

V. Knežević, Z. Cvijović, D. Mihajlović

RAZLAGANJE METASTABILNOG FERITA PRI ZAGREVANJU BRZO OČVRSLOG DUPEKS NERĐAJUĆEG ČELIKA

THE METASTABLE FERRITE DECOMPOSITION DURING HEAT TREATMENT OF RAPIDLY SOLIDIFIED DUPLEX STAINLESS STEEL

Originalni naučni rad / Original scientific paper

UDK / UDC: 669.14.018.8.017.3

Rad primljen / Paper received: 10.1.2000.

Adresa autora / Author's address:

Mr Vida Knežević, prof. dr Zorica Cvijović, prof. dr Draganja Mihajlović
Tehnološko-metalurški fakultet, Beograd, Karnegijeva 4

Ključne reči:

- Dupleks nerđajući čelik
- Visokotemperaturno zagrevanje
- Obrazovanje sekundarnih faza
- Mehanizam i kinetika
- Stereološka analiza

Izvod

Ispitano je razlaganje metastabilnog δ ferita pri izotermalnom zagrevanju površinski topljenog dupleks nerđajućeg čelika sa bakrom (22/7/2) u području 800 do 1150°C. Diskutovane su sekvence procesa izdvajanja i objašnjeni mehanizmi obrazovanja sekundarnih faza.

Key words:

- Duplex stainless steel
- High-temperature annealing
- Secondary phases formation
- Mechanism and kinetics
- Stereological analysis

Abstract

The metastable δ ferrite decomposition during isothermal annealing in the range 800 to 1150°C was investigated in surface melted 22/7/2 copper-bearing duplex stainless steel. The precipitation sequence processes are discussed and mechanism of secondary phases formation explained.

UVOD

Dupleks nerđajući čelici (DNČ) predstavljaju grupu visokolegiranih čelika, projektovanih tako da poseduju dobre osobine austenitnih i feritnih nerđajućih čelika, ali i da prevaziđu njihove nedostatke, odnosno da se dobije materijal koji istovremeno ima visoke i mehaničke karakteristike i korozivnu otpornost /1/. Ovakva kombinacija osobina uslovlila je njihovu rasprostranjenu primenu u postrojenjima sa korozivnim sredinama, posebno u onima koje sadrže hloride /2/. U cilju daljeg poboljšanja karakteristika DNČ, posebno otpornosti prema tačkastoj (pitting) koroziji, razvijena je nova podgrupa superdupleks nerđajućih čelika (SDNČ) sa povećanim sadržajem hroma, molibdena i azota /3/.

Glavni činilac postizanja jedinstvene kombinacije visokocenjenih osobina DNČ je dvofazna struktura sa približno istim udelom ferita i austenita, odgovarajućeg sastava, morfologije i raspodele faza /4/. Optimalni fazni sastav, zahtevane morfološke karakteristike i koncentracija legirajućih elemenata u fazama postižu se balansiranjem hemijskog sastava i uslova izrade čelika /3,5/. Da bi se obezbedilo stabilno ponašanje čelika u eksploataciji neophodno je sačuvati ovako izbalansiranu mikrostrukturu i njom uslovljene osobine.

Međutim, povećane brzine hlađenja pri očvršćavanju, koje se ostvaruju u procesima zavarivanja topljenjem (električni luk, plazma, laserski i elektronski snop) ili u savremenim procesima površinskog topljenja, dovode do obrazovanja u manjem ili većem stepenu neravnotežnih, metastabilnih austenitno-feritnih struktura, koje se bitno razlikuju od optimalne strukture osnovnog metala /6/. Naime, zbog velike sklonosti nerđajućih čelika ka neravnotežnom očvršćavanju dolazi do

pojave metastabilnog δ ferita, izmene morfologije i disperzije strukture, kao i nehomogene raspodele rastvorenih legirajućih elemenata. Ovako nastali δ ferit je visokonestabilan i, ukoliko se zavareni spoj u toku eksploatacije i reparacijom izloži dejstvu visokih temperatura, postepeno se transformiše u austenit (γ_2) i druge sekundarne faze, kao što su karbidi hroma, σ , χ i druge intermetalne faze. Preraspodela legirajućih elemenata, kao rezultat ovih procesa transformacije, može poremetiti ravnotežni odnos otpornosti faza prema koroziji i bitno izmeniti mehanička svojstva ovih čelika /7/.

Razlaganje δ ferita zavisi od hemijskog sastava čelika, odstupanja od ravnoteže, temperature i vremena zagrevanja, ali i od morfologije mikrostrukture. Male promene nekog od ovih strukturnih i procesnih parametara mogu bitno da utiču na vrstu i zapreminski udeo izdvojenih faza. Novija ispitivanja su pokazala da se povećanjem sadržaja nikla ili azota u čeliku sa 25% Cr i 3.5% Mo pomera maksimalna temperatura stabilnosti σ -faze ka temperaturi iznad 950°C /5/, što dovodi do krstosti čelika posle znatno kraćeg vremena zagrevanja na povišenim temperaturama. Takođe je zapaženo da brzina razlaganja metastabilnog δ ferita i morfološke promene do kojih pri tome dolazi zavise od kristalografskih karakteristika međufaznih δ/γ graničnih površina kao mesta heterogene nukleacije sekundarnih faza /8/. Sa aspekta stabilnosti strukture u eksploatacionim uslovima, kao i zadržavanja dobrih korozivnih i mehaničkih osobina, značajno je poznavanje zavisnosti procesa razlaganja δ ferita od navedenih uticajnih parametara. U literaturi se može naći malo podataka o razlaganju δ -ferita u brzohlađenim čelcima. Stoga je učinjen pokušaj da se za DNČ sa bakrom klase 22/7/2, očvršlog pri većoj brzini hlađenja, utvrdi ponašanje zaostalog δ ferita pri visokotemperaturnom zagrevanju i prati sa vremenom zagrevanja brzina obrazovanja sekundarnih faza.

