

SAVREMENI PRISTUPI OPORAVKU SENZITIZOVANE MIKROSTRUKTURE AUSTENITNIH Cr-Ni ČELIKA ŽARENJEM / MODERN APPROACHES TO THE RECOVERY OF SENSITIZED MICROSTRUCTURE IN AUSTENITIC Cr-Ni STEELS BY ANNEALING

Prof. dr Milan Plavšić¹, Prof. dr Nikola Manojlović¹, Prof. dr Muhamed Sarvan¹

¹Internacionalni univerzitet Travnik, 72270 Travnik, Aleja konzula – Meljanac bb, BiH
e-mail: milan.plavsic2013@gmail.com, nikolad.manojlovic@gmail.com, muksar@hotmail.com

Izvorni naučni rad

<https://www.doi.org/10.58952/zr20261501450>

UDK / UDC 669.14.018.8:621.785

Sažetak

Poznato je da su u eksploataciji austenitnih hrom-nikl čelika mogući različiti mehanizmi oštećenja. Ovi čelici su u dugotrajnom radu pri visokim temperaturama skloni senzitivizaciji, naročito pri povišenom sadržaju ugljenika i nedovoljnom sadržaju stabilizirajućih elemenata, poput niobijuma. U ovom radu, opisana je mogućnost stabilizacije strukture materijala ASTM A 297 HK-40 katalitičkih cijevi parnih reformera termičkim tretmanom-žarenjem, kod kojih je tokom njihove eksploatacije u uslovima visokih radnih temperature i koroziono agresione sredine došlo do pojave senzitivizacije i pojave prsline u materijalu cijevi. Esperiment se sastojao od mehaničkih i metalografskih ispitivanja osobina i strukture materijala HK-40 eksploatisane cijevi, prije i poslije stabilizacije strukture. Nakon šest različitih režima žarenja (temperatura i vrijeme), materijala eksploatisane cijevi, metodom poređenja dobijenih rezultata istraživanja, odabran je ispitni uzorak eksploatisane cijevi kod kojeg su rezultati za mehaničke osobine (tvrdoću) i strukturu materijala najbliži onima kod nove katalitičke cijevi od istog materijala.

Ključne riječi: stabilizacija strukture, senzitivizacija, Cr-Ni čelici, žarenje

JEL klasifikacija: L61, L60, O33

Abstract

It is well known that various damage mechanisms can occur during the service life of austenitic chromium-nickel steels. These steels are prone to sensitization during long-term operation at high temperatures, particularly those with higher carbon content and insufficient stabilizing elements, such as niobium. This paper describes the possibility of stabilizing the microstructure of ASTM A297 HK-40 catalytic steam reformer tubes through annealing. During their exploitation under high operating temperatures and in corrosive environments, these tubes experienced sensitization and cracking. The experiment involved mechanical and metallographic testing of the HK-40 material's properties and structure, both before and after the stabilization treatment. After applying six different annealing regimes (varying temperature and time) to the service-exposed material, the results were compared. The test sample that yielded mechanical properties (hardness) and a microstructure most similar to those of a new catalytic tube of the same material was selected as the optimal regime.

Keywords: structure stabilization, sensitization, Cr-Ni steels, annealing

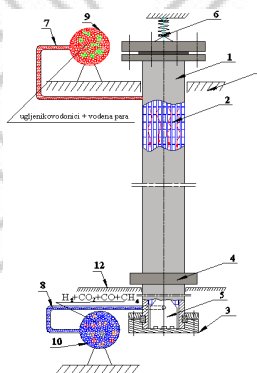
JEL classification: L61, L60, O33

UVOD

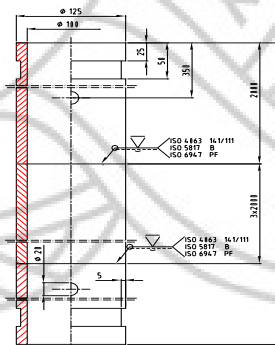
Kritične komponente procesnih i hemijskih postrojenja su u eksploataciji na visokim radnim temperaturama izložena jakom korozionom uticaju "agresiji" radnog fluida, termičkom zamoru, puzanju materijala ali pod određenim uslovima i pojavi senzitivizacije. Zbog toga neki mehanizmi oštećenja u eksploataciji katalitičkih cijevi reformera od vatrootporne austenitno-karbidne legure HK-40, prema standardu ASTM A 297 koji se javljaju na lokalnom i mikro-lokalnom nivou nisu još uvijek razjašnjeni [4]. Pored savremenih metoda ispitivanja osobina materijala bez razaranja i mehanike loma koriste se i savremeni softverski programi koji služe za simulaciju određenih pojava i fenomena. U cilju lakšeg shvatanja ove problematike, na slici 1., data je pojednostavljena šema katalitičke cijevi i osnovni tokovi radnog fluida. Radni fluid na ulazu u katalitičke cijevi je smjesa gasova, vodonika i raznih ugljen-vodonika s postrojenja za preradu nafte i vodena para, temperature $\sim 380\text{ }^{\circ}\text{C}$ i pritiska 1,4 MPa.

