



ZAVARIVANJE I ZAVARENE KONSTRUKCIJE

WELDING & WELDED STRUCTURES

God. 62 Vol. 62	Br. 4 No. 4	145-192 145-192	Beograd Belgrade	Srbija Serbia	2017. 2017.
--------------------	----------------	--------------------	---------------------	------------------	----------------

ČASOPIS DRUŠTVA ZA UNAPREĐIVANJE
ZAVARIVANJA U SRBIJI

SERBIAN WELDING SOCIETY
QUARTERLY REVIEW

IZLAZI TROMESEČNO

IZDAVAČ / PUBLISHER

**DUZS - Društvo za unapređivanje
zavarivanja u Srbiji**

Adresa: 11000 Beograd, Grčića Milenka 67

Za izdavača / For Publisher

Branislav Lukić, dipl.ing, predsednik DUZS

UREDNIŠTVO / EDITORIAL

Glavni i odgovorni urednik / Editor-in-Chief

Milica Antić, dipl.ing. EWE

duzs@eunet.rs, milicamantic@yahoo.com

Tehnički urednik / Technical Editor

Branislav Lukić, dipl.ing

Redakcijski odbor / Editorial Board

Dr Nenad Radović, dipl.ing.

Dr Bore Jegdić, dipl.ing.

Miloš Pavlović, dipl.ing.

UREĐIVAČKI ODBOR / PUBLISHING COUNCIL

Dr Vencislav Grabulov, dipl.ing, (predsednik)

Prof. dr Miroslav Đurđanović, dipl.ing.

Prof.dr Vukić Lazić, dipl.ing.

Doc.dr Ismar Hajro, dipl.ing. (BiH)

Prof.dr Darko Bajić, dipl.ing. (Crna Gora)

Prof. dr Aleksa Blagojević, dipl.ing. (BiH, Republika Srpska)

Prof. dr Sveto Cvetkovski, dipl.ing. (Makedonija)

Doc. dr Tomaž Vuherer, dipl.ing. (Slovenija)

Prof. dr Ivan Samardžić, dipl.ing. (Hrvatska)

Dr Horia Dascau, dipl.ing. (Rumunija)

REDAKCIJA I MARKETING / EDITORIAL OFFICE AND MARKETING



Vesna Jović
Grčića Milenka 67, I sprat
11000 Beograd



Tel / Fax + 381 (11) 2420-652
(10-16h)



duzs@eunet.rs
www.duzs.org.rs

CIP - Каталогизација у публикацији
Народна библиотека Србије, Београд
621.791

ZAVARIVANJE i zavarene konstrukcije :
časopis Društva za unapređivanje zavarivanja
u Srbiji = Welding & Welded Structures :
Serbian Welding Society quarterly review /
glavni i odgovorni urednik = editor-in-chief Milica Antić. –
Vol. 41, no. 1 (1996)- . - Beograd :
Društvo za unapređivanje zavarivanja u Srbiji,
1996-. (Beograd : VIS studio).-29 cm
Tromesečno.

ISSN 0354-7965 = Zavarivanje i zavarene konstrukcije
COBISS.SR-ID 105396743

CENE I NARUDŽBINA ZA 2017.

Cena pojedinačnog broja 825,00 dinara

Godišnja pretplata 2500,00 dinara

Tekući račun: 355-1025530-87

PRICE AND ORDER

Annual subscription: EUR 100

Account No. 000200073783

VBUBRS22 (Vojvođanska banka Novi Sad, Srbija)
IBAN CODE RS35 3550 0000 0200 0737 83

ŠTAMPA / PRINTED

"VIS STUDIO" d.o.o.

Bulevar Arsenija Čarnojevića 123, Beograd

Tiraž: 400 kom.

SADRŽAJ

CONTENTS



NAUKA•ISTRAŽIVANJE•RAZVOJ

SCIENCE•RESEARCH•DEVELOPMENT

149

UTICAJ JAČINE STRUJE ZAVARIVANJA NA
SKLONOST PREMA INTERKRISTALNOJ KOROZIJI
ZAVARENOG SPOJA NERĐAJUĆEG ČELIKA

INFLUENCE OF WELDING CURRENT INTENSITY ON
SUSCEPTIBILITY TO INTERGRANULAR CORROSION
IN WELDED JOINTS OF STAINLESS STEEL

Bore V. Jegdić, Biljana M. Bobić, Behar Alić



NAUKA•ISTRAŽIVANJE•RAZVOJ

SCIENCE•RESEARCH•DEVELOPMENT

155

UNAPREĐENJE PROCESA NAVARIVANJA LEGURA
KOBALTA PRIMENOM NANO ČESTICA

IMPROVEMENT OF HARDFACING PROCESS OF
COBALT BASED ALLOYS USING NANOPARTICLES

Sebastian Baloš, Petar Janjatović, Miroslav Dramićanin, Danka Labus Zlatanović, Lepasava Šiđanin, Sreto Tomić



NAUKA•ISTRAŽIVANJE•RAZVOJ

SCIENCE•RESEARCH•DEVELOPMENT

161

KOROZIONO PONAŠANJE AlMgMn LEGURE
ZAVARENE POSTUPKOM TRENJEM ALATOM

CORROSION BEHAVIOR OF FRICTION STIR WELDED
AlMgMn ALLOY

Ljubica Radović, Igor Radisavljević, Mihael Bučko



MIZ

IIW

169

DISSIMILAR METAL WELDS BETWEEN
MARTENSITIC AND ADVANCED AUSTENITIC HIGH
TEMPERATURE CREEP RESISTING STEELS –
CREEP RUPTURE TEST RESULTS AND FUSION
LINE INVESTIGATION

ZAVARENI SPOJEVI RAZNORODNIH
MARTENZITNIH I NAPREDNIH AUSTENITNIH
ČELIKA OTPORNIH NA VISOKO TEMPERATURN
PUZANJE - REZULTATI ISPITIVANJA LOMA USLED
PUZANJA I ISTRAŽIVANJE LINIJE STAPANJA

S. Huysmans, J. Vekeman, C. Hautfenne



PRAKSA

PRACTICE

188

ŽILAVOST ZAVARENOG SPOJA KAO ASPEKT
PRIHVATLJIVOSTI KVALIFIKACIJE TEHNOLOGIJE
ZAVARIVANJA NA PRIMERU ČELIKA P91

THE IMPACT TOUGHNESS OF WELDED JOINT AS
WELDING PROCEDURE QUALIFICATION
ACCESSABILITY ASPECT ON STEEL P91 EXAMPLE

Stefan Dikić, Milica Antić



VESTI

NEWS

148

WELDCUP-2017, BRONZANA MEDALJA

168

E-KNJIGA, Uticaj Međunarodnog instituta za zavarivanje (IIW) od 1990. godine

186

TAKMIČENJE MLADIH ZAVARIVAČA (WELDCUP – 2017)

192

MARKETING

Poštovani čitaoci našeg časopisa,

uz želje da budete zdravi, veseli i uspešni u novoj godini, umesto reči urednika pružamo vam priliku da se upoznate sa glavnim predstojećim događajem našeg Društva.

Obaveštavamo vas da se od 10-12. oktobra 2018. godine u hotelu „Metropol“ Beograd održava 4. IIW zavarivački kongres zemalja jugoistočne Evrope (The 4 th IIW South – East European Welding Congress).

U vreme održavanja kongresa, na istom mestu će se održati i naše tradicionalno savetovanje “ZAVARIVANJE 2018”. Ovo će biti najveća zavarivačka konferencija ikada održana u Srbiji, a u 2018. godini će biti i najveća u regionu.

Pozivamo vas da u svoj kalendar aktivnosti za sledeću godinu svakako upišete ovaj datum, a mi ćemo vas i nadalje informisati o svemu. Novosti pratite i na našem sajtu...

S poštovanjem,

**Glavni i odgovorni urednik
Milica Antić, dipl.ing, EWE**



WELDCUP 2017

BRONZANA MEDALJA ZA SRBIJU U POSTUPKU 141



STEFAN VASILIĆ

Bore V. Jegdić^{1*}, Biljana M. Bobić¹, Behar Alić²

INFLUENCE OF WELDING CURRENT INTENSITY ON SUSCEPTIBILITY TO INTERGRANULAR CORROSION IN WELDED JOINTS OF STAINLESS STEEL

UTICAJ JAČINE STRUJE ZAVARIVANJA NA SKLONOST PREMA INTERKRISTALNOJ KOROZIJI ZAVAREN OG SPOJA NERĐAJUĆEG ČELIKA

Originalni naučni rad / Original scientific paper**UDK / UDC: 621.791.052:669.14.018.8****Rad primljen / Paper received:**

Oktobar 2017.

Ključne reči: nerđajući čelici, zavareni spoj, interkristalna korozija, metode ispitivanja**Izvod**

Ispitana je sklonost prema interkristalnoj koroziji zavarenog spoja austenitnog nerđajućeg čelika X5Cr-Ni18-10. Zavareni spoj je formiran pri različitim jačinama struje zavarivanja (110 A, 130 A i 150 A). Ispitivanja su vršena metodom elektrohemijske potenciokinetičke reaktivacije sa dvostrukom petljom (DL EPR metoda), na osnovnom metalu i u zoni uticaja toplote (ZUT). Osnovni metal je otporan prema interkristalnoj koroziji. Zona uticaja toplote formirana pri zavarivanju strujom jačine 150 A pokazuje najveću sklonost prema interkristalnoj koroziji. Sklonost prema interkristalnoj koroziji je znatno niža pri zavarivanju manjim jačinama struje. Pokazatelj sklonosti prema interkristalnoj koroziji (Q_r/Q_p)_{GBA} je ~ 6 puta veći za zonu uticaja toplote (pri jačini struje zavarivanja od 150 A) nego za osnovni metal. Na osnovu prikazanih rezultata može se zaključiti da jačina struje zavarivanja u velikoj meri utiče na sklonost zavarenog spoja nerđajućeg čelika X5CrNi18-10 prema interkristalnoj koroziji.