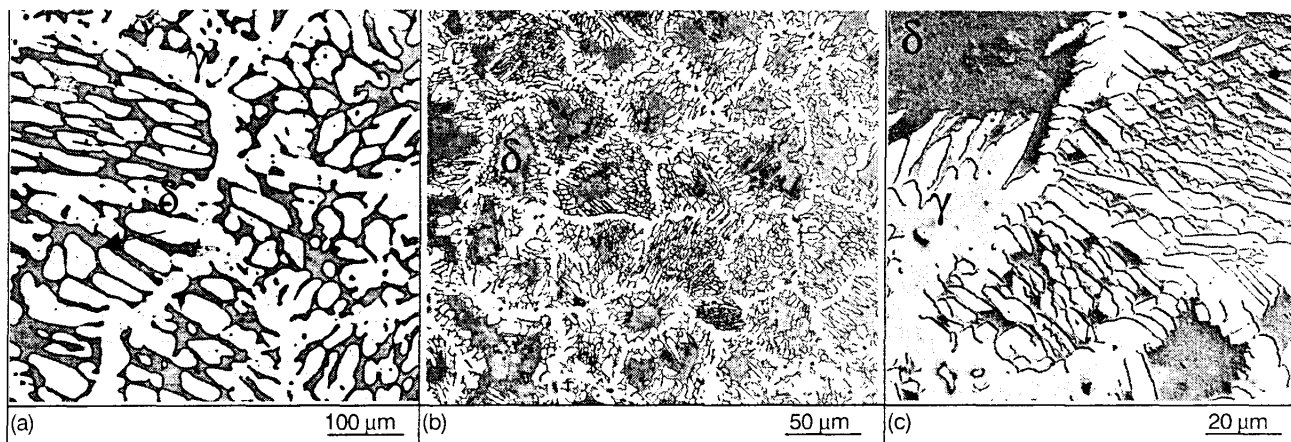
EKSPERIMENTALNI POSTUPAK

Ispitivan je komercijalni DNČ sastava bliskog SDNČ oznake Ferralium 255 /3/ (u mas.%): 22,5Cr-8Ni-2,5Mo-3,5Cu-0,1N-0,08C, koji u ravnotežnim uslovima očvršćava sa feritom (δ) kao primarnom fazom i eutektički obrazovanim austenitom (γ_E) - FA model. Radi simuliranja procesa zavarivanja i dobijanja mikrostrukture letvičastog ferita (LF), tipične za metal šava, uzorci, dimenzija 15x15x10 mm, isečeni iz blokova konvencionalno odlivenih u peščane kalupe, su izloženi lokalnom topljenju površine u nepokretnom električnom luku TIG postupkom. Podaci o uslovima površinskog topljenja su dati u tab. 1.

Tabela 1. Parametri procesa površinskog topljenja u električnom luku

Postupak	TIG (ručno)
Zaštitna atmosfera	argon
Napon	12 V
Jačina struje	120 A
Uneta energija	28,8 kJ
Dejstvo luka	20 s
Hlađenje	vazduh

Razlaganja δ -ferita u visokotemperaturnoj oblasti stabilnosti sekundarnog austenita, γ_2 i σ -faze je proučavano praćenjem mikrostrukturnih promena pri izotermalnom zagrevanju na 800, 900, 1050 i 1150°C u toku 2; 5; 15; 30; 60 i 120 min. Temperature zagrevanja su odabrane tako da se obuhvati niži interval kao i u ranijim ispitivanjima /10/, ali i viši interval da bi se odredila gornja granica stabilnosti, odnosno temperatura početka rastvaranja σ -faze. Posle zagrevanja uzorci su hlađeni u vodi.

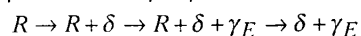


Slika 1. Mikrostruktura konvencionalno očvrslrog (a) i površinski topljenog DNČ morfologije LF (b i c)

u toku zagrevanja, koji je određivan linearnom metodom na uređaju za poluautomatsku analizu slike.