Na izlazu iz cijevi, pri radnoj temperaturi $760\text{--}780\text{ }^{\circ}\text{C}$ i pritisku 1.4 MPa nakon katalitičke reakcije, nastaje vodonik - glavni proizvod, ugljen-dioksid, ugljen-monoksid i vrlo male količine metana ($\text{CH}_4 \leq 1$). Vodonik, zajedno s ostalim produktima odvodi se dalje na hlađenje i na postrojenje-Hidrokreking. Kapaciteti reformera, količine proizvedenog vodonika u m^3/h ili m^3/dan , oblici i konstrukcije su različiti. Katalitička cijev koja je bila predmet istraživanja (slike 1, 2), radila je do pojave senzitivizacije i prslina oko šest mjeseci. Prosječan eksploatacioni vijek ovih cijevi je $\sim 100\,000\text{ h}$ [1]. Poznato je da su prsline najopasniji vid oštećenja.

Kod nerđajućih austenitnih hrom - nikl čelika, posebno je važno ukazati na interkristalnu koroziju, tačkastu ili "pitting" koroziju, galvansku i naponsku koroziju. Mehanizmi nastajanja ovih oblika korozije su uglavnom poznati. Inicijacija prslina nastaje u pravilu na mjestima metalurške nehomogenosti u materijalu, zbog gubitka pasivizirajućeg, oksidnog, sloja na površini metala. Poznato je da taloženje hromovih karbida Cr_{23}C_6 i drugih krutih faza, poput σ -faze na granici austenitnih zrna Cr-Ni čelika nerijetko uzrokuje opasnu i vrlo "podmuklu" interkristalnu koroziju i senzitivizaciju čelika, pojavu prslina i lom materijala. Utvrđeno je da se pojava "pitinga" i prsline može pojaviti takođe i oko MnS_2 uključka, te da postoji određena korelacija između veličine i oblika uključka i ove korozije [2]. Katalitičke cijevi se izrađuju postupkom horizontalnog centrifugalnog livenja. Odlivci se sučeonim zavarivanjem spajaju na predviđenu dužinu. Najširu primjenu imaju katalitičke cijevi od austenitno-karbidne legure HK-40, slike 1 i 2 [1,2].

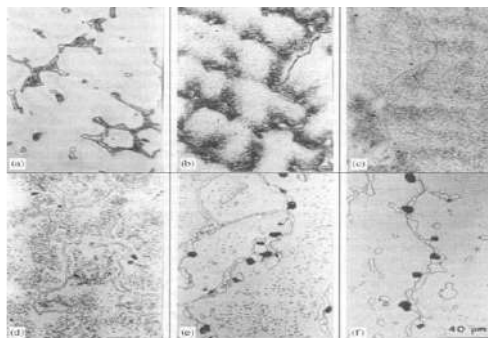


Slika 1. Šema katalitičke cijevi



Slika 2. Presjek cijevi

Mikrostrukturne karakteristike kod legura HK i HP tipa, ovisno o temperaturi, daju se opisati na način kao što je prikazano na slici 3 [1-4].



Slika 3. Stanje ili uslov starenja tokom dugotrajnog rada $6,9 \times 10^4$ h, unutrašnja strana, čelik HK-40 [1, 2]

Do temperature 600 °C promjene nisu vidljive svjetlosnim mikroskopom, faza - *stanje I* starenja (sl. 3a). Od 600 - 700 °C primarni karbidi imaju tendenciju "sraščivanja" oko austenitne matrice. Sekundarni karbidi se "jezgraju" u unutrašnjosti austenitne matrice, taložeći se prvo duž rubova dendrita - *stanje II* (sl. 3b). Između 700 - 800 °C primarni karbidi se transformišu od "eutektik morfologije" u vrlo fine sekundarne karbide, raspršene kroz austenitnu matricu - *stanje III* (sl. 3c). Između 800 - 900 °C morfologija primarnih karbida se stabilizuje i dolazi do sraščivanja sekundarnih karbida. Zbog difuzije ugljenika u primarnim karbidima javlja se gubitak sekundarnih karbida duž dendritnih granica - *stanje IV* (sl. 3d). Za materijale izložene temperaturi između 900 - 1000 °C veći sekundarni karbidi su vidljivi, njihov broj je u veoma značajnoj mjeri manji nego pri niskim temperaturama, "ogoljenu" zonu (matricu) sekundarnog taloga opkoljavaju primarni karbidi - *stanje V* (sl. 3e). Iznad 1000 °C sekundarni karbidi nestaju i austenitna matrica ima stanje slično austenitnom livu - *stanje VI* [1, 2].

2. EKSPERIMENT

Metalografska ispitivanja strukture materijala nove katalitičke, u svrhu poređenja, (oznake "N") i eksploatisane cijevi (oznake "S"), rađena su na po tri uzorka. Segment eksploatisane cijevi za uzorkovanje, isječen je iz zone najviših temperatura, oko prsline. Ispitivanja su vršena u poliranom i nagriženom stanju na svjetlosnom mikroskopu. Prikazani su samo karakteristični metalografski snimci. Za sva mehanička ispitivanja korišćene su po tri standardne epruvete. Mehanička ispitivanja udarne žilavosti za obje cijevi, rađena su na temperaturama: 20°C, 500°C i 900°C.

