izhodne vzorce, velikosti 40 × 40 × 250 mm, smo zaradi stabilizacije kristalnih zrn žarili 60 min. pri temperaturah 1000 in 1200°C. Vzorce smo nato v 30 min. ohladili na temperaturo valjanja in jih valjali v temperaturnem intervalu med 800° in 1100°C (tabela 2). Valjanje je potekalo na klinastem kalibru s hitrostjo od 3 do 9 s⁻¹. Po valjanju smo vzorce hitro ohladili v vodi (v času do dveh sekund). Klinaste vzorce smo po dolžini prerezali na polovico in na mestih, kjer je debelina klina ustrazala deformaciji od 0,10, 20 . . . do 80 %, pripravili vzorce za metalografske preiskave. Deformacija ustreza izrazu

$$\varepsilon = \frac{H_0 - H}{H_0} \cdot 100 (\%),$$

kjer pomeni H₀-začetno in H-končno višino valjanca.

Tabela 2: Pogoji valjanja klinastih preizkušancev

Predgrevanje	Temperatura valjanja (°C)	Ohlajanje
1000°C, 60 min.	800	voda
1000°C, 60 min.	1000	voda
1200°C, 60 min.	800	voda
1200°C, 60 min.	900	voda
1200°C, 60 min.	1000	voda
1200°C, 60 min.	1100	voda

Drugo polovico klinastih vzorcev smo nato dve uri žarili pri temperaturi 1000°C in ohladili v vodi.

Raziskave poprave in rekristalizacije pri majhnih hitrostih deformacije v temperaturnem intervalu med 850° in 1200°C smo naredili z nateznimi preizkusi. Preizkušance, premera 8 mm in dolžine 50 mm, smo izdelali iz vroče kovanih palic, premera 20 mm. Palice so bile po kovanju 30 min. žarjene na 1100°C in nato ohlajene v vodi. Deformacija vzorcev pri nateznem preizkusu je bila

** Výzkumný ústav hutnictví železa, pob. Karlštejn

** Slovenske železarnice, Metalurški inštitut v Ljubljani

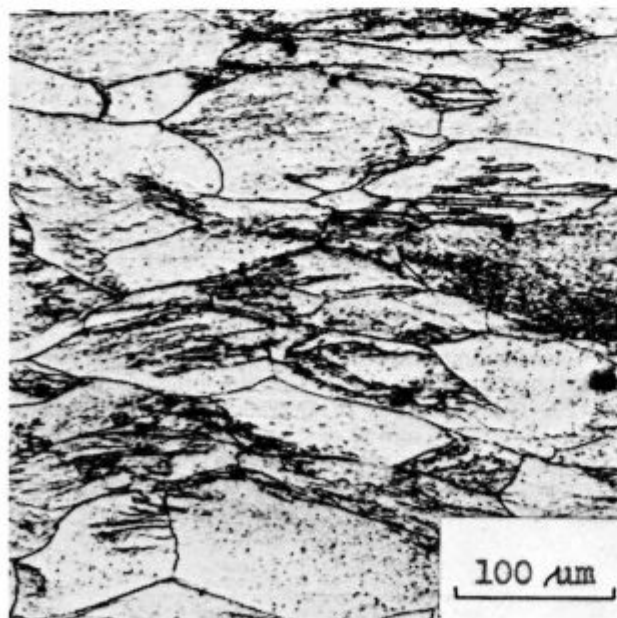
*** Originalno objavljeno: ZEZB 24 (1990) 3

*** Rokopis prejet: junij 1990

40% pri hitrosti deformiranja $5,9 \cdot 10^{-2} \text{s}^{-1}$. Vzorce smo takoj po deformaciji ohladili v vodi ali pa 5, 10 in 30 min. žarili na temperaturi deformacije in nato ohladili v vodi. Metalografske preiskave z optičnim mikroskopom in TEM smo naredili na vzorcih, izrezanih v vzdolžni smeri iz sredine nateznih preizkušancev. Obruse za optično mikroskopijo smo jedkali v raztopini iz 50 volumskih delov HNO_3 in 50 volumskih delov vode. Velikost kristalnih zrn smo določili s primerjalno metodo po ASTM standardu. Folije za transmisijsko mikroskopijo smo pripravili z opremo Tenupol 2 fy Struers v raztopini iz 10 delov HClO_4 in 90 delov metanola pri temperaturi -35°C in napetosti 20 V. Preiskave v TEM smo naredili pri pospeševalni napetosti 100 KV.

3. REZULTATI PREISKAV VALJANJA KLINASTIH PREIZKUŠANCEV

Preiskovani jekli imata pri valjanju klinastih preizkušancev v temperaturnem intervalu med 800°C in 1100°C in pri hitrostih deformacije od 3 do 9s^{-1} podobne mikrostrukturne spremembe. Mikrostrukturne značilnosti so podobne tako pri ekstremno veliki izhodni velikosti kristalnih zrn, ki je po enournem žarjenju pri temperaturi 1200°C med -2 in -3 , kot tudi pri znatno manjši povprečni velikosti zrn, ki se izoblikujejo pri enournem žarjenju pri temperaturi 1000°C in imajo po ASTM klasifikaciji velikost 2 do 4. Mikrostruktura je v vseh primerih iz velikih prvotnih zrn, deformiranih v smeri valjanja, v katerih se opazijo meje subzrn (slika 1). Pri jeklu 015Cr17Ti smo v mikrostrukturi vzorcev pri deformacijah, večjih od 30%, v celotnem temperaturnem intervalu valjanja opazili majhen delež enakoosnih rekristaliziranih kristalnih zrn. Pri jeklu 015Cr17Mo2Nb smo v mikrostrukturi opazili rekristalizirana zrna pri 30% deformacijah pri temperaturah deformacije 900°C in več. Delež rekristaliziranih zrn