REZULTATI I DISKUSIJA

Ispitivani DNČ očvršćava iz rastvora R pri malim brzinama hlađenja, ostvarenim konvencionalnim livenjem u peščane kalupe, približno ravnotežno po FA modelu:



Količina primarnog ferita se pri daljem hlađenju kroz dvofaznu ($\delta + \gamma$) oblast smanjuje zbog odvijanja difuziono kontrolisane fazne transformacije:



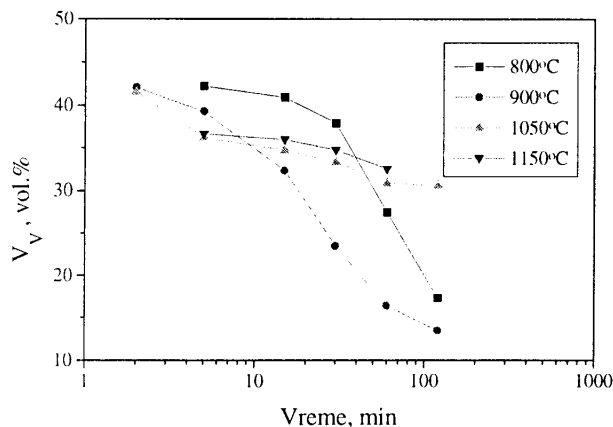
Mikrostruktura čelika je razvijena elektrohemijским nagrzanjem u 20% vodenom rastvoru NaOH ($U=5V$, $t=20s$) i u 10% vodenom rastvoru oksalne kiseline ($U=2-6V$, $t=15s$). Primenjena je metoda svetlosne (SM) i skening elektronske (SEM) mikroskopije. Brzina obrazovanja sekundarnih faza je praćena preko promene zapreminskog udela (V_V , vol.%)

Tipičan izgled tako nastale dvofazne $\delta + \gamma$ mikrostrukture je prikazan na sl. 1.a. Vidi se da je austenit (svetla faza) izdvojen u obliku grube kontinuirane mreže po granicama feritnih oblasti (siva faza) kao i unutaršnjih u međudendritnom prostoru i da ga karakteriše zaobljena, nekoherentna međufazna granična površina sa feritom. Količina od 33,3 vol.% ferita u strukturi se može smatrati približno ravnotežnom.

Povećanjem brzine hlađenja pri očvršćavanju austenitno-feritna struktura se značajno menja kako u pogledu količine faza tako i morfologije i finoće (sl. 1.b, c). U poređenju sa zapreminskim udelom δ -ferita u konvencionalno očvrslj strukturi mikrostruktura LF sadrži gotovo 10 vol. % više ferita, zbog ometene transformacije u čvrstom stanju. Austenit je izdvojen po granicama velikih feritnih oblasti u vidu mreže, od koje se ka unutrašnjosti δ -ferita pružaju nizovi međusobno paralelnih grana austenita, kao i u vidu pločica izdvojenih unutar pojedinih feritnih oblasti. Mikrostrukturu LF karakteriše i veliki udeo pretežno ravnih, polukoherentnih i slabo pokretnih δ/γ graničnih površina, dok se zakrivljeni, nekoherentni delovi granica zapažaju samo na onim mestima u strukturi gde ferit obrazuje tzv. "džepove" između paralelnih grana austenita.

Dakle, δ -ferit prisutan u strukturi DNČ morfologije LF je termodinamički nestabilan zbog čega se pri izlaganju visokim temperaturama razlaže na sekundarne faze. Količina δ -ferita zaostalog nakon termičkog tretiranja kao i kinetika njegovog razlaganja zavise od temperature. Naime, niže temperature (800 i 900°C) karakteriše veliki procent transformacije δ -ferita (60% i 69%, respektivno), dok krive promene zapreminskog udela ferita sa vremenom imaju tipičan S oblik: posle početnog nešto sporijeg stadijuma dolazi do naglog ubrzanja reakcije, da bi se posle 120 min zagrevanja razlaganje δ -ferita usporilo i ušlo u završni, stacionarni stadijum (sl. 2). Primećeno je, takođe, da se reakcija odigrava brže na 900°C. Količina transformisanog δ -ferita na tempe-

raturama 1050 i 1150°C je, pak, znatno manja, što se može objasniti ulaskom u oblast velike zakrivljenosti solvus površina ka jednofaznom γ prostoru u ravnotežnom dijagramu stanja Fe-Cr-Ni i veće ravnotežne količine δ -ferita u strukturi.



Slika 2. Promena zapreminskog udela ferita V_V , vol. %, sa temperaturom, °C, i vremenom zagrevanja, min

Ispitivanja su takođe pokazala da povišenje temperature utiče i na promenu mehanizma razlaganja δ -ferita: u intervalu od 800 do 1050°C δ -ferit se razlaže na sekundarni austenit, γ_2 , i σ -fazu, dok iznad 1050°C izdvajanje σ -faze nije utvrđeno, tab. 2.