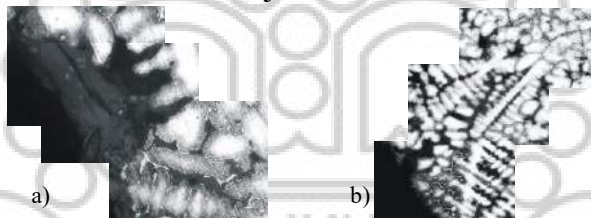
Oprema za eksperiment: Za ispitivanje hemijskog sastava materijala nove cijevi (oznaka "N") i eksploatisane cijevi (oznaka "S") kvantomar analizator legura, "NITON XL3T"; za mjerenje tvrdoće po Rockwell-u - tvrdomjer "KARL FRANK" model Mannheim U2; za zatezna ispitivanja - elektro-mehanička kidalica "SCHENCK-TREBEL RM 100"; za udarna ispitivanja cijevi - instrumentirano Šarpi klatno SCHENCK TREBEL 150J, šarpi epr. 10x10 mm; za zapisivanje energije stvaranja i energije širenja - instrumentirano klatno; za stvaranje zamorne prsline - visokofrekventni pulzator "AMSLER". Savijanje epruveta, bilo je na kidalici SCHENCK TREBEL RM 100. Materijal cijevi je centrifugalno livena, vatrootporna, austenitno karbidna legura HK-40. Dimenzije i oblik eksploatisane cijevi prikazane su na slici 2. Hemijski sastav legure HK-40, definisan je standardima: ASTM (A 297, A 351, A 567, A 608), DIN (G-X 40CrNiSi 25-20), AISI 310 [5], a za mehaničke osobine, standard ASTM A 297 [6]. Hemijski sastav eksploatisane cijevi prikazan je u tabeli 1, a hemijski sastav nove cijevi je u skladu sa standardnim vrijednostima.

Tabela 1. Hemijski sastav eksploatisane cijevi (mas.%)

C	Si	Mn	P	S	Cu	Al	Cr	Mo	Ni	V	Ti	Nb	Co	W	Fe
0.521	1.788	0.420	0.018	0.020	0.197	0.003	24.71	0.166	19.61	0.036	0.014	0.063	0.078	0.221	52.14

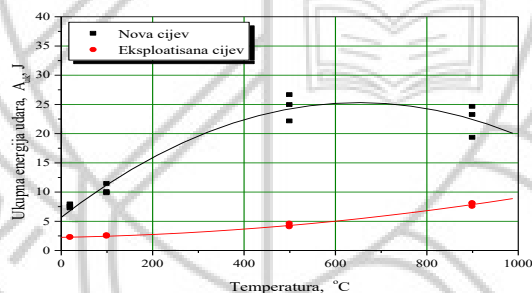
2.1 SENZITIZACIJA STRUKTURE MATERIJALA-ISPITNA CIJEV

Na slici 4, prikazana je prslina usljed senzitivacije s unutrašnje i sa spoljašnje strane u materijalu HK-40 eksploatisane hrom-nikl katalitičke cijevi.



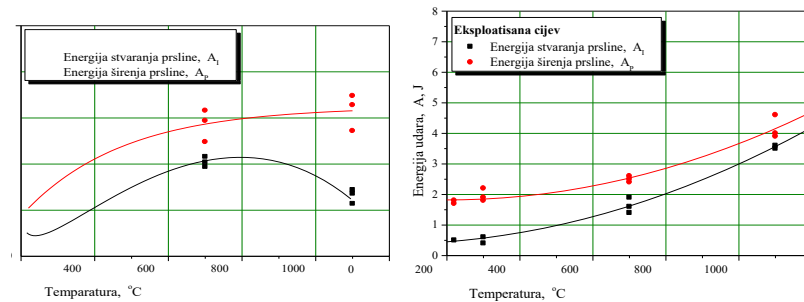
Slika 4. Struktura materijala eksploatisane cijevi-
 a) pogled sa spoljašnje strane, b) pogled s unutrašnje strane

Mikrostrukturno stanje materijala je austenitno uz prisustvo karbidnih segregata u vidu karb. traka po granicama austenit zrna. Registrovana je interkrist. korozija i prisustvo IK mikroprslina sl. 4a. Mikrostrukturno stanje materijala je austenitni matrix uz prisustvo karbid. eutektikuma, koji su formirani unutar interdendritnih međuprostora. Registrovana je IK korozija i prisustvo IK mikroprslina s unutrašnje strane, sl. 4b. Zavisnost ukupne energije udara, A_{uk} , od temperature ispitivanja, epruveta s V-2 zarezom od uzoraka nove i senzitivizovane eksploat. cijevi data je na sl.5.



Slika 5. Zavisnost ukupne energije udara, A_{uk} , od temperature ispitivanja, epruveta s V-2 zarezom od uzoraka nove i eksploatisane cijevi

Uticaj temperature ispitivanja na vrijednosti energije stvaranja prsline, A_I , i energije širenja prsline, A_P , epruveta isječenih iz OM nove cijevi od čelika HK-40, data je dijagramski na slici 6a), a kod epruveta iz OM senzitivizovane eksploatisane cijevi od čelika HK-40, data je na slici 6 b).