Slika 1

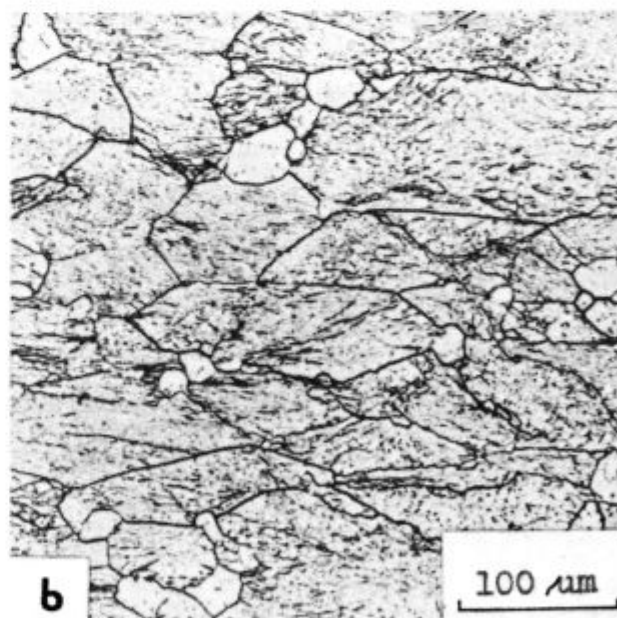
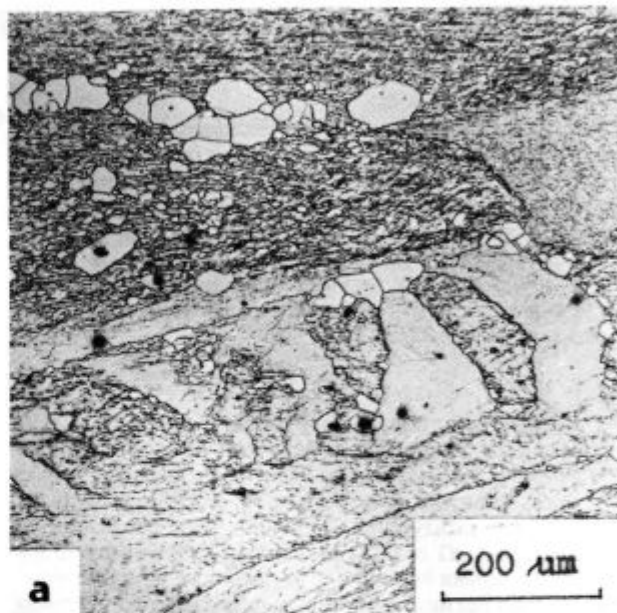
Mikrostruktura jekla 015Cr17Mo2Nb (60 min. žarjeno na temperaturi 1000°C) po valjanju klinastega preizkušanca pri temperaturi 800°C in 40% deformaciji.

Fig. 1

Microstructure of 015Cr17Mo2Nb steel (60 min. annealed at 1000°C) after rolling wedge test piece at 800°C , and 40% deformation

narašča z naraščajočo deformacijo in temperaturo deformacije (slika 2).

Preiskave vzorcev klinastih preizkušancev, zvaljanih pri temperaturi 800°C (slika 3a in 3b) v TEM so pokazale, da so v posameznih področjih poleg enakoosnih subzrn še v smeri deformacije razpotegnjena subzrna. Znotraj teh zrn se opazijo enakoosna področja, ki so med seboj ločena z mejami iz mrež individualnih dislokacij. Te ka-

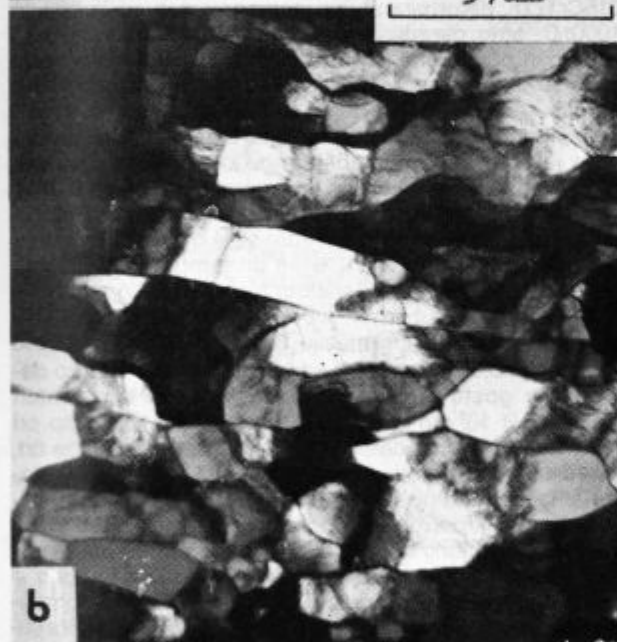
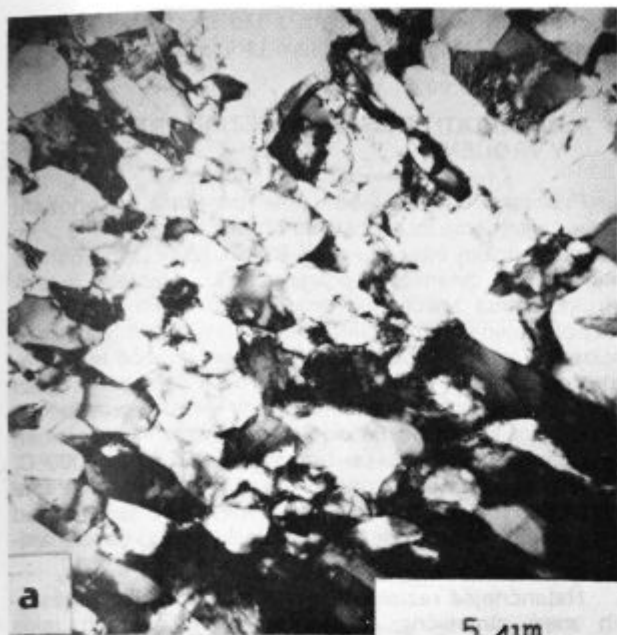


Slika 2

Mikrostruktura po valjanju klinastih preizkušancev:
a) jeklo 015Cr17Ti, žarjeno 60 min. na temperaturi 1200°C , temperatura valjanja 800°C , 70% deformacija,
b) jeklo 015Cr17Mo2Nb, žarjeno 60 min. na temperaturi 1000°C , temperatura valjanja 1000°C , 40% deformacija.