Faza koja se na svim temperaturama ispitivanja prva obrazuje razlaganjem δ -ferita je sekundarni austenit, heterogeno izdvojen na prethodnim δ/γ granicama, γ_{2g} . Međufazne δ/γ granice, naročito nekoherentne, energetski su veoma povoljna mesta za nukleaciju, a kako γ_{2g} ima istu orijentaciju kao i već prisutni austenit ($\gamma_p = \gamma_E + \gamma_T$) na kome se γ_{2g} izdvaja /9/ ovaj tip rasta se može kvalifikovati kao epitaksijalni. Na sl. 3. su prikazane mikrofotografije koje ilustruju sekvence izdvajanja γ_{2g} . Već nakon 2 do 5 minuta zagrevanja na svim temperaturama zapaža se značajno izdvajanje ove faze. Prema rezultatima kvantitativne mikrohemijske analize, datim u radu /10/ novo nastali γ_{2g} je bogatiji niklom a siromašniji hromom i molibdenom u odnosu na γ_p . Prvenstveno nekoherentne, veoma pokretne δ/γ granice se kreću u stranu δ -ferita (sl. 3.b), pri čemu dolazi do preraspodele legirajućih elemenata na frontu rasta nove faze i formiranja uzanog sloja δ -ferita (sl. 3.a) obogaćenog hromom, molibdenom i silicijumom, a osiromašenog niklom i bakrom. Kako hrom i molibden imaju veliki afinitet prema ugljeniku i obrazuju karbid $M_{23}C_6$ tipa /11/, a ispitivani DNC ima relativno visok sadržaj ugljenika (0,07-0,08 mas. % C), postoje uslovi da se izdvoje karbidi, što su pažljiva mikrostrukturalna ispitivanja uzoraka termički obrađenih na temperaturama 800 i 900°C i pokazala (sl. 3.c, d). Naime, na pojedinim mestima u strukturi unutar austenita uočavaju se nizovi ("venčići") karbida formirani na δ/γ granicama tokom njihovog kretanja pri izdvajanju γ_{2g} . Ovo navodi na pretpostavku da se, zbog presičenja sloja ferita kritičnim legirajućim elementima neposredno uz pokretnu γ_{2g} granicu, iz ferita talože čestice karbida na povoljno orijentisanim visokoenergetskim nekoherentnim granicama. Na taj način se smanjuje legiranost δ -ferita hromom i molibdenom i smanjuje njegova termodinamička stabilnost, pa se stvara pokretačka sila za kretanje γ_{2g} granica i intenziviranje reakcije $\delta \rightarrow \gamma_{2g}$. Kako istaložene čestice karbida blokiraju kretanje $\delta \rightarrow \gamma_{2g}$ granice na pojedinim

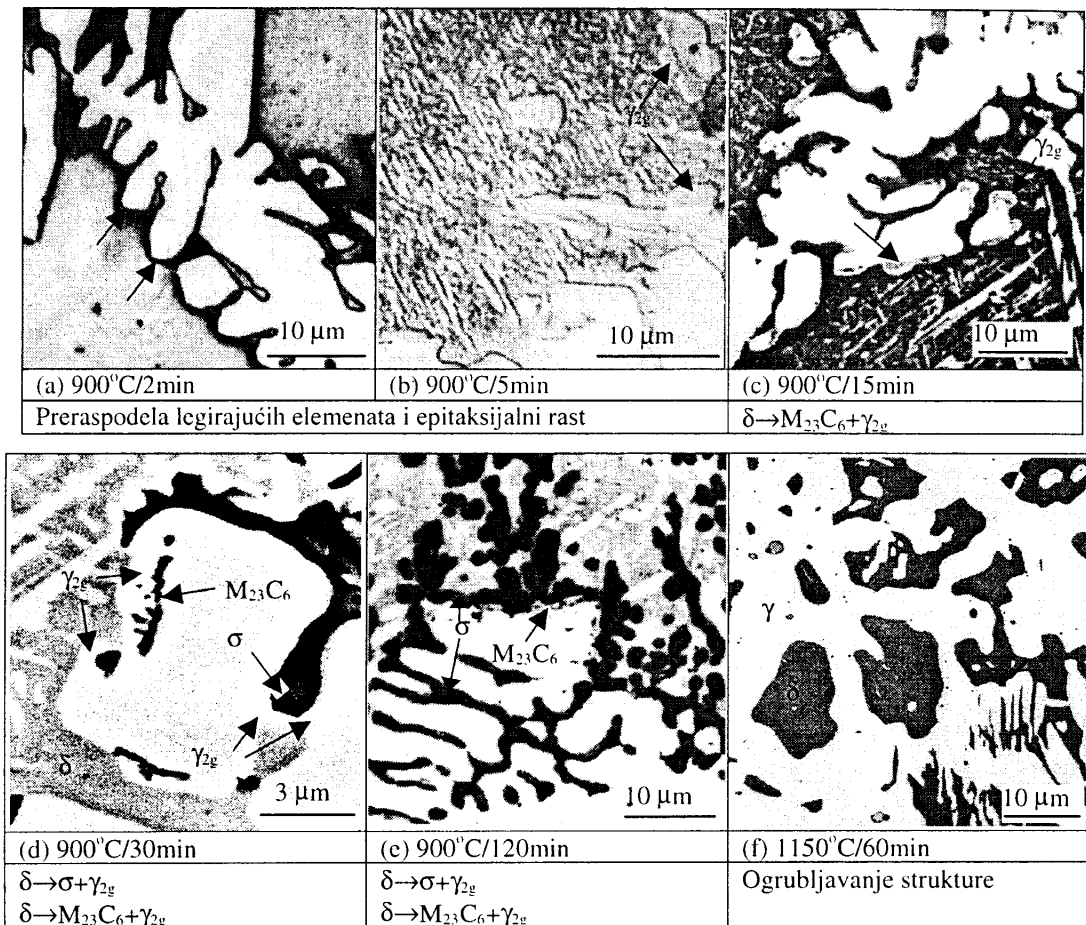
mestima, granica se savija, a nakon toga i odvaja od karbida, koji ostaju u austenitnoj osnovi. Dalji rast $M_{23}C_6$ je veoma spor, s obzirom na mnogo sporiju difuziju legirajućih elemenata u austenitu. U strukturi se, međutim, zapažaju i pojedine oblasti u kojima je karbidna faza izdvojena u formi koja podseća na eutektoidnu (sl. 3.d), što ide u prilog tvrdnji da se karbid izdvaja reakcijom $\delta \rightarrow M_{23}C_6 + \gamma_{2g}$, pri čemu se pojava "venčića" karbida može objasniti malom količinom eutektoida zbog čega njegova eutektoidna morfologija ne dolazi do izražaja. Izdvajanje karbida, pak, na višim temperaturama (1050 i 1150°C) nije uočeno, već γ_{2g} isključivo raste epitaksijalno na prethodnim δ/γ granicama.