Sika. 6 a,b) - Odnos energija stvaranja prsline, A_1 , i širenja prsline, A_P u ukupnoj energiji, A_{uk} , - nove cijevi-lijevo i eksplatisane cijevi-desno

Na osnovu dobijenih rezultata udarnih ispitivanja epruveta sa zarezom u OM, isječenih iz nove cijevi, vidi se da s povećanjem temperature ispitivanja dolazi do povećanja ukupne energije udara A_{uk} , do 500 °C, što je prikazano grafički, slici 5. Povećanjem temperature do 900 °C, ukupna energija udara se vrlo malo mijenja (blago opada), odnosno temperatura ispitivanja više nema uticaja na promjenu ukupne energije udara. Kod eksplatisane cijevi je jasna zakonitost, s povećanjem temperature ispitivanja dolazi do povećanja ukupne energije udara. Dobijene vrijednosti ukupne energije udara, A_{uk} epruveta isječenih iz nove cijevi, slika 5, se kreću od 7,5 J dobijenih ispitivanjem na 20 °C do 24,5 J dobijenih ispitivanjem na 500 °C. Učešće energije stvaranja prsline, A_1 se kreće od 2,3 J dobijenih na 20 °C do max. 10 J dobijenih na 500 °C. Vrijednosti energije širenja prsline A_P se kreću od 5,2 J dobijenih na 20 °C do 15,7 J dobijenih na 900 °C. Vrijednosti ukupne energije udara, A_{uk} epruveta sa zarezom u OM, eksplatisane cijevi (slika 5), kreću se od 2,2 J dobijena ispitivanjem na 20 °C do 7,9 J dobijenih ispitivanjem na 900 °C. Učešće energije stvaranja prsline, A_1 se kreće od 0,5 J, dobijenih na 20 °C do 3,6 J na 900 °C. Kao što se vidi, vrijednosti ukupne energije udara epruveta eksplatisane cijevi su veoma male. Takođe, uočava se razlika u lomnoj žilavosti cijevi, u korist nove cijevi, što se vidi na dijagramima, (slika 6 a, b). U tabeli 2, data je tvrdoća senzitivizovane eksplatisane cijevi, a tvrdoća nove cijevi je u okviru standarda.

Tabela 2-Tvrdoće po Rockwell-u eksplatisane cijevi

I	II	III	IV	V	VI	VII	VIII
27.5	23.1	33.4	24.4	25.6	28.1	34.7	29.5

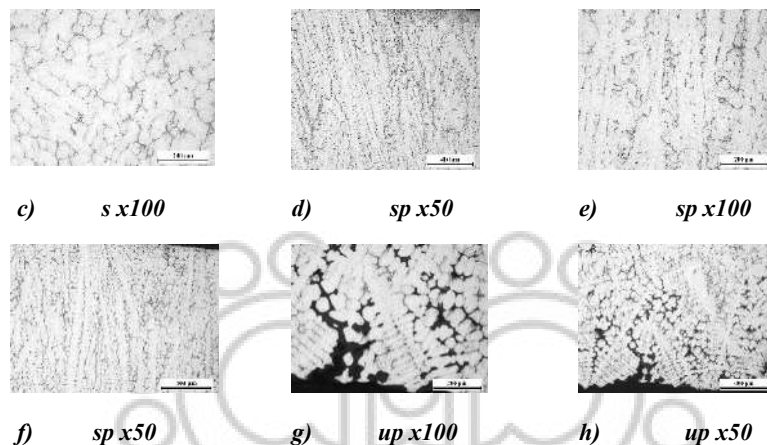
Tvrdoća je mjerena na osam različitih mjesta po debljini cijevi, simetrično po presjeku. Do sada ukratko prezentirani rezultati istraživanja odnose se na mehaničke i metalografske osobine senzitivizovane i naprsle strukture materijala eksplatisane katalitičke cijevi od HK-40 legure, odnosno prije stabilizacije termičkim tretmanom.

3. STABILIZACIJA ŽARENJEM

3.1 REZULTATI METALOGRAFSKIH ISPITIVANJA

Na slikama 7 do 12, prikazani su snimci strukture materijala eksplatisane cijevi poslije žarenja, a na slici 13, snimci strukture materijala nove cijevi.

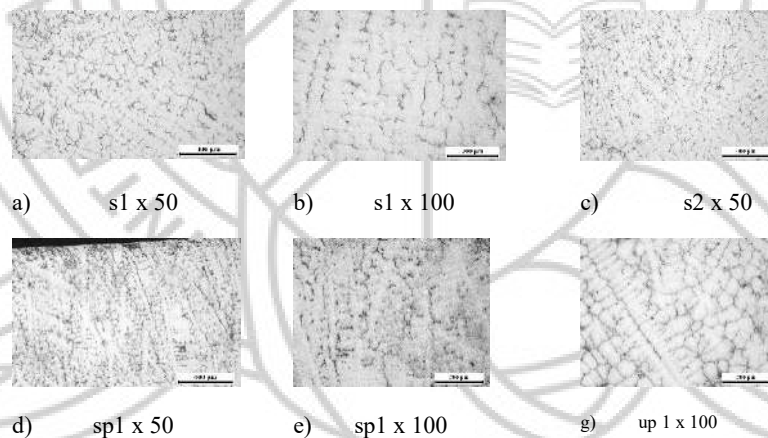
I - Režim termičke obrade; 850 °C i 0.5 h