Fig. 2

Microstructure after rolling wedge test pieces:
a) steel 015Cr17Ti, annealed 60 min. at 1200°C , rolling temperature 800°C , 70% deformation
b) steel 015Cr17Mo2Nb, annealed 60 min. at 1000°C , rolling temperature 1000°C , 40% deformation



Slika 3

Subzrna v jeklu 015Cr17Mo2Nb. Klinasti preizkušanci so bili 60 min. žarjeni pri temperaturi 1000°C in valjani pri temperaturi 800°C, 40 % deformacija:

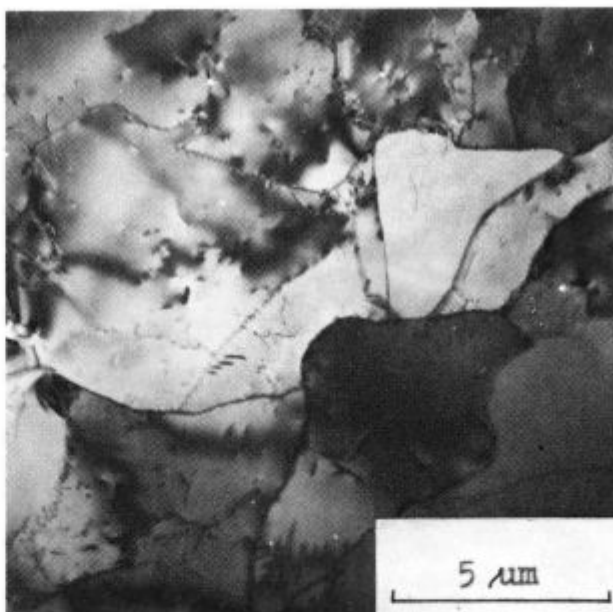
a) področje drobnih subzrn, b) področje grobih subzrn.

Fig. 3

Subgrains in 015Cr17Mo2Nb steel. Wedge test pieces were 60 min. annealed at 1000°C, and rolled at 800°C, 40 % deformation:

a) region of fine subgrains b) region of coarse subgrains

rakteristike so značilne za procese dinamične poligonizacije pri relativno nizkih temperaturah deformacije in visokih deformacijskih hitrostih. Študij morfologije subzrn pri valjanju klinastih preizkušancev pri temperaturi 1000°C v TEM in z difrakcijo je pokazal, da nastajajo približno enakoosna subzrna (slika 4). Ta subzrna so ločena z ostrimi mejami pod kotom disorientacije, ki je praviloma manjši od 5°.



Slika 4

Subzrna v dinamično rekristaliziranem zrnju. Jeklo 015Cr17Mo2Nb je bilo 60 min. žarjeno pri temperaturi 1000°C in valjano pri temperaturi 1000°C, 40 % deformacija.

Fig. 4

Subgrains in dynamically recrystallized grain. Steel 015Cr17Mo2Nb was 60 min. annealed at 1000°C, and rolled at 1000°C, 40 % deformation

Kot smo že omenili, nastajajo v mikrostrukturi klinastih preizkušancev pri 30 % in večji deformaciji tudi enakoosna rekristalizirana zrna. Ta zrna nastajajo zaradi mehanizma deformacijsko pogojene migracije kristalnih mej (slika 2a in 2b) praviloma najprej na tromejah in mejah prvotnih zrn. Glede na hitrost ohlaiditve vzorcev v vodi (največ do 2 sekundi) lahko sklepamo, da so ta rekristalizirana zrna rezultat dinamične rekristalizacije, ki ji je sledila metadinamična rekristalizacija. Ta domneva je potrjena s preiskavami v transmisijskem elektronskem mikroskopu. Na sliki 5 je prikazana visoka gostota dislokacij in submeje v substrukturi rekristaliziranega zrna. Prikazani rezultati dokazujejo, da je bilo opazovano rekristalizirano zrno po svojem nastanku, tudi z upoštevanjem mehanizma koalescence subzrn, ponovno deformirano, zato menimo, da je nastalo kot produkt dinamične rekristalizacije. Zato lahko trdimo, da pri valjanju klinastih preizkušancev, pri sorazmerno visokih hitrostih deformacije, v dinamično poligonizirani matici poteče tudi dinamična rekristalizacija, in to na mestih, kjer pride do prekoračitve kritične deformacije, potrebne za ta proces (7 in 8). Največji delež rekristaliziranih zrn v mikrostrukturi je znašal pri 70 do 80 % deformaciji približno 30 %.

Med dveurnim žarjenjem valjanih klinastih vzorcev pri temperaturi 1000°C poteka statična rekristalizacija matic, ki je bila dinamično poligonizirana. Odvisnost sprememb velikosti rekristaliziranih zrn je glede na izhodno stanje, temperaturo valjanja in deformacijo prikazana v rekristalizacijskih diagramih na slikah od 6a do 6d. Povprečna velikost kristalnih zrn v izhodnem stanju (žarjenje pri temperaturah 1000 in 1200°C) je podana pri ničelni deformaciji. V diagramih se vidijo pogoji valjanja klinastih preizkušancev, pri katerih dobimo po žarjenju popolno statično rekristalizacijo. Delež nerekristaliziranih področij v mikrostrukturi v nobenem primeru ni presegel 20 %. Na diagramih se vidi, da se pri deformacijah v tempera-



Slika 5

Substruktura dinamično rekristaliziranega zrna v jeklu 015Cr17Mo2Nb. Klinasti preizkušanelec je bil 60 min. žarjen pri temperaturi 1000°C in valjan pri temperaturi 1000°C, 40 % deformacija.