Tabela 2. Mehanizam razlaganja δ -ferita u strukturi LF u zavisnosti od temperature zagrevanja

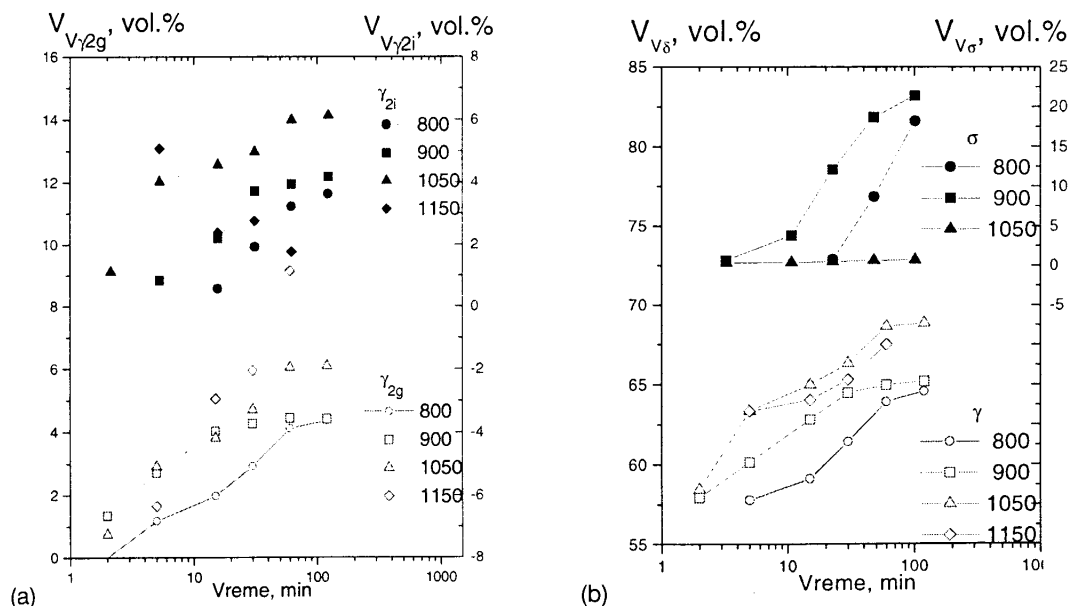
Temperatura	Tip sekundarne faze		
800°C	Sekundarni austenit, γ_2		
	Intergranularni, γ_{2g}	epitaksijalni rast	$\delta \rightarrow \gamma_{2g}$
		eutektoidna reakcija	$\delta \rightarrow M_{23}C_6 + \gamma_{2g}$
	Intragranularni, γ_{2i}	Vidmanštetenov tip rasta	$\delta \rightarrow \gamma_{2i}$
900°C	σ faza	in situ	$\delta \rightarrow \sigma$
		eutektoidna reakcija	$\delta \rightarrow \sigma + \gamma_2$
1050°C	Sekundarni austenit, γ_2		
	Intergranularni, γ_{2g}	epitaksijalni rast	$\delta \rightarrow \gamma_{2g}$
	Intragranularni, γ_{2i}	Vidmanštetenov tip rasta	$\delta \rightarrow \gamma_{2i}$
	σ faza	in situ	$\delta \rightarrow \sigma$
1150°C	Sekundarni austenit, γ_2		
	Intergranularni, γ_{2g}	epitaksijalni rast	$\delta \rightarrow \gamma_{2g}$
	Intragranularni, γ_{2i}	Vidmanštetenov tip rasta	$\delta \rightarrow \gamma_{2i}$

Sa produženjem vremena i povišenjem temperature izotermalne transformacije raste količina izdvojenog γ_{2g} (sl. 4.a), polukoherentne δ/γ granice menjaju svoj karakter, zaobljavaju se i postaju pokretljivije, ubrzavajući $\delta \rightarrow \gamma$ transformaciju, dok se procesi ogrubljanja strukture intenziviraju (sl. 3.f). Intenzivna preraspodela legirajućih elemenata i obogaćenje hromom i molibdenom sloja ferita ispred pokretne δ/γ granice, kao i promena karaktera granica obezbeđuju uslove i za izdvajanje σ -faze (sl. 3.e) na nižim temperaturama. Međutim, smanjenje pokretačke sile zbog približavanja ravnoteži do vodi do usporavanja reakcije i njenog ulaska u stacionarni režim. Tako se ukupna količina izdvojenog γ_{2g} na nižim temperaturama ispitivanja asimptotski približava vrednosti 4,5 vol.%, a na višim temperaturama (1050 i 1150°C) vrednostima 6,1 i 9,2 vol.%, respektivno (sl. 4.a).