Slika 7. Metalografski snimci, sp-spoljašnja površina

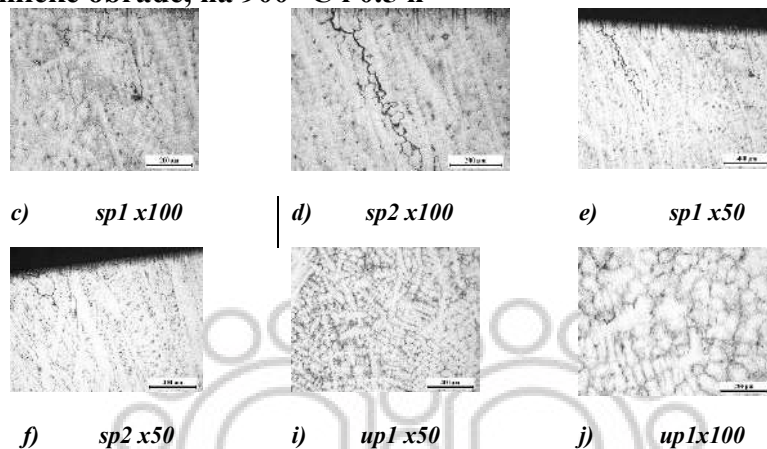
Na slici 7, pod g) i h), prikazan je oksidisani sloj sa unutrašnje strane katalitičke cijevi. Analizom ovih snimaka može se zaključiti da je na unutrašnjoj površini stijenke cijevi konstatovana poroznost, koja je kontinualno, radijalno raspoređena, jer tokom zavarivanja odlivaka u cijev predviđene dužine, vjerovatno nije urađena obavezna unutrašnja mašinska obrada skidanjem strugotine, radi otklanjanja većeg dijela nečistoća i uključaka. Može se uočiti da je struktura materijala cijevi nakon I-režima obrade i dalje senzitivizovana u određenoj mjeri, taloženje karbida na granici zrna. Do rastvaranja karbida došlo je u manjoj mjeri.

II - Režim termičke obrade, 850 °C i 2 h



Slika 8. Metalografski snimci, s-sredina

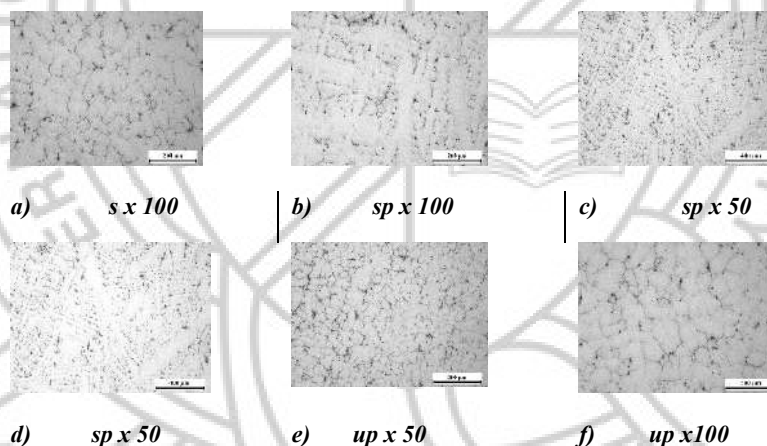
III - Režim termičke obrade, na 900 °C i 0.5 h



Slika 9. Metalografski snimci, up-unutrašnja površina

Na metalografskim snimcima pod c, d, e i f, (sl. 9) prisutne su veoma duge prsline sa spoljašnje strane materijala eksploatisane cijevi. Mikrostrukturno stanje materijala je austenitno uz prisustvo primarnih karbida raspoređenih po granicama zrna i eutektoidne su prirode. Karbidni eutektikum je uglavnom u obliku neprekidne forme (karbidne trake). Prisustvo karbida, veoma je izraženo na granici austenitnih zrna, senzitivizacija. Registrovano je prisustvo dubokih interkristalnih mikroprrslina sa spoljašnje strane. Na snimcima i, j (sl. 9) mikrostruktura, raspored, veličina i oblik austenitnih zrna je poboljšan, ali ne i zadovoljavajući (unutrašnja strana).

IV - Režim termičke obrade, 900 °C i 2 h

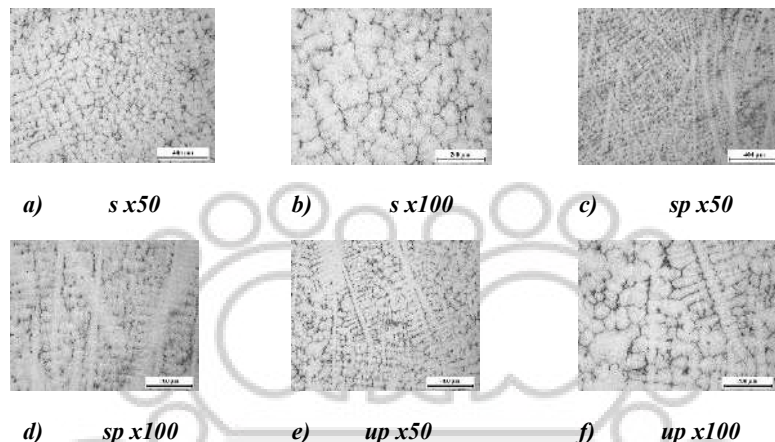


Slika 10. Metalografski snimci

Promatranjem i analizom metalografskih snimaka III-režima obrade, da se zaključiti da je struktura materijala eksploatisane cijevi nakon III- režima obrade po kvalitetu lošija od strukture materijala eksploatisane cijevi poslije II- režima obrade. Posmatranjem metalografskih snimaka strukture materijala eksploatisane cijevi nakon IV- režima termičke obrade žarenjem na temperaturi 900 °C u vremenu od 2h, (sl.10), uočava se da je došlo do značajnijeg poboljšanja mikrosrukture materijala cijevi.