Fig. 5

Substructure of dynamically recrystallized grain in steel 015Cr17Mo2Nb. Wedge test piece was 60 min. annealed at 1000°C, and rolled at 1000°C, 40 % deformation

turnem intervalu med 800 in 1000°C z naraščajočo deformacijo velikost zrn ustali in ni odvisna od nadaljnjega naraščanja deformacije. To potrjujejo tudi rezultati preiskav reference 10.

Pri jeklu, vrste 015Cr17Ti, poteka statična rekristalizacija v primerjavi z jeklom 015Cr17Mo2Nb pri istih pogojih valjanja, vendar bistveno hitreje. Večjo rekristalizacijsko sposobnost nam potrjujejo tudi rezultati mikrostrukturnih preiskav vzorcev neposredno po valjanju. Znake rekristalizacije smo opazili že na vzrocih, zvaljanih pri temperaturi 800°C, medtem ko smo opazili razvoj teh

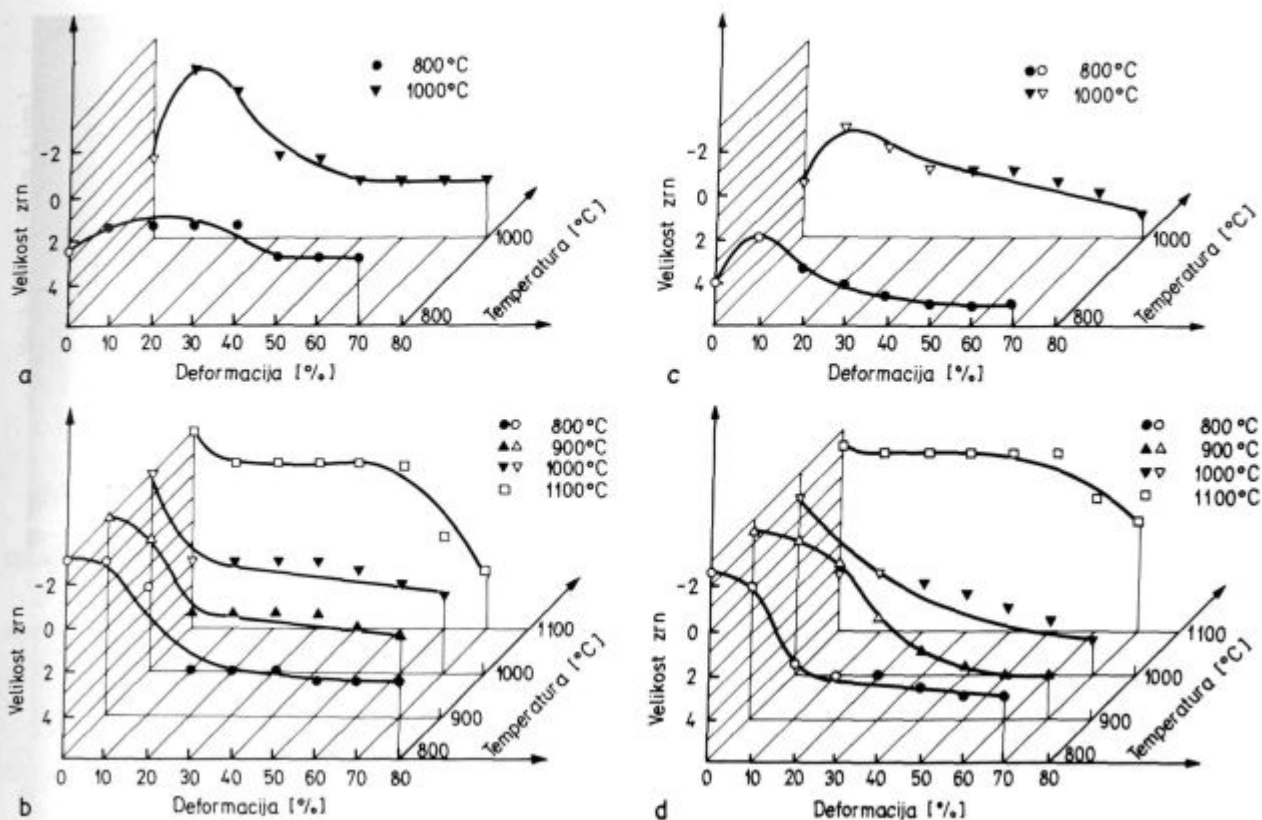
procesov pri jeklu, legiranem z Mo in stabiliziranim z Nb, pri 100°C višji deformacijski temperaturi.

4. REZULTATI PREISKAV NATEZNIH PREIZKUSOV V VROČEM

Procesi mehčanja obeh jekel potekajo pri enoosni 40 % deformaciji in hitrosti deformacije $5,9 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$, v temperaturnem intervalu med 850 in 1200°C, na osnovi mehanizma dinamične poligonizacije. Nastala mikrostruktura ima značilnosti prvotnih kristalnih zrn, ki so razpotegnjena v smeri deformacije in v katerih so mreže subzrn. Velikost subzrn narašča z naraščajočo temperaturo deformacije (slike 7a–7d). To se zelo jasno opazi pri analizi subzrn v transmisijem elektronskem mikroskopu. Na slikah od 8a do 8d so prikazane značilnosti vzorcev, deformiranih pri temperaturah 850 in 1000°C. Difrakcijska analiza in opazovanje sprememb kontrasta pri nagibu folij sta pokazala, da so meje med subzrni pod zelo majhnim kotom dezorientacije, ki je praviloma manjši od 3°.