UVOD

Interkristalna korozija je vid lokalne korozije koji se manifestuje rastvaranjem oblasti granica zrna. Pri laganom hlađenju ili zagrevanju austenitnih nerđajućih čelika, u temperaturnom intervalu od 420 °C do 820 °C, po granicama zrna se izdvajaju karbidi bogati hromom, prvenstveno $M_{23}C_6$ [1-3]. Izdvajanje karbida hroma izaziva osiromašenje prigraničnih oblasti zrna hromom. To je posledica spore difuzije hroma u austenitu u navedenom

Adresa autora / Author's address:¹Institut za hemiju, tehnologiju i metalurgiju, IHTM, Centar za elektrohemiju, Univerzitet u Beogradu, Beograd, Srbija²Metalurški institut „Kemal Kapetanović“, Travnička cesta 7, 72000 Zenica, Bosna i Hercegovina*Autor za prepisku: borejegdic@yahoo.com**Key words:** stainless steels, welded joints, intergranular corrosion, test methods**Abstract**

Susceptibility to intergranular corrosion in welded joints of austenitic stainless steel X5Cr-Ni18-10 was tested. The welding was performed with different intensity of welding current (110 A, 130 A and 150 A). The tests were performed using electrochemical potentiokinetic reactivation method with double loop (DL EPR method) on the base metal and in the heat affected zone. The results obtained by the DL EPR method show that the heat affected zone formed by welding with 150 A has the highest susceptibility to intergranular corrosion. The susceptibility to intergranular corrosion is considerably lower when applying smaller welding current. The base metal is resistant to intergranular corrosion. The indicator of susceptibility to intergranular corrosion (Q_r/Q_p)_{GBA} is ~ 6 times higher for the heat affected zone (at 150 A welding current intensity) than for the base metal. Obtained testing results show that the welding current intensity greatly influences the susceptibility to intergranular corrosion in welded joints of stainless steel X5Cr-Ni18-10.

temperaturnom intervalu. Ako je sadržaj hroma manji od sadržaja koji je neophodan za održavanje zaštitnog pasivnog filma, oblast neposredno uz granicu zrna postaje senzibilizovana i podložna interkristalnoj koroziji. Prigranične zone, siromašne hromom, imaju veću brzinu rastvaranja u odnosu na ostale oblasti zrna [1].

Senzibilizacija nerđajućeg čelika prema interkristalnoj koroziji se najčešće javlja u



zavarenim spojevima, u zoni uticaja toplote (ZUT-u) koja je paralelna metalu šava, ili prilikom žarenja u cilju smanjenja zaostalih naprežanja. Senzibilizacija se češće javlja pri zavarivanju debelih ploča, što je posledica unesa toplote i različitih brzina hlađenja [4, 5].

Jačina struje zavarivanja je u direktnoj korelaciji sa unetom količinom toplote u zavareni spoj, odnosno sa pojavom različitih strukturnih transformacija u zavarenom spoju (zoni uticaja toplote i metalu šava). Pri većim jačinama struja zavarivanja dolazi do intenzivnijih strukturnih transformacija u zavarenom spoju, odnosno do senzibilizacije zavarenog spoja [5].

Ispitivanje sklonosti nerđajućih čelika prema interkristalnoj koroziji se često izvodi primenom metode elektrohemijske potenciokinetičke reaktivacije sa dvostrukom petljom, DL EPR [6-8]. Ispitivanje se vrši u rastvoru sumporne kiseline i kalijum tiocijanata. Potencijal uzorka, koji se nalazi u rastvoru, se postepeno pomera od korozionog potencijala E_{kor} u pozitivnu oblast do pasiviranja, a zatim u povratnom smeru do korozionog potencijala. Ako je nerđajući čelik sklon interkristalnoj koroziji dolazi do aktiviranja granica zrna u povratnom delu petlje (reaktivacija). Odnos količine naelektrisanja koje je utrošeno prilikom reaktivacije (tj. pri rastvaranju oblasti neposredno uz granicu zrna, Q_r) i količine naelektrisanja utrošenog pri aktivaciji (tj. pri rastvaranju zrna i granice zrna, Q_p), predstavlja merilo sklonosti prema interkristalnoj koroziji $(Q_r/Q_p)_{GBA}$:

$$\left(\frac{Q_r}{Q_p}\right)_{GBA} = \frac{Q_r}{Q_p \cdot (10^{-3} \cdot \sqrt{2^{G+5}})} \quad (1)$$

G je veličina zrna prema standardu ISO 643 [9].

Prema standardu ASTM G108 [10], širina senzibilizovane oblasti osiromašene hromom, sa svake strane granice zrna je $\sim 0,5 \mu\text{m}$. Ukupna površina senzibilizovanih oblasti uz granice svih zrna na površini uzorka S_{GBA} , koja figuriše u jednačini 2, izračunata je iz sledećeg izraza, u saglasnosti sa ISO 12732 [11]:

$$S_{GBA} = A_S \cdot (10^{-3} \cdot \sqrt{2^{G+5}}) \quad (2)$$

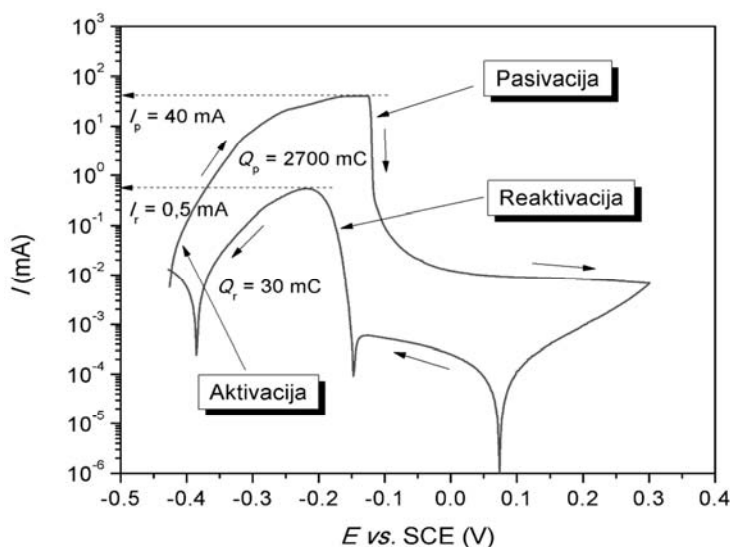
A_S je površina uzorka.

Prema standardu ISO 12732 [11], osim pokazatelja $(Q_r/Q_p)_{GBA}$, kao merilo sklonosti prema interkristalnoj koroziji može se uzeti odnos veličina strujnog pika pri reaktivaciji I_r (tj. pri rastvaranju oblasti neposredno uz granicu zrna) i strujnog pika pri aktivaciji I_p (tj. pri rastvaranju zrna i granice zrna), $(I_r/I_p)_{GBA}$:

$$\left(\frac{I_r}{I_p}\right)_{GBA} = \frac{I_r}{I_p \cdot (10^{-3} \cdot \sqrt{2^{G+5}})} \quad (3)$$

Takođe, navedeni standard [11] dozvoljava određivanje sklonosti nerđajućeg čelika prema interkristalnoj koroziji samo na osnovu odnosa I_r/I_p . U tom slučaju nije neophodno određivanje veličine zrna G. Za sve navedene postupke, u ISO standardu [11] su navedeni odgovarajući kvantitativni kriterijumi sklonosti nerđajućeg čelika prema interkristalnoj koroziji. Takođe, uspostavljena je korelacija rezultata ispitivanja, dobijenih DL EPR metodom, sa rezultatima dugotrajnih ispitivanja klasičnim hemijskim metodama u ključalim rastvorima kiselina [11].

Na slici 1 je prikazan tipičan dijagram koji se dobija pri ispitivanju sklonosti prema interkristalnoj koroziji austenitnih nerđajućih čelika DL EPR metodom. Nerđajući čelik na slici 1 je u znatnoj meri senzibilizovan, odnosno sklon prema interkristalnoj koroziji.



Slika 1. Primer ispitivanja sklonosti prema interkristalnoj koroziji austenitnog nerđajućeg čelika pomoću DL EPR metode. Prikazane vrednosti parametara I_r , I_p , Q_r i Q_p su direktno očitane sa instrumenta u toku izvođenja ispitivanja.



DL EPR metodu je razradio V. Čihal [6, 12] i našla je primenu za ispitivanje sklonosti prema interkristalnoj koroziji ne samo austenitnih čelika [13], već i feritnih [7], duplex nerđajućih čelika [14], itd.

DL EPR metoda se primenjuje za ispitivanje sklonosti zavarenih spojeva nerđajućih čelika prema interkristalnoj koroziji, kao i za ispitivanje sklonosti prema naponskoj koroziji [11]. Ako je nerđajući čelik sklon prema interkristalnoj koroziji on je sklon i prema naponskoj koroziji.

U ovom radu ispitan je uticaj primenjene jačine struje tokom zavarivanja TIG postupkom niskougleničnog (0,04 mas. % C) austenitnog nerđajućeg čelika X5CrNi18-10 na njegovu sklonost prema interkristalnoj koroziji. Cilj rada je

da se odredi uticaj jačine struje zavarivanja na strukturne promene u zavarenom spoju i na sklonost zavarenog spoja nerđajućeg čelika prema interkristalnoj koroziji.