Struktura, raspored stubastih kristala i kristalnih zrna, mnogo je bolja u odnosu na strukture materijala cijevi kod prethodna tri režima obrade. Karbida na granici zrna je mnogo manje, ali se uočava više sekundarnih karbida u austenitu.

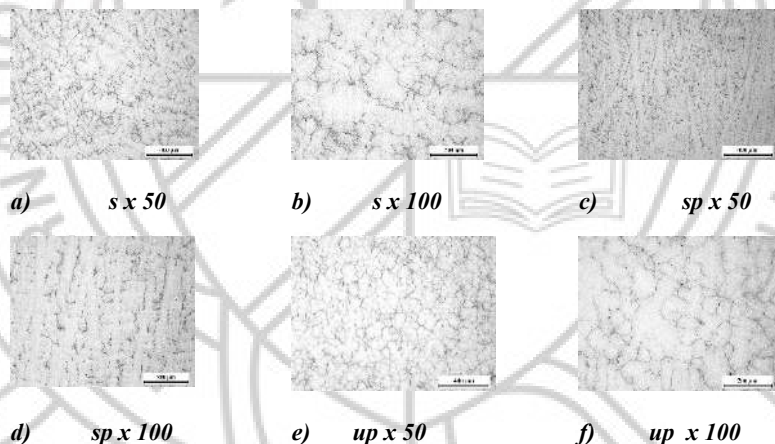
V - Režim termičke obrade, 920 °C i 0.5 h



Slika 11. Metalografski snimci

Nakon V-režima žarenja, Sl.11, došlo je do daljeg poboljšanja strukture, i ona u većoj mjeri odgovara zahtjevima za kvalitetnu livenu strukturu. Karbidi na granici zrna prisutni su u znatno manjoj mjeri.

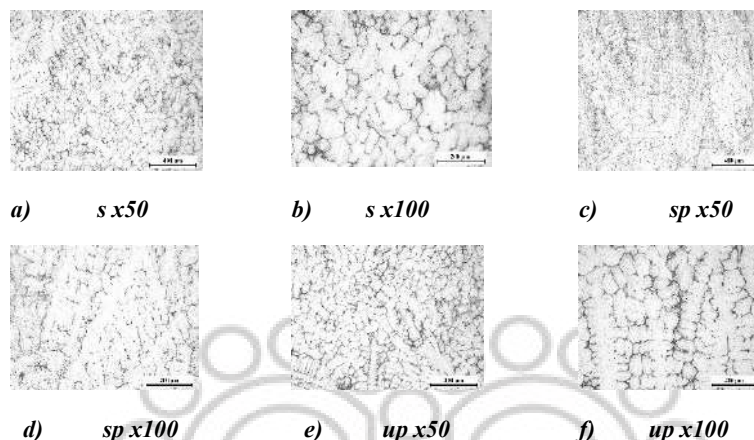
VI - Režim termičke obrade, na 920 °C i 2 h



Slika 12. Metalografski snimci

Analiza metalografskih snimaka, sl. 12, ukazuje da mikrostruktura materijala eksploatisane cijevi nakon VI-režima obrade žarenjem na 920°C, 2 h najbolje odgovara zahtjevima za kvalitetnu livenu strukturu, koju karakterišu fini neusmjereni kristali uz spoljašnju stijenku cijevi, krupna neusmjerena zrna poligonalnog oblika uz unutrašnju stijenku cijevi i stubasti kristali između, koji treba da zauzimaju više od polovine poprečnog presjeka (50-60%), kao na snimcima za novu cijev, slika 13.

Nova katalitička cijev



Slika 13. Metalografski snimci strukture materijala nove cevi

Rezultati tvrdoće materijala eksploatisane cijevi

Rezultati dobijeni ispitivanjem na zatezanje materijala eksploatisane i nove cijevi, prikazani su u tabeli 5. U tabeli 6., prikazani su rezultati ispitivanja na žilavost eksploatisane cijevi prije stabilizacije, a u tabeli 7. nakon stabilizacije.

Poređenjem vrijednosti tvrdoća materijala nove i eksploatisane cijevi za svih šest režima obrade (tabela 3), utvrđeno je da se tvrdoća materijala ispitne cijevi najviše podudara s tvrdoćom materijala nove cijevi VI- režima, manja za 3.2 %.

Tabela 3:Tvrdoće po Vickers-u eksploatisane cijevi za šest režima termičke obrade i tvrdoća nove cijevi

Režim obrade	Rezultati mjerenja tvrdoće, HV 30				Temperatura i vrijeme
	y_1	y_2	y_3	$\bar{y} = \frac{y_1+y_2+y_3}{3}$	
I	144	143	143	143,37	850 °C, 0.5h
II	146	144	147	145,67	850 °C, 2 h
III	142	146	144	144,00	900 °C, 0.5h
IV	149	149	150	149,34	900 °C, 2 h
V	146	147	145	146,00	920 °C, 0,5h
VI	151	152	154	152,34	920 °C, 2 h
Nova cijev	156	155	161	157,34	polazno stanje

Poređenjem tvrdoće i strukture materijala eksploatisane cijevi (tabele 3 i 4) nakon svih šest režima TO žarenja sa strukturom i tvrdoćom materijala nove cijevi, utvrđeno je da materijal eksploatisane cijevi u pogledu strukture i tvrdoće ima najbolje karakteristike sa šestim režimom TO, tako da se dalji prikazani rezultati odnose na uzorak "S_{st}." od VI-režima žarenja (920 °C, 2 h).