Pored izdvajanja intergranularnog sekundarnog austenita zapaženo je da se na svim temperaturama ispitivanja, nakon određenog inkubacionog perioda, γ_2 javlja i intragranularno, γ_{2i} (sl. 5.a). Rast ovih čestica se odvija Vidmaštetenovim mehanizmom, tokom koga se uspostavlja Kurdumov-Sahs (K-S) kristalografski orijentacijski odnos sa δ -feritom /12/, što objašnjava njihov usmeren rast i ravne međufazne granične površine δ/γ_{2i} (sl. 5.b). Na taj način se formira karakteristična umrežena struktura (struktura "pletene korpe"), sl. 5.c. Iako veoma razvijena međufazna granična površina δ/γ_{2i}



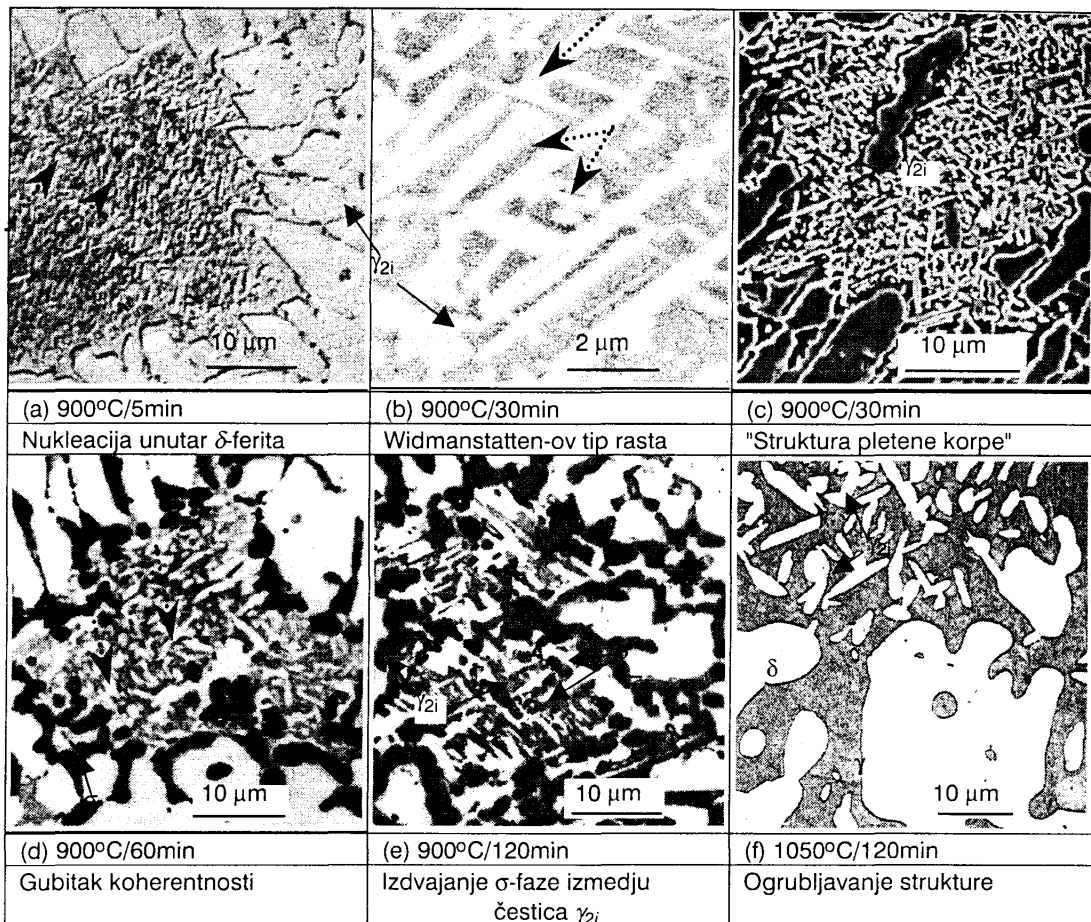
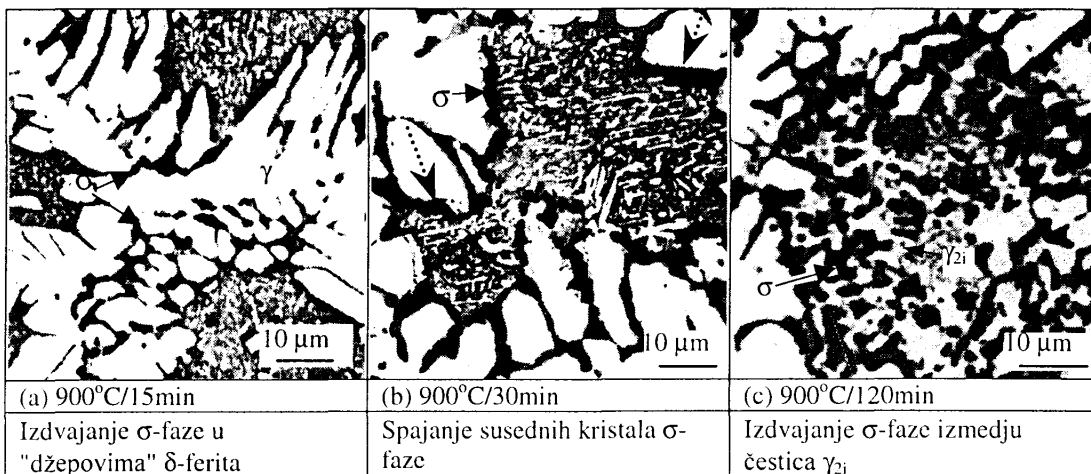
Slika 3. Sekvence izdvajanja intergranularnog sekundarnog austenita, γ_{2g}