Natančnejše raziskave o značilnostih subzrn, nastalih med dinamično poligonizacijo na vzorcih jekla 015Cr17Ti, deformiranih pri temperaturah 850, 900 in 1000°C, smo naredili z vrednotenjem srednje velikosti subzrn in povprečne gostote dislokacij. 40 % deformacija (logaritmična deformacija 0,34) ustreza v diagramu napetost – deformacija stanju poteka procesov dinamične poligonizacije za vse temperature deformacije. Odvisnost velikosti subzrn in gostote dislokacij od temperature deformacije je prikazana v diagramih na slikah 9 in 10 (11). Srednja velikost subzrn linearno narašča z deformacijsko temperaturo od vrednosti 4,6 μm pri temperaturi 850°C do vrednosti 12,6 μm pri temperaturi 1000°C. Na sliki 10 je prikazana analogna odvisnost gostote dislokacij znotraj subzrn. Povprečna gostota dislokacij je pri temperaturah deformacije 850°C in 900°C približno enaka in je $5,0 \cdot 10^8 \text{ cm}^{-2}$. Z naraščajočo temperaturo deformacije gostota dislokacij pada in je pri temperaturi 1000°C $3,2 \cdot 10^8 \text{ cm}^{-2}$. Za jeklo, vrste 015Cr17Ti, smo pri temperaturi deformacije 1000°C, na osnovi Kikuchiho črt, naredili natančne preiskave sprememb kota skupne dezorientacije med posameznimi subzrni v dinamično poligonizirani mikrostrukturi. Iz premika linij med sosednjimi subzrni smo merili horizontalno komponento kota skupne dezorientacije, glede na rotacijsko os vzporedno z ravnino folije (elektronodiagram, 12). Azimutne komponente kota dezorientacije subzrn glede na os, vzporedno z elektronskim snopom (12), nismo določili, ker je bila napaka pri meritvah prevelika (približno $\pm 1^\circ$). Rezultati tridesetih meritev so prikazani na sliki 11. Horizontalna komponenta kota dezorientacije se giblje v mejah od 0,2 do 2,6°, povprečna vrednost pa je 0,8°. Navedene ugotovitve se ujema z mnenji avtorjev referenc 13 in 14, ki navajajo, da imajo meje subzrn, nastalih med vročim preoblikovanjem, nizkokotni karakter s kotom dezorientacije, manjšim od 3°.

Povišanje deformacijske temperature na 1100°C, oz. 1200°C ne vodi samo k znatnemu povečanju subzrn, temveč poteka tudi deformacijsko inducirana migracija kristalnih mej izhodnih zrn. Zato ima predvsem jeklo 015Cr17Mo2Nb izrazito velika kristalna zrna (sliki 7c in 7d). Migracijo visokotnih mej lahko v principu opredelimo kot rekristalizacijski proces. Upoštevaty moramo le, da to ni klasičen rekristalizacijski proces z nastankom in rastjo novih zrn. Iz primerjave značilnosti subzrn, nastalih pri relativno počasni deformaciji pri vročem nateznem preizkusu in pri znatno višjih deformacijskih hitrostih va-

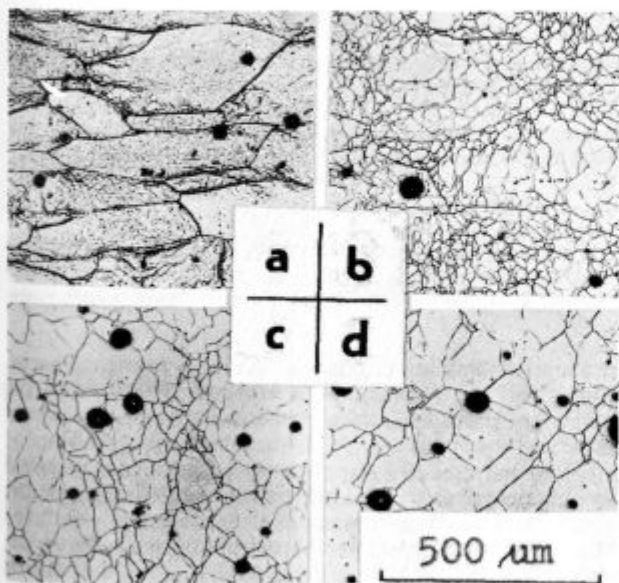


Slika 6

Rekristalizacijski diagrami valjanih klinastih preizkušancev žarjenih 2 uri pri temperaturi 1000°C in nato ohlajenih v vodi:
 a) jeklo 015Cr17Ti, pred valjanjem 60 min. žarjeno pri temperaturi 1000°C,
 b) jeklo 015Cr17Ti, pred valjanjem 60 min. žarjeno pri temperaturi 1200°C,
 c) jeklo 015Cr17Mo2Nb, pred valjanjem 60 min. žarjeno pri temperaturi 1000°C,
 d) jeklo 015Cr17Mo2Nb, pred valjanjem 60 min. žarjeno pri temperaturi 1200°C
 (na krivuljah označujejo polni simboli popolnoma rekristalizirano mikrostrukturo, prazni pa delno rekristalizirano mikrostrukturo).

Fig. 6

Recrystallization plots of rolled wedge test pieces annealed 2 hours at 1000°C, and then cooled in water:
 a) steel 015Cr17Ti, before rolling 60 min. annealed at 1000°C,
 b) steel 015Cr17Ti, before rolling 60 min. annealed at 1200°C,
 c) steel 015Cr17Mo2Nb, before rolling 60 min. annealed at 1000°C,
 d) steel 015Cr17Mo2Nb, before rolling 60 min. annealed at 1200°C
 (full symbols represent completely recrystallized microstructure, empty ones partially recrystallized microstructure)