Tabela 4. Poređenje strukture materijala eksploatisane cijevi nakon žarenja sa strukturom materijala nove cijevi

Režimi termičke obrade	Eksploatisana cijev - struktura		
	Prisustvo karbida na granici zrna	Austenitna osnova	Opšta ocjena kvaliteta strukture
I – režim 850 °C; 0,5 h	u najvećoj mjeri	vrlo nepovoljna	vrlo nepovoljna
II – režim 850 °C; 2 h	u većoj mjeri	ne odgovara	nepovoljna
III – režim 900 °C; 0,5 h	u većoj mjeri	vrlo nepovoljna	vrlo nepovoljna
IV – režim 900 °C; 2 h	Manje segreg. u vidu isprekid. karbid. traka	ne odgovara	nepovoljna
V – režim 920 °C; 0,5 h	segregacije karbida u vrlo maloj mjeri na granici zrna	odgovara u većoj mjeri	odgovara u većoj mjeri
VI – režim 920 °C; 2h	vrlo malo	odgovara	odgovara
Struktura nove cijevi	vrlo malo	odgovara	odgovara

4. REZULTATI ISTRAŽIVANJA

Tabela 5. Rezultati zatezanja eksploatisane i nove cijevi

Oznaka uzorka	Napon tečenja $R_{p0,2}$, MPa	Zatezna čvrstoća R_m , MPa	Izduž. A, %
$S_{senz.}$	457	670	4.6
$S_{st.}$	441	638	6.3
N	369	586	14.9

Tabela 6- Rezultati žilavosti eksploatisane cijevi prije stabilizacije

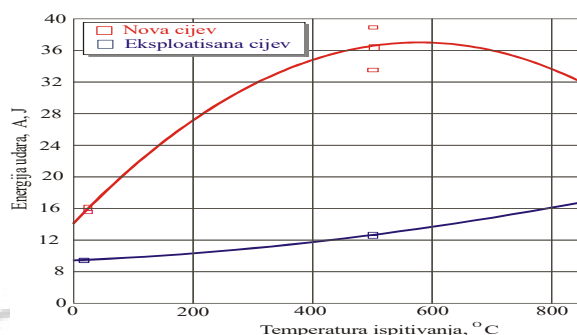
Oznaka Epr	Temp ispit, °C	Ukupna energija dara, A_{uk} , J	Energija stvaranja prsline, A_I , J	Energija širenja prsline, A_P , J
S^i	20	2.2	0.5	1.7
S^{ii}	500	4.2	1.6	2.5
S^{iii}	900	7.8	3.6	4.2

Tabela 7- Rezultati žilavosti eksploatisane cijevi nakon stabilizacije

Epr.	Temp ispit, °C	Ukupna energija A_{uk} , J	Energija stvaranja prsl., A_I , J	Energija širenja prsl., A_P , J	Ugib s, mm
$S^1_{st.}$	20	5.41	-	-	0.58
$S^2_{st.}$	500	8.58	-	-	1.55
$S^3_{st.}$	900	13.36	-	-	2.77

Tabela 8 - Rezultati udarnih ispitivanja nove cijevi

Ozn. epr.	Temp. Ispit, °C	Ukupna energija udara, A_{uk} , J	Energija stvaranja prsl. A_I , J	Energija širenja prsl. A_P , J	Ugib s, mm
N ⁱ	20	11.96	-	-	1.67
N ⁱⁱ	500	33.84	13.16	20.68	6.01
N ⁱⁱⁱ	900	25.88	9.74	16.08	5.82



Sl. 14. Zavisnost A_{uk} od temperature ispitivanja za epruvete iz nove i eksploatisane cijevi

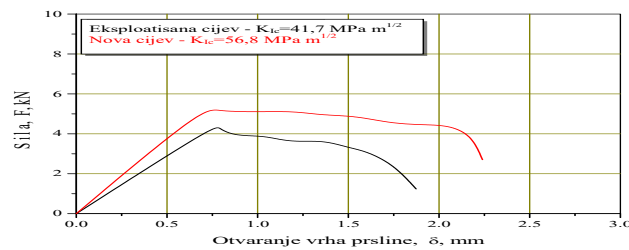
Tabela 9 -Zamorne prsline, a_z , nove i eksploat. cijevi

Ozn. Epr.	Dužina zamorne prsline, a , mm					Sred. vrij. a_{zsr} , mm	Ukup. dužin. prsl., a, mm
	a_{z1}	a_{z2}	a_{z3}	a_{z4}	a_{z5}		
N	2.63	2.92	3.38	3.01	2.72	2.93	4.93
S _{st}	2.51	2.74	3.06	2.98	2.57	2.77	4.77

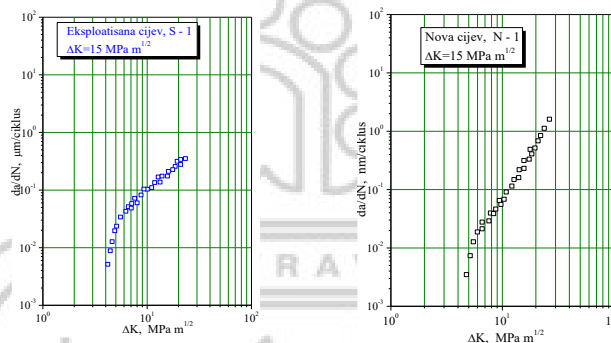
Tabela 10 - Vrijednosti K_{Ic} i a_c , epruveta eksploatisane cijevi prije i poslije stabilizacije, i nove cijevi