Slika 4. Promena zapreminskog udela V_V , vol. %, intragranularnog austenita, γ_{2i} , i intergranularnog austenita, γ_{2g} (a), σ -faze i ukupnog austenita, γ_2 (b) sa temperaturom, °C, i vremenom zagrevanja, min

obezbeđuje veliku pokretačku silu za procese ogrubljanja strukture, presudni faktor uticaja na kinetiku rasta γ_{2i} je nisko-energetska i slabopokretna δ/γ_{2i} granica, koja se relativno

dugo zadržava. Tek nakon određenog vremena, kada se susedne čestice γ_{2i} u toku rasta sudare i dovoljno porastu, dolazi do njihovog zaobljavanja i gubitka koherentnosti (sl.5.d),

Slika 5. Sekvence izdvajanja intragranularnog sekundarnog austenita, γ_{2i} Slika 6. Sekvence izdvajanja σ -faze.

a time i do uslova za ubrzanje transformacije, nakon čega čestice postepeno ogrublјavaju. Tada se na nižim temperaturama stvaraju uslovi (hemijski sastav i visokoenergetska međufazna granica kao povoljno mesto za heterogenu nukleaciju) za transformaciju δ -ferita, koji okružuje γ_{2i} , u σ -fazu (sl. 5.e). Na višim temperaturama, na kojima je izdvajanje σ -faze zanemarljivo ili potpuno izostaje, čestice γ_{2i} intenzivno ogrublјavaju, sitnije se rastvaraju na račun rasta krupnijih, sferoidizuju se i pripajaju gruboj mreži austenita ($\gamma_p + \gamma_{2g}$), sl. 5.f.

Brzina obrazovanja čestica γ_{2i} se povećava sa povišenjem temperature zagrevanja uz istovremeno skraćivanje inkubacionog perioda (5% transformacije $\delta \rightarrow \gamma_{2i}$ se na 1050°C odigra posle manje od pola minuta). Povišenje temperature utiče i na ukupnu količinu izdvojenog γ_{2i} , pa tako pri porastu temperature od 800 do 1050°C zapreminski udeo izdvojenih čestica γ_{2i} raste za faktor 1,7 (sa 3,62 vol.% na 6,13 vol.%), sl. 4.a. Procesi koagulacije, sferoidizacije i pripa-

janja mreži austenita u polaznoj strukturi se takođe intenziviraju sa produženjem vremena i povišenjem temperature.

σ -faza se izdvaja poslednja u nizu sekundarnih faza koje nastaju razlaganjem δ -ferita. Ispitivanja su pokazala da je temperaturna oblast stabilnosti δ -faze kod ovog DNČ pomerena ka višim temperaturama (iznad 1050°C) u odnosu na uobičajeni interval njene pojave (700-1000°C). To se dovodi u vezu sa visokim sadržajem nikla u čeliku i visokom vrednosti ekvivalenta hroma (EqCr=26,32%) /11/, kao pokazatelja sklonosti čelika ka obrazovanju σ -faze. Neophodnost velikog obogaćenja ferita hromom i molibdenom uslovljava obrazovanje ove faze tek nakon 5 minuta na temperaturi maksimalne brzine izdvajanja (900°C), sl. 4.b, i to prvenstveno u izolovanim oblastima ferita zakrivljenih δ/γ granica (tzv. "džepovima" ferita), u kojima je i u površinski topljenoj, polaznoj LF strukturi postojalo izvesno obogaćenje kritičnim legirajućim elementima, sl. 6.a. Izdvajanje γ_{2g} i sa tim povezana preraspodela legirajućih elemenata na pokretnoj δ/γ_{2g} granici, kao i gubitak koherentnosti granica sa produženjem zagrevanja, zbog čega se povećava broj povoljnih mesta za nukleaciju, idu u prilog intenziviranju reakcije $\delta \rightarrow \sigma$. Tako je posle 30 minuta zagrevanja na 900°C brzina ove transformacije maksimalna, sl. 4.b. Takođe je zapaženo da za obrazovanje σ -faze nije neophodno da najpre dođe do izdvajanja karbida, tačnije σ -faza se izdvaja kako na onim granicama na kojima se uočavaju "venčići" karbida u austenitnoj osnovi, tako i na onima na kojima pojava karbida nije registrovana, sl. 5.d. Iako mikrostrukturna ispitivanja nisu omogućila zapažanje karakteristične eutektoidne morfologije, praćenje kinetike obrazovanja σ -faze i analiza kinetičkih krivih, uz analitičko predstavljanje Džonson-Melovom jednačinom /10/, je pokazalo da se σ -faza formira eutektoidnom reakcijom tipa: $\delta \rightarrow \sigma + \gamma_2$, mada nije isključeno i njeno obrazovanje in situ: $\delta \rightarrow \sigma$ nakon izdvajanja γ_{2g} , naročito na višim temperaturama. Produženjem vremena zagrevanja susedni kristali σ -faze se spajaju i formiraju manje ili više kontinuiranu mrežu neravnomerne raspodele, sl. 6.b. Nakon izdvajanja veće količine γ_{2i} , spajanja ovih čestica i gubitka koherentnosti njihovih granica stvaraju se uslovi i za nukleaciju σ -faze u feritu između čestica γ_{2i} , sl. 6.c.