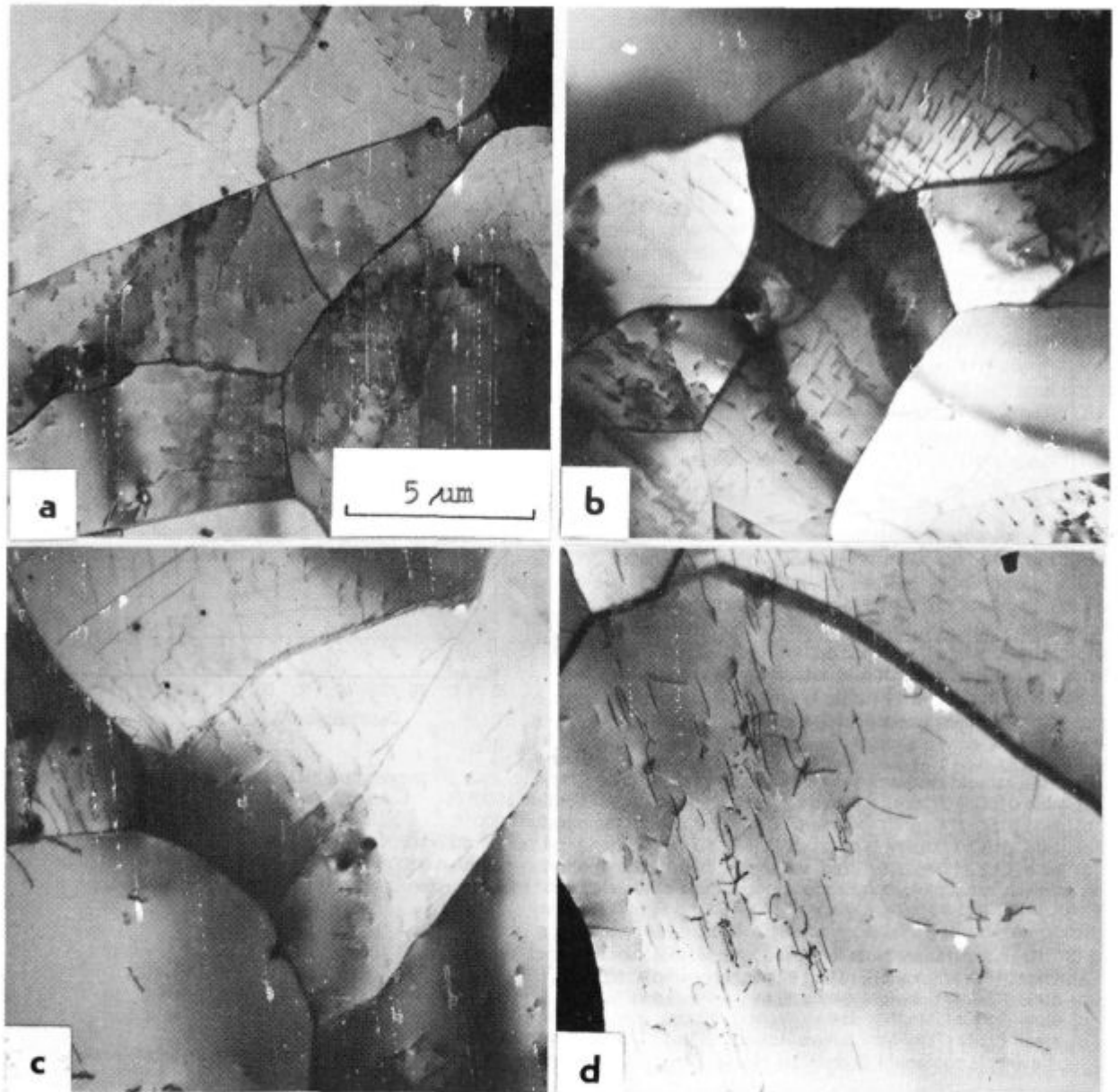


Slika 7

Mikrostruktura jekla 015Cr17Mo2Nb po vročem nateznem preizkusu pri 40 % deformaciji pri temperaturah:
 a) 850°C, b) 1000°C, c) 1100°C in d) 1200°C.

Fig. 7

Microstructure of 015Cr17Mo2Nb steel after hot tensile test at 40 % deformation and temperatures:
 a) 850°C, b) 1000°C, c) 1100°C, and d) 1200°C



Slika 8

Subgrna v jeklu po vročem nateznem preizkusu pri 40 % deformaciji:

- a) jeklo 015Cr17Ti, temperatura deformacije 850° C,
- b) jeklo 015Cr17Mo2Nb, temperatura deformacije 850° C,
- c) jeklo 015Cr17Ti, temperatura deformacije 1000° C,
- d) jeklo 015Cr17Mo2Nb, temperatura deformacije 1000° C.

Fig. 8

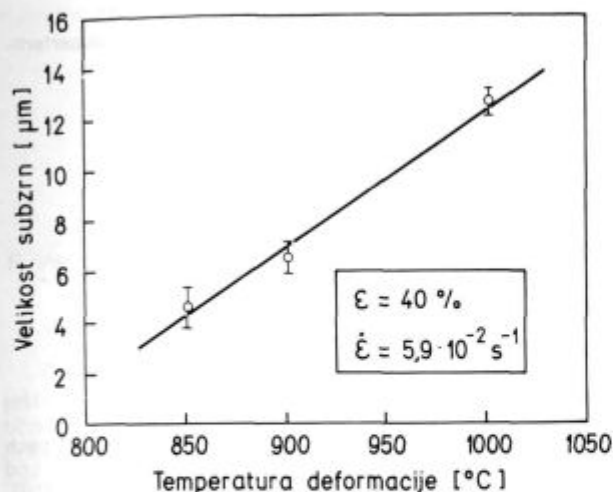
Subgrains in steel after hot tensile test at 40 % deformation:

- a) steel 015Cr17Ti, temperature of deformation 850° C,
- b) steel 015Cr17Mo2Nb, temperature of deformation 850° C,
- c) steel 015Cr17Ti, temperature of deformation 1000° C,
- d) steel 015Cr17Mo2Nb, temperature of deformation 1000° C.

ljanja klinastih preizkušancev pri istih temperaturah in deformacijah sledi, da se pri nižjih deformacijskih hitrostih ustvarja bolj stabilna dinamično poligonizirana mikrostruktura z značilnimi enoosnimi subzrni večjih dimenzij. Te ugotovitve so v skladu z mehanizmom dinamične poprave v kovinskih sistemih, ki imajo visoko energijo, napake zloga.