EKSPERIMENTALNI DEO

Materijal

Uzorci od nerđajućeg čelika X5CrNi18-10, debljine 6 mm, zavareni su TIG postupkom. Jačina struje tokom zavarivanja je bila 110 A, 130 A i 150 A. Kao zaštitni gas za zavarivanje korišćen je argon. Hemijski sastav nerđajućeg čelika i dodatnog materijala (prema EN 12072 [15]) prikazan je u tabeli 1.

Oznaka	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	N
X5CrNi18-10	0,04	0,34	1,20	0,007	0,006	18,8	9,5	0,22	0,05
MW 308 LSi	0,03	0,80	1,90	0,007	0,007	20,1	9,90	0,07	0,06

Tabela 1. Hemijski sastav nerđajućeg čelika i elektrode za zavarivanje, mas. %

Pre ispitivanja, uzorci su brušeni brusnom hartijom finoće 400, zatim sve finijom hartijom do finoće 1000, dok se nisu uklonili risevi od predhodnih brušenja. Nakon toga uzorci su polirani vodenom suspenzijom Al₂O₃ (granulacije 5 μm) na tkanini za poliranje. Uzorci su zatim odmašćeni etanolom, isprani destilovanom vodom i osušeni na vazduhu.

Elektrohemijska potenciokinetička reaktivacija sa dvostrukom petljom (DL EPR)

Ispitivanje DL EPR metodom je izvršeno na osnovnom metalu i u zoni uticaja toplote (ZUT) zavarenog spoja nerđajućeg čelika, posle zavarivanja različitim jačinama struje. Za ispitivanje je korišćen rastvor: 0,5 mol dm⁻³ H₂SO₄ + 0,01 mol dm⁻³ KSCN [11]. Na elektrohemiju ćeliju je postavljen uzorak od ispitivanog nerđajućeg čelika (radna elektroda), tako da je površina izložena dejstvu rastvora bila 0,785 cm². U ćeliju je postavljena referentna (zasićena kalomelova elektroda, ZKE) i pomoćna elektroda (Pt mreža). Ispitivanja su vršena uz primenu potencioštata BIOLOGIC SP 200.

U rastvoru za ispitivanje, na uzorku je uspostavljen relativno stabilan E_{kor} koji se nalazio u zahtevanoj oblasti korozionih potencijala [11]. Uzorak je držan 5 min na E_{kor}, a zatim je potencijal pomeran u pozitivnom smeru do pasivacije (+300 mV), pri brzini promene potencijala od 1,67 mV s⁻¹. Neposredno po dostizanju potencijala pasivacije promenjen je smer polarizacije i potencijal uzorka je vraćen do korozionog potencijala.

Metalografska ispitivanja

Veličina zrna G, koja je potrebna za proračun stepena senzibilizacije nerđajućeg čelika prema interkristalnoj koroziji (jednačina 1), određena je pomoću optičkog mikroskopa. Određivanje veličine zrna izvršeno je u osnovnom metalu i u zoni uticaja toplote. Veličina zrna u osnovnom metalu i u ZUT-u je iznosila 18 – 20 μm (~ G9).

Skenirajući elektronski mikroskop (SEM)

Morfologija površine nerđajućeg čelika posle ispitivanja interkristalne korozije DL EPR metodom analizirana je primenom skening elektronskog mikroskopa JEOL JSM-5800, koji radi na 20 keV.

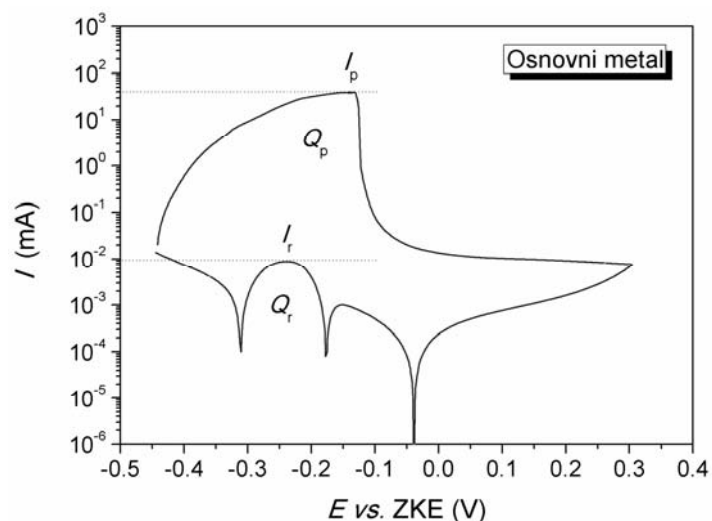
REZULTATI I DISKUSIJA

Ispitivanja sklonosti prema interkristalnoj koroziji DL EPR metodom

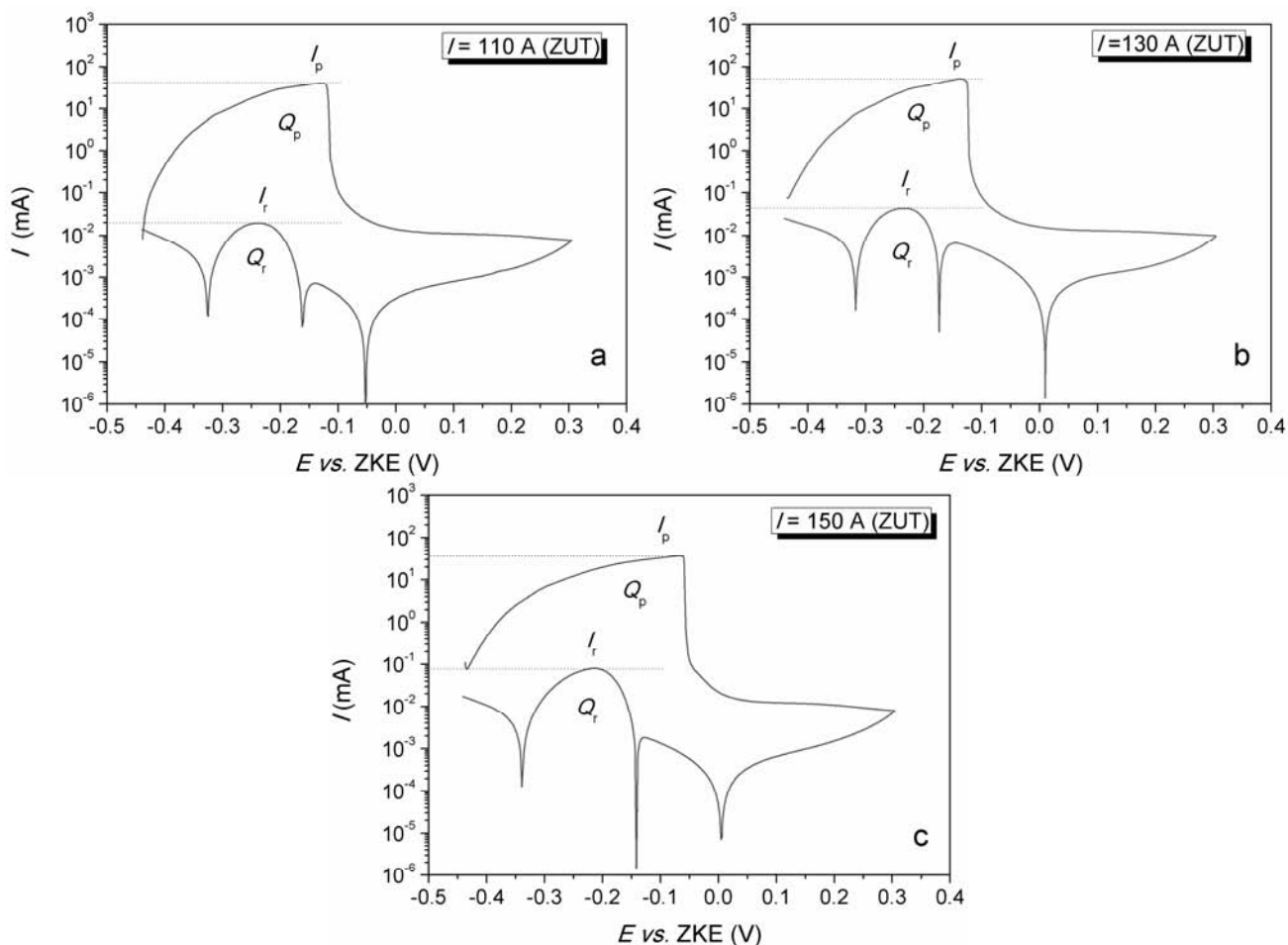
Na slikama 2 i 3 prikazani su rezultati ispitivanja sklonosti prema interkristalnoj koroziji nerđajućeg čelika X5CrNi18-10, primenom DL EPR metode. Vidi se da je vrednost reaktivacionog naelektrisanja Q_r najmanja van zone uticaja toplote (osnovni metal, slika 2). Veće vrednosti Q_r su dobijene u ZUT-u zavarenog spoja (slika 3 a-c). Najveća vrednost Q_r dobijena je za ZUT posle zavarivanja jačinom struje od 150 A. Vrednost reaktivacionog naelektrisanja Q_r je ~ 7 puta veća za ZUT formiran pri jačini struje zavarivanja od 150 A nego za osnovni metal. Kao što je ranije rečeno, sklonost prema interkristalnoj koroziji se može proceniti i na osnovu odnosa maksimalne struje reaktivacije I_r i



maksimalne struje pasivacije I_p (jednačina 3). (pri zavarivanju strujom jačine 150 A) za ZUT nego
Maksimalna struja reaktivacije I_r je ~ 9 puta veća za osnovni metal.