Ozn. Epr.	Kritični faktor K_{Ic} , MPam ^{1/2}	Kritična dužina prsline, a_c , mm
S _{senz.}	30	1,3
S _{st.}	41.7	2.3
N	56.8	6.1

Dijagram sila F-otvaranje vrha prsline δ za epr. nove i eksploat. cijevi je data na sl. 15. Dijagram služi kao podloga za određivanje kritične vrijednosti faktora intenziteta napona, K_{Ic} . Brzina uvođenja opterećenja iznosila je 1 mm/min, tako da je ispitivanje jedne epruvete trajalo u prosjeku oko 15 min. Za to vrijeme su se A/D konvertorom prikupljali podaci o opterećenju, pomjeranju i otvaranju vrha prsline.



Slika 15. Dijagram sila F-otvaranje vrha prsline za epruv. iz eksploat. i nove cijevi



Sl. 16. Dijagram zavisnosti da/dN - ΔK za epruvete iz eksploatisane i nove cijevi

Ispitivanje epr. nove i eksploat. cijevi, a u cilju određivanja brzine rasta zamorne prsline da/dN i praga zamora ΔK_{th} izvedeno je na standardnim Šarpi epr. metodom savijanja epr. u tri tačke na rezonant. visokofrekv. pulzatoru RUMUL-CRACKTRONIC. Ispitivanje je rađeno u kontroli sile. Ovaj pulzator ostvaruje sinusoidalno jednosmjerno promjenljivo momentno opterećenje u opsegu od -70 do 70 Nm. Uređaj je povezan sa računarom i štampačem. Ispitivanje je obavljeno pri istom odnosu min.i max.opterećenja $R=0,1$. Ostvarena učestalost je bila oko 165 Hz za eksploatisani materijal cijevi i 160 Hz za novi materijal cijevi. Srednje opterećenje i njegova amplituda je registrovana sa tačnošću ± 3 Ncm. Epruvete su prije ispitivanja mehanički pripremljene i na tako pripremljene epr. su zalijepljene mjerne trake - folije pomoću kojih je praćen priraštaj prsline. Za ispit.su korištene mjerne folije firme RUMUL RMF A-5 mjerne dužine 5 mm. Da bi se mogao pratiti rast prsline pomoću mjerne trake, korišten je uređaj za registr. priraštaja prsline FRACTOMAT.

Tabela 11. Parametri rasta zamorne prsline

Ozn Epr.	Prag zamora $\Delta K_{th}, MPa m^{1/2}$	Koeficijent C	Eksp. m	$da/dN, \mu m/cikl, pri$ $\Delta K=15 MPa m^{1/2}$
S_{st}	4.2	$2,10 \cdot 10^{-10}$	3,22	$1,51 \cdot 10^{-6}$
N	4.8	$5,51 \cdot 10^{-11}$	3,17	$1,68 \cdot 10^{-7}$

ZAKLJUČAK

Glavni problem kod termičke obrade žarenjem (TO), odnosno kod stabilizacije osobina i strukture materijala HK-40 katalitičke cijevi predstavlja rastvaranje vrlo složenih, hromovih karbida Cr_{23}C_6 , i drugih krutih faza, poput σ - faze, s ciljem da se Cr i C "vrate" u austenit.

Utvrđeno je, da se idući od I-režima TO (850 °C, 0,5 h), ka VI - režimu TO (920 °C, 2 h), struktura i tvrdoća materijala eksploatisane cijevi postepeno poboljšavala, te da je efekat stabilizacije strukture ovog materijala u određenoj mjeri postignut.

- Rezultati istraživanja su pokazali da uzorak eksploatisane cijevi poslije VI - režima TO ima najbolje osobine u pogledu strukture i tvrdoće. Kritična dužina prsline se poslije stabilizacije strukture materijala cijevi znatno poboljšala.

LITERATURA

- [1] Luiz da silveira, T., Le May, L., *Reformer Furnaces: (materijals, damage mechanisms, and assessment)*, The Arabian Journal for Science and Engineering, Vol. 31
- [2] Plavšić, M., *Mogućnost stabiliziranja senzibilizirane i naprsle strukture materijala katalitičkih cijevi reforming peći*, Doktorska disertacija, Mašinski fakultet, Univerzitet I. Sarajevo, 2013.
- [3] Plavšić, M., Božićković, Z., Golubović, D., Ješić, D., Kovač, P., *Mehanizmi oštećenja austenitnih hrom-nikl cijevi u eksploataciji*, *Journal of the Balkan Tribological Association*, Sofia, Bulgaria 2013
- [4] Plavšić, M., Zrilić, R., *Utjecaj naponske korozije na mehanička svojstva materijala HK-40 katalitičke cijevi reformera*, Časopis – Zavarivanje i zavarene konstrukcije, , "DUZS", Srbija, Beograd, str. 5-12, 2011
- [5] www.kubotametal.com/HR/HK40.ht
- [6] Technical specification B14-2M-87R Kellogg, Sept. 1987