Na temperaturama 800 i 900°C, posle 120 minuta, u strukturi je prisutno 18,14; odnosno 21,35 vol.% σ -faze, sl. 4.b, što čini 69,40%, odnosno 71,26% od ukupno transformisanog ferita, respektivno, pa je na ovim temperaturama transformacija $\delta \rightarrow \sigma$ glavni vid razlaganja ferita. Istovremeno, količina ukupnog austenita se asimptotski približava vrednosti 65 vol.%, sl. 4.b. Na višim temperaturama, pak, na kojima je izdvajanje σ -faze zanemarljivo ili potpuno izostaje, reakcija $\delta \rightarrow \gamma_2$ je glavni vid razlaganja nestabilne faze. Na ovim temperaturama procent transformisanog δ -ferita je znatno manji, iako su difuzioni procesi intenzivniji, a količina austenita u strukturi nakon zagrevanja veća (gotovo 69 vol.%). Mala količina izdvojene σ -faze na 1050°C (0,65 vol.%) je posledica približavanja gornjoj granici stabilnosti ove faze.

Kao rezultat opisanih strukturnih promena može doći, saglasno vrsti i količini izdvojenih faza, do degradacije korozijske otpornosti metala šava i stvaranja uslova za lokalni napod korozijske. Poseban problem predstavlja obrazovanje

σ -faze, koja, pored toga što negativno utiče na korozijsku postojanost dovodi do pogoršanja mehaničkih osobina spoja kao celine i do pojave krtosti, što treba imati u vidu pri zavarivanju ovih čelika.

ZAKLJUČAK

δ -ferit prisutan u LF strukturi površinski topljenog DNČ klase 22/7/2 sa bakrom termodinamički je nestabilan i pri visokotemperaturnom zagrevanju se razlaže na sekundarne faze: γ_2 i σ . Mehanizam i kinetika razlaganja δ -ferita zavise od temperature zagrevanja. U intervalu od 800 do 900°C izdvajanje σ -faze je dominantno, razlaganje δ -ferita se odigrava relativno brzo i u visokom stepenu, dok je količina δ -ferita zaostalog nakon termičke obrade na višim temperaturama, na kojima je izdvajanje σ -faze zanemarljivo ili potpuno izostaje, znatno veća. Sa aspekta korozijskog ponašanja pokazalo se da je period intenzivnog izdvajanja σ -faze najkritičniji.

Rad je na konferenciji "Zavarene konstrukcije - obezbeđenje kvaliteta i ocena podobnosti za upotrebu", Beograd, 22-23. septembar 1999. izložila Vida Knežević..

LITERATURA

1. R.A.Walker: Duplex and high alloy stainless steels-corrosion resistance and weldability, Mater.Sci.Technol., 4(1988)1,pp.78-85.
2. G.H.Wagner, J.K.L.Korkhaus: Service experience with duplex stainless steels in the chemical industry, Mat-Wiss u Werkstofftech, 26(1995)4, pp.191-198.
3. A.J.Sedriks: New stainless steels for seawater service, Corrosion, 45(1989)6, pp.510-518.
4. S.Atamert, J.E.King: Intragranular nucleation of austenite, Z.Metallkde., 82(1991), pp.230-239.
5. D.J.Kotecki: Heat treatment of duplex stainless steel weld metals, Weld.J., 69(1989)11, pp.431-s-441-s.
6. J.W.Elmer, S.M.Allen, T.W.Eagar: Microstructural development during solidification of stainless steel alloys, Metall.Trans.A, 20A(1989), pp.2117-2131.
7. J.-O.Nilsson, T.Huhtala, P.Jonsson, L.Karlsson, A.Wilson: Structural stability of super duplex stainless weld metals and its dependence on tungsten and copper, Met. Mat. Trans. A, 27A(1996)8, pp.2196-2208.
8. H.Kokawa, T.Kuwana, A.Yamamoto: Crystallographic characteristics of delta-ferrite transformations in a 304L weld metal at elevated temperatures, Weld.J., 68(1989)3, pp.92-s-101-s.
9. M.B.Cortie, E.M.L.E.M.Jackson: Simulation of the precipitation of sigma phase in duplex stainless steels, Met.Trans. A, 1997, 28A, pp.2477-2484.
10. V.Knežević: Mehanizam i kinetika razlaganja δ -ferita u dupleks nerđajućem čeliku, Magistarski rad, TMF, Beograd, 1998.
11. B.Sasmal: Critical appraisal of the concept of equivalent chromium for σ -phase formation in austenitic stainless steels, J.Mater.Sci.Let., 1987, 6, pp.100-102.
12. J.-O. Nilsson, L. Karlsson, J.-O. Andersson: Secondary austenite formation and its relation to pitting corrosion in duplex stainless steel weld metal, Mater.Sci.Technol., 11(1995)3, pp.276-283.