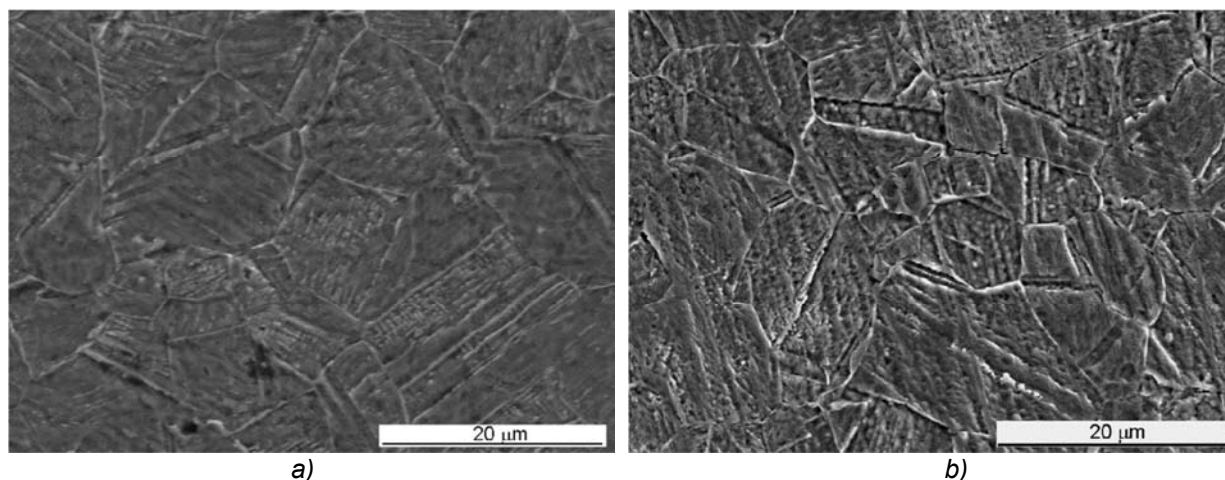
Slika 2. Rezultati ispitivanja DL EPR metodom osnovnog metala.



Slika 3. Rezultati ispitivanja DL EPR metodom ZUT-a, formiranog pri različitim jačinama struje zavarivanja: a) 110 A, b) 130 A i c) 150 A.

Na slici 4 su prikazani karakteristični SEM snimci površine nerđajućeg čelika posle ispitivanja DL EPR metodom. Na slici 4a prikazan je SEM snimak osnovnog metala, a na slici 4b prikazan je SEM

snimak zone uticaja toplote formirane pri struji zavarivanja od 150 A. Može se uočiti da je rastvaranje oblasti granica zrna veće u ZUT-u, nego u osnovnom metalu.



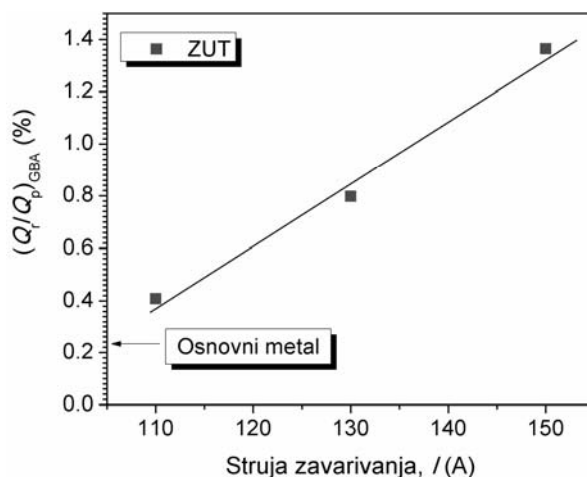
Slika 4. Karakteristični SEM snimci površine nerđajućeg čelika posle ispitivanja DL EPR metodom: a) osnovni metal i b) ZUT.

OZNAKA UZORKA	E_{kor} (mV)	I_p (μA)	I_r (μA)	Q_p (mC)	Q_r (mC)	$(Q_r/Q_p)_{GBA}$ (%)
Osnovni metal	-442	38961	8,7	2954	0,728	0,229
ZUT (110 A)	-440	39369	19,6	3064	1,345	0,408
ZUT (130 A)	-436	38409	43,5	2984	2,560	0,797
ZUT (150 A)	-436	35839	80,7	3364	4,940	1,364

Tabela 2. Rezultati ispitivanja DL EPR metodom

Vrednosti $(Q_r/Q_p)_{GBA}$ za sve ispitivane uzorke izračunate su primenom jednačine 1. Niska vrednost $(Q_r/Q_p)_{GBA}$, dobijena za nerđajući čelik van zone uticaja toplote (osnovni metal) ukazuje da osnovni metal nije sklon prema interkristalnoj koroziji. Veće vrednosti $(Q_r/Q_p)_{GBA}$ ukazuju da je ZUT blago senzibilizovan prema interkristalnoj

koroziji. Najveću sklonost prema interkristalnoj koroziji ima ZUT formiran strujom zavarivanja od 150 A. Vrednost pokazatelja $(Q_r/Q_p)_{GBA}$ je ~ 6 puta veća za ZUT formiran pri toj jačini struje zavarivanja, nego za osnovni metal. Na slici 5 je prikazana zavisnost stepena senzibilizacije ZUT-a od jačine struje zavarivanja.



Slika 5. Zavisnost stepena senzibilizacije ZUT-a od jačine struje zavarivanja.

Stepen senzibilizacije ZUT-a za sve jačine struje zavarivanja je manji od stepena senzibilizacije pri kojem dolazi do interkristalne korozije u realnim uslovima eksploatacije. Prema standardu ISO 12732 [11] do interkristalne korozije dolazi ako je pokazatelj $(Q_r/Q_p)_{GBA}$ veći od 5 %. Kod nerđajućih čelika sa većim sadržajem ugljenika (većim od 0,04 mas. % C), dolazi do značajne senzibilizacije ZUT-a tokom zavarivanja, tako da se može očekivati značajno povećanje sklonosti prema interkristalnoj

koroziji ZUT-a, naročito pri većim jačinama struje zavarivanja.

U oblasti ZUT-a došlo je do delimičnog izdvajanja hromom bogatih karbida $M_{23}C_6$. Stvarna formula karbida $M_{23}C_6$ je $(Cr,Fe)_{23}C_6$ jer se određeni broj atoma Cr zamenjuje atomima Fe u hrom-karbidu. Usled izdvajanja karbida došlo je do osiromašnja hromom prigraničnih oblasti zrna. To je najviše izraženo u ZUT-u koji je formiran pri zavarivanju jačinom struje od 150 A.



ZAKLJUČCI

Ispitana je sklonost zavarenog spoja austenitnog nerđajućeg čelika X5CrNi18-10 prema interkristalnoj koroziji. Ispitivanja su vršena na osnovnom metalu, van uticaja toplote zavarivanja i u ZUT-u koji je formiran tokom zavarivanja različitim jačinama struje (110 A, 130 A i 150 A). Ispitivanje sklonosti prema interkristalnoj koroziji izvršeno je DL EPR metodom.

Osnovni metal nije sklon prema interkristalnoj koroziji.

Struja zavarivanja utiče na sklonost zavarenog spoja nerđajućeg čelika X5CrNi18-10 sa 0,04 % C prema interkristalnoj koroziji. Uticaj jačine struje zavarivanja na sklonost prema interkristalnoj koroziji bio bi izraženiji pri zavarivanju čelika sa većim sadržajem ugljenika.

ZUT formiran pri zavarivanju strujom od 150 A pokazuje najveću sklonost prema interkristalnoj koroziji. Pokazatelj sklonosti prema interkristalnoj

koroziji u ovom slučaju $(Q_r/Q_p)_{GBA}$ je ~ 6 puta veći za ZUT nego za osnovni metal.

Sklonost prema interkristalnoj koroziji ZUT-a se približno linearno povećava sa povećanjem jačine struje pri zavarivanju.

Primenjena elektrohemijaska metoda omogućava brzo određivanje sklonosti zavarenih spojeva nerđajućih čelika prema interkristalnoj koroziji. Nerđajući čelik koji je sklon interkristalnoj koroziji istovremeno je sklon i naponskoj koroziji, tako da se DL EPR metoda može koristiti i u cilju procene sklonosti nerđajućeg čelika prema naponskoj koroziji.

Zahvalnica

Rad je finansiran od strane Ministarstva prosvete, nauke i tehnološkog razvoja republike Srbije, projekti TR 34028 i TR 34016.

LITERATURA

[1] K.H. Lo, C.H. Shek, J.K.L. Lai, Recent developments in stainless steels, Mater Sci Eng R 65 (2009) 39–104.

[2] Corrosion of Austenitic Stainless Steel Weldments in Corrosion of Weldments, J.R. Davis, editor, 2006, ASM International, Materials Park, Ohio, p 43-75

[3] Corrosion of Stainless Steel Weldments, Corrosion: Fundamentals, Testing, and Protection, Vol 13A, ASM Handbook, ASM International, 2003, p 301–316.

[4] R.A. Jarman, Desing in Relation to Welding and Joining, Corrosion, Ed. L.L. Shreir, R.A. Jarman and G.T. Burstein, Oxford, Great Britain, 2000., 9:85-9:106.

[5] T. Prošek, P. Novak and J. Bystriansky, Influence of heat flux and surface temperature on the intergranular corrosion of stainless steel, Mater Corros 2005, 56, No. 5 312-317.