Pri žarjenju vzorcev na temperaturah, pri katerih smo naredili natezne preizkuse, je matica, v kateri so potekli

procesi dinamične poprave, statično rekrystalizirana. Rekrystalizirana kristalna zrna vzorcev, deformiranih pri nateznem preizkusu, so v primerjavi z vzorci, valjanimi pri enakih temperaturah in deformacijah, veliko bolj groba. To dejstvo si lahko razlagamo z nastankom stabilne dinamično poligonizirane mikrostrukture, ki je nastala pri relativno počasni deformaciji. Kalí za nastanek novih rekrystaliziranih zrn je v taki mikrostrukturi malo. Pri večjih deformacijskih hitrostih je poligonizirana mikrostruktura

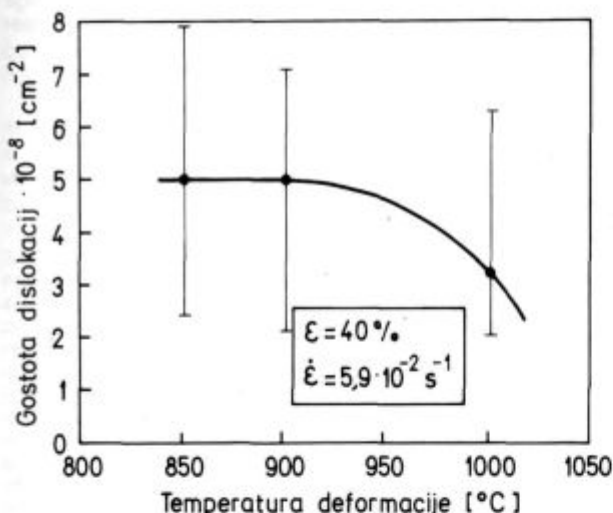


Slika 9

Odvisnost povprečne velikosti subzrn od temperature vročega nateznega preizkusa za jeklo 015Cr17Ti.

Fig. 9

Relationship between the average size of subgrains and the temperature of hot tensile test for 015Cr17Ti steel



Slika 10

Odvisnost povprečne gostote dislokacij v subzrnih od temperature vročega nateznega preizkusa za jeklo 015Cr17Ti.

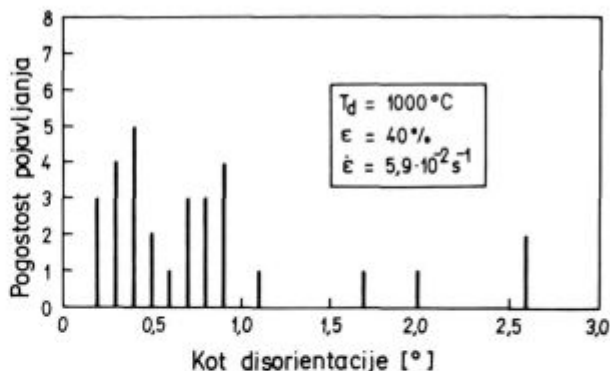
Fig. 10

Relationship between the average density of dislocations in subgrains and the temperature of hot tensile test for 015Cr17Ti steel

znatno manj stabilna. V začetnem štadiju žarjenja pospešujejo rekristalizacijo postdinamične kali, nastale med dinamično in metadinamično rekristalizacijo.

5. ZAKLJUČEK

Pri vroči predelavi feritnih nerjavnih jekel z nizko vsebnostjo ogljika in dušika poteka pri relativno visokih deformacijskih hitrostih v temperaturnem intervalu med 800 in 1000 °C dinamična poligonizacija matice in deloma tudi dinamična rekristalizacija. Pri majhnih deformacijskih hitrostih poteka v temperaturnem območju med 850 in 1200 °C predvsem dinamična poligonizacija, nad tem-



Slika 11

Horizontalna komponenta kota disorientacije med subzrni v jeklu 015Cr17Ti po vročem nateznem preizkusu pri temperaturi 1000 °C.

Fig. 11

Horizontal component of disorientation angle between subgrains in 015Cr17Ti steel after hot tensile test at 1000 °C.

peraturo 1000 °C pa tudi rast prvotnih kristalnih zrn, ki je posledica migracije kristalnih mej.

Zniževanje deformacijskih hitrosti vodi k nastanku zelo stabilne dinamično poligonizirane mikrostrukture. Pri naknadnem žarjenju se zaradi omejene nukleacije razvijejo groba rekristalizirana zrna (statična rekristalizacija). Sprejemljivo velikost kristalnih zrn, velikosti 3 do 4 po ASTM klasifikaciji, dobimo pri velikih deformacijskih hitrostih. Taka zrna nastanejo zaradi metadinamične in statične rekristalizacije matice, ki je v nestabilni dinamično poligonizirani mikrostrukturi že imela določen delež dinamično rekristaliziranih zrn.

Velikost rekristaliziranih zrn po žarjenju je odvisna od parametrov predhodne deformacije. Podana je z rekristalizacijskimi diagrami. Iz rezultatov sledi, da ima jeklo, vrste 015Cr17Ti, večjo rekristalizacijsko sposobnost v primerjavi z jeklom 015Cr17Mo2Nb. Jeklo, legirano z Mo in stabilizirano z Nb, ima nekatere druge prednosti, predvsem bistveno nižjo prehodno temperaturo (žilavost).

Z raziskavami smo razširili poznavanje mikrostrukturnih karakteristik feritnih nerjavnih jekel s 17% Cr in nizko vsebnostjo ogljika in dušika v odvisnosti od parametrov vročega preoblikovanja in rekristalizacijskega žarjenja. Podani so nekateri pogoji za tehnologijo vroče predelave, ki zagotavlja ustrezno mikrostrukturo jekla.