[6] V. Čihal, S. Lasek, M. Blahetova, E. Kalabisova and Z. Krhutova, Trends in the Electrochemical Polarization Potentiodynamic Reactivation Method-EPR, Review, Chem Biochem Eng Q 21 (2007) 47-54.

[7] H. Sidhom, T. Amadou, and C. Braham, Evaluation by the Double Loop Electrochemical Potentiokinetic Reactivation Test of Aged Ferritic Stainless Steel Intergranular Corrosion Susceptibility, Metal Mater Trans A, 41A (2010) 3136-3150.

[8] Pedro de Lima-Neto, Jesualdo P. Farias, Luis Flávio G. Herculano, Hélio C. de Miranda, Walney S. Araújo, Jean-Baptiste Jorcin, Nadine Pébère,

Determination of the sensitized zone extension in welded AISI 304 stainless steel using non-destructive electrochemical techniques, Corros Sci 50 (2008) 1149–1155.

[9] Micrographic determination of the apparent grain size-ISO 643.

[10] Electrochemical Reactivation (EPR) for Detecting Sensitization of AISI Type 304 and 304L Stainless Steels – ASTM G 108

[11] Electrochemical potentiokinetic reactivation measurement using the double loop method (based on Čihal's method) - ISO 12732.

[12] B.V. Jegdić, A.B. Alil, Z.R. Milutinović, Z.D. Odanović, B.R. Gligorijević, B.T. Katavić, Application of Electrochemical Methods for the Investigation of Intergranular Corrosion of Welded Joint of Austenitic Stainless Steel 19Cr–9Ni, Hem Ind 65 (2011) 179–186.

[13] C. Garcia, M.P. de Tiedra, Y. Blanco, O. Martin, F. Martin, Intergranular corrosion of welded joints of austenitic stainless steels studied by using an electrochemical minicell, Corros Sci 50 (2008) 2390–2397.

[14] 23] Jia Gong, Y.M. Jiang, B. Deng, J.L. Xu, J.P. Hu and Jin Li, Evaluation of intergranular corrosion susceptibility of UNS S31803 duplex stainless steel with an optimized double loop electrochemical potentiokinetic reactivation method, Electrochim Acta 55 (2010) 5077-5083.

[15] Welding Consumables -Wire Electrodes, Wires and Rods for Arc Welding of Stainless and Heat-resisting Steels – Classification - EN 12072.



Sebastian Baloš dr, Petar Janjatović mast. inž. maš., Miroslav Dramićanin mast.inž. maš., Danka Labus Zlatanović mast.inž. maš., Leposava Šiđanin dr, Sreto Tomić dipl. inž. maš.

IMPROVEMENT OF HARDFACING PROCESS OF COBALT BASED ALLOYS USING NANOPARTICLES

UNAPREĐENJE PROCESA NAVARIVANJA LEGURA KOBALTA PRIMENOM NANO ČESTICA

Originalni naučni rad / Original scientific paper

Rad je u izvornom obliku objavljen u Zborniku sa savetovanja „ZAVARIVANJE 2016“ održanog na Srebrnom jezeru 14-17. Septembra 2016

Rad primljen / Paper received:

Oktobar 2017.

Ključne reči: ručno-elektrolučno zavarivanje, navarivanje, legura kobalta, TiO₂ nano čestice

Abstract:

In this paper, the application of TiO₂ nanoparticles in hardfacing of hard, chemical resistant, cobalt-based alloys, is studied. The hardfacing of structural steel specimens are carried out with manual shielded metal arc welding process. The consumables were nickel chromium alloy as a buffer layer and the cobalt alloy for finishing layer. Two types of electrodes for hardfacing the control specimen were used. First was commercial, unmodified electrode, and second was the same electrode, but modified with TiO₂ nanoparticles in water solution. Infiltration of nanoparticles was carried out in three different durations of 30 seconds, 4 minutes and 8 minutes. The metallographic analysis in cross-section of the hard-faced layer, were carried out. Also, the wear resistance test was done in order to study the influence of the infiltrated nanoparticles.

1. UVOD

Legure na bazi kobalta, komercijalnog naziva steliti, koriste se u vidu slojeva nanetih na osnovni materijal. Osnovna osobina im je pogodna kombinacija tvrdoće, otpornosti na habanje i visoka koroziona postojanost [1]. Bazirani na kobaltu, steliti su legirani sledećim elementima: hromom, volframom i ugljenikom. Hrom ima ulogu ojačavanja metalne osnove kobalta i postizanje otpornosti na koroziju, kao i za formiranje hrom-karbida tipa M₂₃. Slično tome, volfram izaziva ojačavanje i metalne osnove i karbida. Udeo hroma je oko 30 %, a udeo volframa iznosi obično između 4 i 14 % [2-4]. Takođe, ove legure mogu imati volfram zamenjen istim sadržajem molibdena, čime se dodatno povećava otpornost na habanje i koroziju u redukujućim sredinama [5]. Pogodne osobine stelita postižu se kombinovanim dejstvom osnove i karbida. Dok kobaltna osnova obezbeđuje

Adresa autora / Author's address:

1Departman za proizvodno mašinstvo, Fakultet Tehničkih Nauka, Univerzitet u Novom Sadu, Trg Dositeja Obradovića 6, 21000 Novi Sad
E-mail: sebab@uns.ac.rs

Key words: manual metal arc welding, hardfacing, cobalt alloys, nano TiO₂ particles

Rezime:

U radu je obrađena problematika primene nano čestica TiO₂ pri navarivanju tvrdih, hemijsko otpornih legura na bazi kobalta. Uzorci od konstrukcionog čelika su prvo navareni ručno – elektrolučnim postupkom sa dodatnim materijalom, legurom nikla i hroma (podloga), nakon čega je izvršeno navarivanje legure kobalta. Izvršeno je navarivanje kontrolnog uzorka, komercijalnim, nemodifikovanim elektrodama, kao i elektrodama koje su modifikovane infiltracijom nanočesticama TiO₂ posredstvom vodenog rastvora. Infiltracija je izvršena u različitim trajanjima, počev od 30 sekundi, 4 minute i 8 minuta. Izvršeno je metalografsko ispitivanje mikrostrukture po dubini, na poprečnom preseku navarenog sloja, kao i ispitivanje otpornosti na habanje kako bi se ustanovio uticaj prisustva infiltriranih nano čestica.

duktilnost, odnosno sprečavanje loma karbida, sami karbidi obezbeđuju otpornost na habanje i otpornost na povišene temperature, do 600°C [6-8]. Razvijen je velik broj legura stelita, sa različitim hemijskim sastavima, prilagođene različitim namenama, odnosno, prilagođene različitim načinima nanošenja. Postoje legure u vidu prahova za metalizaciju (nanošenje na zube testera), obložene elektrode (elektrolučno navarivanje kliznih ležajeva), žica (TIG navarivanje zavojnica ekstrudera, MIG navarivanje ležišta ventila), odlivci (komponente u hemijskoj, petrohemijskoj i naftnoj industriji) i dr. [9]. Od različitih legura kobalta (Stelita), najrasprostranjenija je legura pod komercijalnim nazivom Stelit 6. Ta legura poseduje izbalansirane osobine u pogledu otpornosti na habanje i koroziju i zadržava ove osobine na veoma visokim temperaturama. Stoga, smatra se



standardnom legurom za opštu upotrebu na mestima gde se zahteva dobra otpornost na habanje, ima odličnu mehaničku i hemijsku postojanost u širokom temperaturnom intervalu, a zadržava željenu tvrdoću na temperaturama do 500°C. Takođe, ima dobru otpornost na udar i kavitacionu eroziju. Stelit 6 je idealan za različite vrste tvrdog navarivanja i može se obrađivati alatima od tvrdog metala. Primenjuje se kod sedišta ventila i zasuna, vretena i ležajeva pumpi, zaštitnih delova protiv erozije i elemenata u valjaonicama. Kao i kod nerđajućih čelika, kod stelita 6 je korozija prvenstveno sa piting mehanizmom i nema opšteg gubitka mase u morskoj vodi i hloridnom rastvoru. Gubitak mase u morskoj vodi je ispod 0,05 mm godišnje na temperaturi 22°C [10].

Prednost legure stelit 6, kao i primena u vidu elektroda za elektrolučno navarivanje, preporučuju je kao pogodan izbor za unapređenje primenom nano čestica TiO₂. U ovom radu, dat je novi metod unapređenja obloženih elektroda metodom infiltracije nano česticama.

2. EKSPERIMENT

Eksperimentalno navarivanje je izvršeno na uzorcima konstrukcionog čelika tipa S235JR hemijskog sastava datim u tabeli 1. U tabelama 2 i 3 su prikazani hemijski sastavi dodatnog materijala korišćenog za navarivanje. Podloga u vidu legure nikla (Boehler Fox Nibas 70/20; EN ISO 14172: E Ni 6082; AWS A5.11-05: E NiCrFe-3) je naneta u jednom sloju, dok je navar legurom na bazi kobalta stelit 6 (FSH Selectarc Co6; EN ISO 14700: E Co 2; AWS A5.13: E CoCr-A) izveden u dva sloja, sa parametrima datim u tabeli 4. Priprema elektroda za završna dva sloja navarivanja je izvršena infiltracijom nanočestica TiO₂ srednjeg prečnika 20 nm. Elektrode su postavljene u ultrazvučnu kadu tipa EMAG Emmi5, potpuno potopljene u 5% rastvor nano čestica u destilovanoj vodi. Korišćena su tri različita vremena infiltracije, 30 sekundi, 4 minute i 8 minuta. Nakon infiltracije, izvršeno je sušenje u peći na temperaturi 100 °C tokom 1 h. Kontrolni uzorak je navaren nemodifikovanom elektrodom. Za jednostavniji opis rezultata, dobijeni uzorci su označeni na sledeći način: kontrolni uzorak je označen kao "0", uzorak navaren elektrodom infiltriranim tokom 30 s sa "30", elektrodom infiltriranim 4 min sa "4" i elektrodom infiltriranim tokom 8 min sa "8".

C	Si	Mn	Mo	S	Cr	P	Al	Cu	Mo	Ni	Fe
0,10	0,12	0,42	0,01	0,04	<0,002	0,01	0,005	0,38	0,01	0,06	ostatak

Tabela 1 Hemijski sastav osnovnog materijala (čelik S235JR) – mas. [%]

C	Si	Mn	Cr	Fe	Mo	Nb	Co	Ni
0,025	0,4	5,0	19,0	3,0	1,2	2,2	0,08	Ostatak

Tabela 2 Hemijski sastav materijala navarene podloge Nibas 70/20 – mas. [%]

C	Si	Cr	W	Fe	Co
1,1	1,0	28,0	4,5	3,0	ostatak

Tabela 3 Hemijski sastav materijala završnog navarenog sloja Selectarc Co6 – mas. [%]

Nibas 70/20/Selectarc Co6	
Prečnik elektrode	3,2 mm
Vrsta struje	DC+
Jačina struje	85 A
Napon	22 V
Brzina navarivanja	12 cm/min
Nagib elektrode u odnosu na smer navarivanja	60°

Tabela 4 Parametri navarivanja

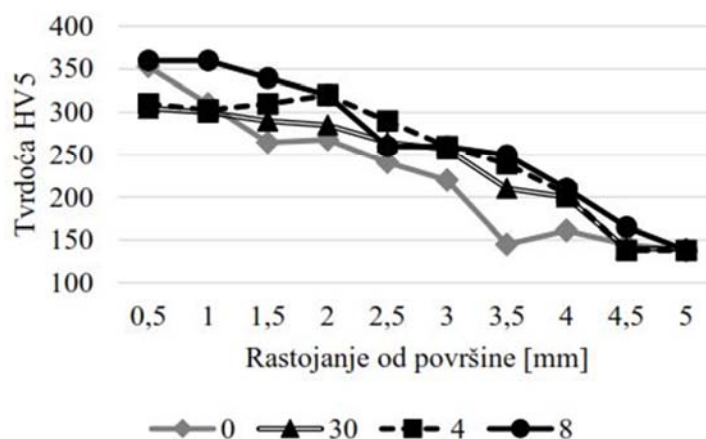


Izvršena su sledeća ispitivanja navarenih slojeva: ispitivanje tvrdoće, ispitivanje na habanje, metalografsko ispitivanje i ispitivanje hemijskog sastava pojedinih faza. Ispitivanje tvrdoće je izvršeno metodom po Vickersu, na uređaju VEB HPO-250, sa opterećenjem 5 kg, od površine poprečnog preseka navarenog uzorka, prema unutrašnjosti, sa rastojanjem između otisaka od 0,5 mm. Ispitivanje na habanje je izvršeno na uzorcima dimenzije 10x10 mm. Habanje je izvršeno u trajanju 30 s na adaptiranom aparatu za automatsko poliranje tipa Struers DP-U2, pri čemu je umesto platna za poliranje postavljen abrazivni papir granulacije P500. Priprema uzorka za habanje podrazumevalo je njegovo brušenje do nivoa abrazivnog papira P2000. Pre i posle habanja je izvršeno merenje mase na analitičkoj vagi Tehnica 2615 sa tačnošću 0,1 mg. Opterećenje uzorka tokom habanja je bilo 1 kg, brzina obrtanja abrazivnog papira bila je 2500/min, a uzorak je bio postavljen na 70 mm od ose obrtanja abrazivnog papira. Tokom habanja, protok vode je bio 10 ml/min. Habanje je izvršeno na tri uzorka, a vrednost gubitka mase je izražena kao aritmetička

sredina ta tri merenja. Metalografsko ispitivanje je izvršeno nakon standardne metalografske pripreme (isecanje, brušenje, poliranje na opremi Struers) i nagrizanja carskom vodom i nitalom, za navareni sloj i osnovni materijal, respektivno. Ispitivanje je izvršeno na svetlosnom mikroskopu (SM) Leitz Orthoplan, a na skening elektronskom mikroskopu (SEM) JEOL JSM6460LV je izvršeno ispitivanje hemijskog sastava elektronskom mikroanalizom (EDX), upotrebom sistema INCA. Pre EDX ispitivanja, na uzorke je nanet sloj zlata, upotrebom uređaja Ball-Tech Leica SCD-005.

3. REZULTATI I DISKUSIJA

Rezultati ispitivanja tvrdoće su dati u dijagramu na slici 1. Promena tvrdoće po dubini jasno pokazuje sličan trend postupnog pada. Uzorci 30 i 4 imaju na površini nešto nižu tvrdoću, dok uzorak 8 ima približno istu tvrdoću kao i uzorak 0. Međutim, trend pada tvrdoće kod kontrolnog uzorka 0 je znatno strmiji nego što je slučaj kod uzoraka koji su dobijeni navarivanjem modifikovanim elektrodama.



Slika 1 Rezultati ispitivanja tvrdoće po dubini navarenog uzorka

Rezultati ispitivanja na habanje u vidu gubitka mase prikazani su u tabeli 5. Na osnovu dobijenih rezultata, može da se konstatuje da se gubitak mase, kao mera otpornosti na habanje ispitivanog materijala, zadržava na približno istom nivou kod uzoraka 30 i 4. Međutim, kod uzorka 8, dobijenog sa najdužim vremenom infiltracije, habanje

najmanje intenzivno, oko 9 % manje u odnosu na kontrolni uzorak 0. Ovakvi rezultati su u skladu sa rezultatima ispitivanja na habanje prikazanim na slici 1, jer su uzorci pre ispitivanja na habanje poravnati. Na taj način, tvrdi površinski sloj kod uzoraka 30 i 5 je verovatno uklonjen.

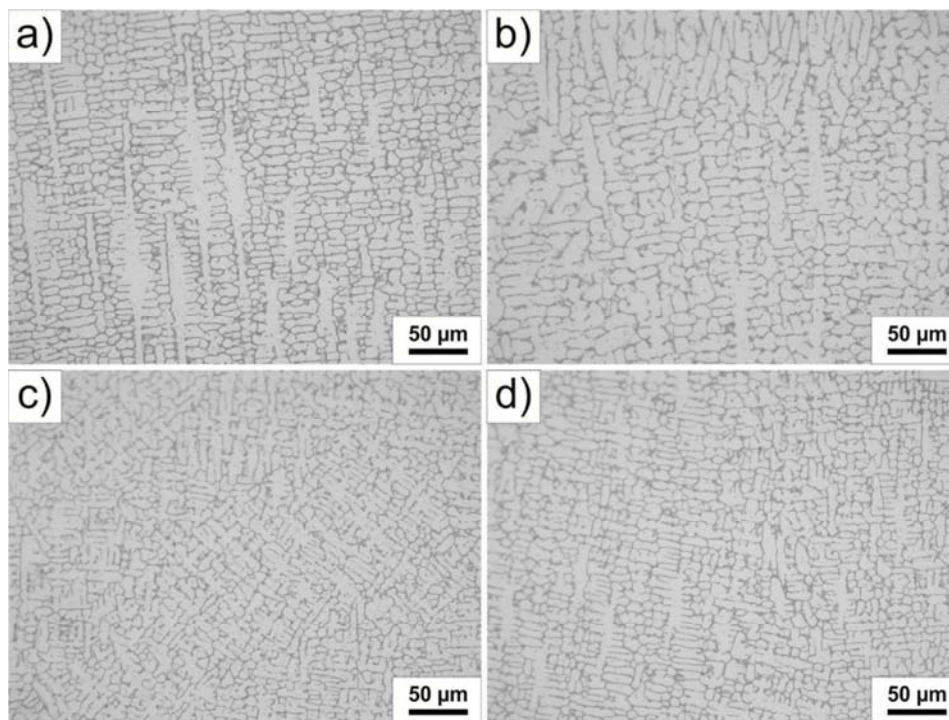
Uzorak	Gubitak mase [mg]
0	43,6
30	44,0
4	43,8
8	39,8

Tabela 5 Rezultati ispitivanja na habanje

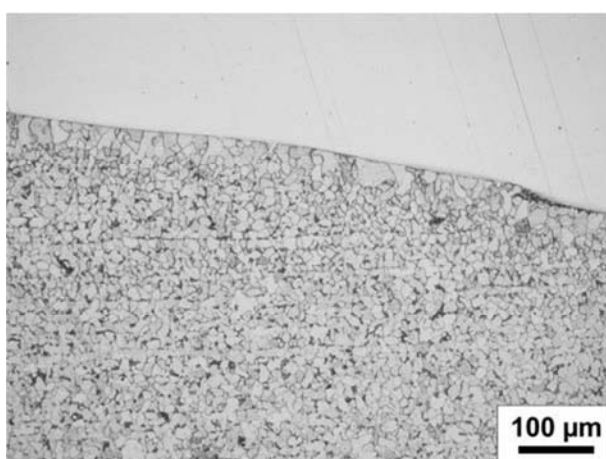


Mikrostruktura površinskog navarenog sloja prikazana je na slici 2 (SM). Na slici 2 se vidi da se mikrostruktura kod svih uzoraka sastoji od osnove na bazi kobalta i karbida po granicama dendrita nastalih tokom očvršćavanja navara, što je tipično za legure tipa stelit. Može da se uoči da postoje određene morfološke razlike, prevashodno u veličini međudendritskog rastojanja, koja je najmanje kod uzoraka 4 i 8. Takođe, može se primetiti da postoje delovi sa otvorenom mrežom

karbida, što je najizraženije kod uzorka 0. Pored toga, paralelnost mreže karbida je najizraženija kod uzorka 0. Od zone topljenja prema osnovnom materijalu se primećuje lokalno ukрупnjavanje feritnih zrna, kao posledica rekristalizacije unutar zone uticaja toplote usled navarivanja, slika 3. Inače, mikrostruktura osnovnog materijala je feritno-perlitna, uobičajena za čelik S235JR u normalizovanom stanju.