LITERATURA

1. Stainless Steel 77, Proceedings of the Inter. Conf. London, Climax Molybdenum Co., Greenwich, 1977
2. Čížek P.: Závěrečná zpráva výzk. úkolu č. A 00-123-237, VÚHZ Dobruška, pobočka Karlštejn, 1987
3. Čížek P. et al.: Hutnické listy, 1989, č. 1, 32
4. Čížek P. et al.: Kovové materiály, 27, 1989, 84
5. Čížek P. et al.: Hutnické listy, 1989, č. 2, 99
6. Maki T., Okaguchi S., Tamura I.: Strength of Metals and Alloys, Proceedings of the 6-th Intern. Conf. Melbourne, Pergamon Press, Oxford, 1982, 529
7. Kato K., Saito Y., Sakai T.: Proceedings of the 4-th Czechoslovak - Japanese Metallurgical Symp. Prague, 1983, 16
8. Kato K., Saito Y., Sakai T.: Trans. ISIJ, 24, 1984, 1050
9. Klimanek P. et al.: Czech. J. Phys., B 38, 1988, 373
10. Glover G., Sellars C. M.: Met. Trans., 3, 1972, 2271
11. Ouchi Ch., Okita T.: Trans. ISIJ, 23, 1983, 128
12. Utevskij L. M.: Difrakcionnaia elektronnaia mikroskopija v metallovedeniji, Metallurgija, Moskva, 1973

13. Mc Queen, H. J. et al.: Scripta Met., 39, 1985, 73
 14. Kassner M. E., Myshlyayev M. M., Mc Queen, H. J.: Mater. Sci. and Eng., A 108, 1989, 45
 15. Smajić N.: Železarski zbornik, 22 st. 1, 1988, 19-22
 16. Triplat J., Smajić N., Arh J., Kmetič D.: Osvajanje superferitnih nerjavnih jekel, Poročilo MI v Ljubljani, 89-015

ZUSAMMENFASSUNG

Bei der Warmverformung ferritischer nichtrostender Stähle mit niedrigem Kohlenstoff und Stickstoff gehalt verläuft bei relativ hohen Verformungsgeschwindigkeiten (walzen von Keilproben) im Temperaturintervall zwischen 800 und 1000°C dynamische Polygonisation der Grundmasse teilweise aber auch die dynamische Rekristallisation. Bei kleinen Verformungsgeschwindigkeiten (Warmzugversuch) verläuft bei Temperaturen zwischen 850 und 1200°C vorwiegend dynamische Polygonisation, über der Temperatur von 1000°C aber wegen der Kristallgrenzenwanderung auch das Wachstum von Primärkorn.

Die Reduzierung der Verformungsgeschwindigkeit führt zur Entstehung von sehr stabilen dynamisch polygonisierten Mikrogefüges. Beim Rekristallisationsglühen entsteht wegen begrenzter Keimbildung ein grobkörniges Gefüge (statische Rekristallisation). Nur mit hohen Verformungsgeschwindigkei-

ten kann eine entsprechende Korngrösse (Klasse 3 bis 4 nach ASTM) der rekristallisierten Körner versichert werden und zwar als Folge der metadynamischen und statischen Rekristallisation der Grundmasse in der schon im nichtstabilen dynamisch polygonisierten Mikrogefüge ein kleiner Anteil dynamisch rekristallisierten Körner enthalten war. Die Grösse der Statisch rekristallisierten Körner ist abhängig von den Parametern der vorgängigen Verformung beim Walzen und wird in den Rekristallisationsdiagrammen gegeben. Aus den Ergebnissen ist zu entnehmen, dass der Stahl 015Cr17Ti eine grössere Rekristallisationsfähigkeit im Vergleich zum Stahl 015Cr17Mo2Nb hat. Der mit Mo legierter und Nb stabilisierter Stahl hat einige andere Vorteile, vorallem wesentlich niedrige Übergangstemperatur (Zähigkeit).

SUMMARY

In hot working of ferritic stainless steel with low contents of carbon and nitrogen dynamic polygonization of matrix and partially also dynamic recrystallization took place at relatively high deformation rates (rolling of wedge test pieces) in the temperature range between 800 and 1000°C. At low deformation rates (hot tensile test) mainly dynamic polygonization takes place between 850 and 1200°C, while above 1000°C due to migration of grain boundaries also growth of original grains was observed.

Reduction of deformation rate causes the formation of a very stable dynamically polygonized microstructure. In recrystallization annealing coarse recrystallized grains (static recr-

ystallization) are formed due to limited nucleation. Only high deformation rates ensure that the size of recrystallized grains is suitable (class 3 to 4 by ASTM) due to metadynamic and static recrystallization of matrix which already contains a small portion of dynamically recrystallized grains in the unstable dynamically polygonized microstructure. The size of statically recrystallized grains depends on the parameters of previous deformation in rolling and it is given in recrystallization plots. The results indicate that the recrystallization capacity of steel 015Cr17Ti is higher than that of steel 015Cr17Mo2Nb. Steel alloyed with Mo and stabilized with Nb has some other advantages, mainly the essentially lower transition temperature (toughness).

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В процессе горячей обработки сталей с ферритной основой и низким содержанием углерода и азота, при сравнительно высоких скоростях деформации (прокатка клинообразных испытательных образцов), в температурных интервалах между 800 и 1000°C, происходит динамическая полигонизация ядра и частично также динамическая рекристаллизация. При небольших скоростях деформации (испытание натяжения в горячей среде) и при температурах между 850 и 1200°C, главным образом осуществляется динамическая полигонизация, при температуре превышающей 1000°C, вследствие миграции пределов кристаллизации осуществляется увеличение первичных зерен.

Уменьшением скорости деформации образуются очень стабильные динамическая полигонизованные микроструктуры. При рекристаллизационном обжигании, вследствие упомянутой нуклеации, образуются грубые, рекристаллизованные

зерна (статическая рекристаллизация). Только при высоких скоростях деформации обеспечивается соответствующий размер рекристаллизованных зерен (класс 3—4 по ASTM), а именно как результат метадиамической и статической рекристаллизации ядра, у которого уже в нестабильной динамично полигонизованной микроструктуре имелась небольшая часть динамично рекристаллизованных зерен. Размер статично рекристаллизованных зерен зависит от параметров предварительной деформации при прокатке и указывается в рекристаллизационных графиках. Из результатов видно, что стали 015Cr17Ti имеет большую рекристаллизационную способность по сравнению со сталью 015Cr17Mo2Nb. У стали, легированной с Mo и стабилизированной с Nb, некоторые другие преимущества, прежде всего значительно более низкая температура перехода.