Slika 2 Mikrostruktura završnog navarenog sloja legure kobalta: a) uzorak 0, b) uzorak 30, c) uzorak 4, d) uzorak 8



Slika 3 Osnovni materijal ispod linije topljenja.

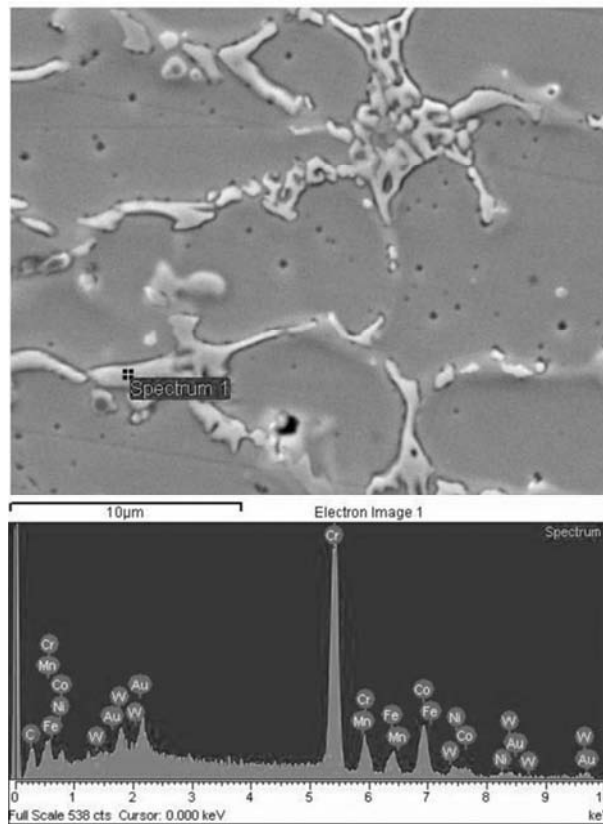
Rezultati EDX analize tvrdih faza u osnovi legure kobalta površinskog navarenog sloja prikazani su na slikama 4 i 5. Na slici 4, vide se tipični kompleksni karbidi tipa M_6C tipični za leguru stelit 6. Ostali elementi, poput Co, Fe, Mn su prisutni u metalnoj osnovi. U uzorku 8, tvrde faze pored

elemenata prisutnih u odgovarajućim fazama u uzorku 0, sadrže i Ti i O. To ukazuje da se pored uobičajenih karbida tipa M_6C javlja i oksid titana. Pored toga, treba napomenuti da se morfološki analizirana faza razlikuje u odnosu na faze tipa M_6C , te se može pretpostaviti da prisustvo ovih

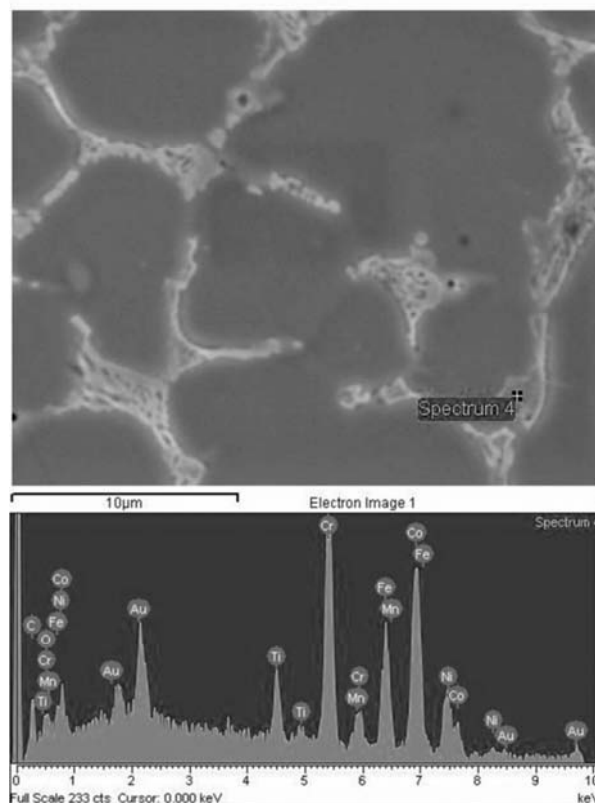


faza utiče na povećanje otpornosti na habanje kod uzorka 8. Prisustvo oksida titana kod uzorka modifikovanih nanočesticama utiče na povećanje tvrdoće po dubini (uzorci 30 i 4), odnosno na

površini i po dubini (uzorak 8). Može se smatrati da su ti oksidi titana tipa Ti_2O_3 , s obzirom na najvišu temperaturu topljenja od svih oksida titana (Ti_2O_3 na $2130\text{ }^\circ\text{C}$, TiO_2 na $1843\text{ }^\circ\text{C}$, TiO na $1700\text{ }^\circ\text{C}$) [11].



Slika 4 EDX analiza karbida u površinskom sloju uzorka 0



Slika 5 EDX analiza karbida u površinskom sloju uzorka 8



4. ZAKLJUČAK

Na osnovu dobijenih rezultata, mogu se izvući sledeći zaključci:

- Tvrdća navarenih slojeva na bazi legure kobalta se dodavanjem nano čestica TiO₂ povećava ne samo na površini već i po dubini.
- Otpornost na habanje se takođe povećava kod uzoraka navarenih elektrodama koje su infiltrirane tokom 8 minuta.
- Morfologija karbidne mreže se uz prisustvo nano čestica TiO₂ profinjuje, a ujedno se povećava zatvorenost karbidne mreže.

- Pored tipičnih karbida tipa M₆C, javljaju se oksidi titana koji doprinose povećanju tvrdoće i otpornosti na habanje.

Unošenje nanočestica metodom infiltracije u oblogu elektrode ima pozitivivan uticaj na otpornost na habanje, jednu od dominantnih osobina legura kobalta, stelit. Pri tome, dominantna su dva efekta uzrokovana pojavom dodatnih oksida titana, kao i zatvaranjem karbidne mreže u odnosi legure kobalta.

LITERATURA

- [1] Elwood Haynes, Metal Alloy, US Patent no. 873,745, December 17, 1907.
- [2] Wood, P. D., Evans, H. E., Ponton, C. B., Investigation into the wear behaviour of Stellite 6 during rotation as an unlubricated bearing at 600 °C, Tribology International, 44 (2011), pp. 1589–1597.
- [3] Gholipour, A., Shamanian, M., Ashrafizadeh, F., Microstructure and wear behavior of Stellite6 cladding on 17–4 PH stainless steel, Journal of Alloys and Compounds, 509 (2011), pp. 4905–4909.
- [4] Da Silva, S., Souza, R. M., Mello, J. D. B., Goldenstein, H., Room temperature mechanical properties and tribology of NICRALC and Stellite casting alloys, Wear, 271 (2011), pp. 1819–1827.
- [5] Drapier, J. M., Davin, A., Magnee, A., Coutsouradis, D., Habraken, L., Abrasion and corrosion resistant cobalt base alloys for hardfacing, Wear, 33 (1975), pp. 271–282.
- [6] Berns, H., Microstructural properties of wear-resistant alloys, Wear, 181–183 (1995), pp. 271–279.
- [7] Yao, M. X., Wu, J. B. C., Xu, W., Liu, R., Metallographic study and wear resistance of a high-C wrought Co-based alloy Stellite 706K, Materials Science and Engineering, A 407 (2005), pp. 291–298.
- [8] Aoh, J. N., Cheng, C. J., On the wear characteristics of cobalt-based hardfacing layer after thermal fatigue and oxidation, Wear, 250 (2001), pp. 611–620.
- [9] Yao, M. X., Wu, J. B. C., Xie, Y., Wear, corrosion and cracking resistance of some W- or Mo-containing Stellite hardfacing alloys, Materials Science and Engineering, A 407 (2005), pp. 234–244.
- [10] http://stellite.com/Portals/0/KMT_Stellite_6Alloy_Data_FINAL.pdf
- [11] Greenwood N., Earnshaw A., Chemistry of the Elements, Butterworth-Heinemann, Woburn, 1997.



Ljubica Radović¹, Igor Radisavljević¹, Mihael Bučko²

CORROSION BEHAVIOR OF FRICTION STIR WELDED AlMgMn ALLOY

KOROZIONO PONAŠANJE AlMgMn LEGURE ZAVARENE

POSTUPKOM TRENJEM ALATOM

Originalni naučni rad / Original scientific paper

Rad je u izvornom obliku objavljen u Zborniku sa savetovanja „ZAVARIVANJE 2016“ održanog na Srebrnom jezeru 14-17. Septembra 2016

Rad primljen / Paper received:

Oktobar 2017.

Ključne reči: AlMg6Mn, zavarivanje trenjem alatom, interkristalna korozija, raslojavajuća korozija.

Abstract

Corrosion behaviour of friction stir welded (FSW) AlMg6Mn alloy was compared to corrosion behaviour of as-hot rolled alloy by means of NAML and ASSET tests. Corrosion testing revealed that base metal (hot rolled state) is more susceptible to intergranular corrosion (IGC) than FSW specimens. Surface morphology of the base metal after NAML revealed severe intergranular corrosion, while IGC resistance of AlMg6Mn alloy after FSW was significantly improved. It was attributed to different microstructure developed during welding, i.e. due to redistribution of β -phase particles and grain refining. On the other hand, both base metal and weld showed good exfoliation resistance evaluated by ASSET test.

1. UVOD

Aluminijumske legure sa magnezijumom kao glavnim legirajućim elementom, serije 5xxx, predstavljaju važnu grupu komercijalnih Al legura koje imaju najveću primenu u automobilskoj, transportnoj, industriji ambalaže, brodogradnji, avioindustriji i raketnoj tehnici. Zahvaljujući prvenstveno efektu rastvarajućeg ojačavanja usled prisustva Mg, imaju veliku sposobnost deformacionog ojačavanja, čime se postiže dobar odnos između čvrstoće i sposobnosti oblikovanja. Poseduju i dobru korozionu otpornost i zavarljivost [1]. Zbog dobro izbalansiranih osobina, za sada najveću primenu od svih Al-Mg legura ima EN AW-5083 (Al-4.7Mg-0.7Mn), ali interes za povećanjem sadržaja Mg u Al-Mg legurama se povećava i predmet je istraživanja [2-5]. Legura sa

Adresa autora / Author's address:

¹Military Technical Institute, Belgrade, Serbia E-mail: ljubica.radovic@vti.vs.rs,

²University of Defense, Military Academy, Belgrade, Serbia

Key words: AlMg6Mn, welding, FSW, intergranular corrosion, exfoliation corrosion.

Rezime

Koroziono ponašanje zavarenog spoja legure AlMg6Mn dobijenog postupkom trenjem alatom je upoređeno sa korozionim ponašanjem legure u toplo valjanom stanju. Koroziono ponašanje ocenjeno je primenom metode gubitka mase (NAML), vizuelne ASSET metode i analizom morfologije površine uzoraka nakon korozionih ispitivanja. Rezultati su pokazali da je AlMg6Mn legura u toplo valjanom stanju osetljivija na interkristalnu koroziju od spojeva zavarenih postupkom trenjem alatom. Na površini uzoraka nakon NAML testa je uočena izrazita/intenzivna interkristalna korozija, dok je otpornost zavarenih spojeva na interkristalnu koroziju povećana. Ovakvo ponašanje je posledica razlike u mikrostrukturi osnovnog metala i zavarenih spojeva, pre svega različite raspodele β -faze i usitnjavanja zrna u zoni termomehaničkog uticaja i zoni uticaja toplote. S druge strane, AlMg6Mn legura i u toplo valjanom stanju i spojevi zavareni trenjem alatom su pokazali otpornost na raslojavajuću koroziju.

oko 6 mas.% Mg poseduje dobru zavarljivost i dobar odnos čvrstoće i sposobnosti oblikovanja [3, 5-6]. Međutim, povećanje sadržaja Mg, kao i prisustvo različitih intermetalnih faza povećava čvrstoću, ali dovodi do povećanja osetljivosti na vidove lokalne korozije [7]. Kod legura sa više od 3% Mg, usled ograničene rastvorljivosti Mg, dolazi do izdvajanja anodne β -Al₃Mg₂ faze, koja se preferentno izdvaja po granicama zrna ili na već postojećim česticama Mn-faza [8-10]. Zbog toga su ove legure osetljive na interkristalnu, naponsku i piting koroziju, budući da je faza elektrohemijski aktivnija od Al-osnove [11-15].

Ispitivanje korozione otpornosti zavarenih spojeva aluminijumskih legura do 5% Mg, uključujući i noviji postupak trenjem alatom (FSW-friction stir welding)



je predmet brojnih istraživanja [10, 16-20], ali nedostaju rezultati korozijske otpornosti legura sa većim sadržajem Mg. Zbog toga je cilj ovog rada bio da se ispita korozijsko-ponašanje zavarenog spoja AlMg6Mn legure.

2. EKSPERIMENT

2.1 Materijal

Za ispitivanje su korišćene ploče AlMg6Mn legure debljine 8 mm, u polaznom - toplo valjanom stanju (TV). Tvrdoća legure u polaznom stanju je iznosila 87,5 HV5, a električna provodljivost i 26,04 % IACS. Hemijski sastav korišćene legure je dat u Tabeli 1.

Mg	Si	Cu	Mn	Fe	Zn	Ni	Ti	Al
5.95	0.12	0.015	0.54	0.36	0.07	0.01	0.01	Bal.

Tabela 1. Hemijski sastav AlMg6Mn legure (mass. %)

Zavarivanje

Zavarivanje je izvršeno postupkom trenjem alatom na alatnoj glodalici, prilagođenoj potrebama zavarivanja. Zavarene su ploče, širine 65 mm, prethodno mašinski obrađene na debljinu 6 mm. Primenjeni su sledeći parametri zavarivanja:

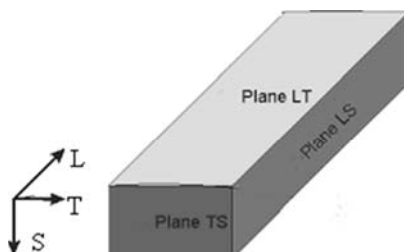
- Brzina rotacije alata 750 o/ min
- Brzina zavarivanja 150 mm/min

Korišćen je trn konusnog oblika [21]. Pravac zavarivanja je normalan na pravac valjanja ploča.

2.3 Ispitivanje osetljivosti na interkristalnu koroziju

Osetljivost na interkristalnu koroziju ispitana metodom gubitka mase po standardu ASTM G 67–04 [22]. Metoda se sastoji od uranjanja uzoraka u koncentrovanu azotnu kiselinu na 30°C u trajanju od 24 sata, merenja gubitka mase i određivanje gubitka mase po jedinici površine, kao kvantitativne mere osetljivosti na interkristalnu koroziju.

Korišćena su po 3 uzorka dimenzija 50x6x8 mm, isečena iz osnovnog metala i 3 uzorka dimenzija 50x6x6 mm iz FSW zavarenog spoja. Dimenzija 50 mm je paralelna pravcu valjanja (L pravac, slika 1).



Slika 1. Označavanje ravni u valjanom limu: L-uzdužni (longitudinal); T-poprečni (transversal); S-kratki poprečni pravac (short transversal).

Uzorci su pripremljeni brušenjem brusnim papirom finoće P320. Merenje masa uzoraka je izvršeno na analitičkoj vagi sa tačnošću $\pm 0,0001$ g. Merenja su ponovljena i nakon 24 i 48 sati, dok nije ustanovljeno da nema promene u masi uzoraka.

2.4 Ispitivanje otpornosti na raslojavajuću i piting koroziju

Ispitivanje na raslojavajuću i piting koroziju je ocenjena po vizuelno ASSET metodom koja je opisana u standardu ASTM G-66 [23]. Metoda se sastoji iz vizuelne ocene uzoraka nakon stajanja u rastvoru $(\text{NH}_4\text{Cl} + \text{NH}_4\text{NO}_3 + ((\text{NH}_4)_2\text{C}_4\text{H}_4\text{O}_6 + \text{H}_2\text{O}_2))$, 24 sata na temperaturi od 65°C i poređenja sa izgledom referentnih uzoraka iz standarda .

Korišćeni su uzorci dimenzija 100x40x8 mm, koji su mehanički pripremljeni i pre uranjanja u ispitni rastvor držani 1 minut u 5 % rastvoru NaOH na 80°C, isprani u vodi i držani 1 minut u koncentrovanoj azotnoj kiselini na sobnoj temperaturi. Nakon testa su uzorci kratko uronjeni u koncentrovanu azotnu kiselinu dok izbele, a zatim isprani i osušeni.

2.5 Morfologija površine

Morfologija površine uzoraka nakon korozijskih testova je analizirana korišćenjem stereo optičkog mikroskopa Leica 205A, i skenirajućeg elektronskog mikroskopa (SEM) Jeol JSM 6610LV.



3. REZULTATI I DISKUSIJA

3.1 Osetljivost na interkristalnu koroziju

3.1.1 Gubitak mase

Rezultati merenja gubitka mase uzoraka legure i zavarenih spojeva nakon NAMLT testa su dati u tabeli 2, a izgled uzoraka nakon testa na slikama 2 i 3.

Rezultati kvantitativne ocene interkristalne korozije korišćenjem NAMLT testa, su pokazali da je gubitak mase kod TV AlMg6Mn legure 89,4 mg/mm², što pokazuje da ona, po kriterijumima

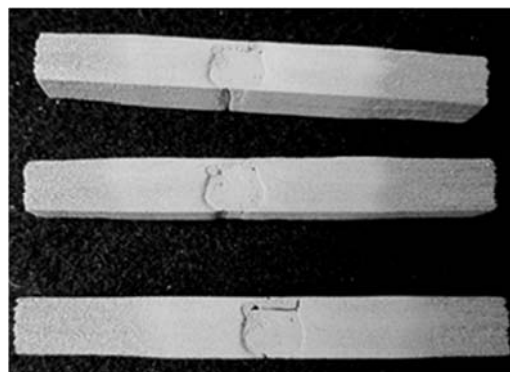
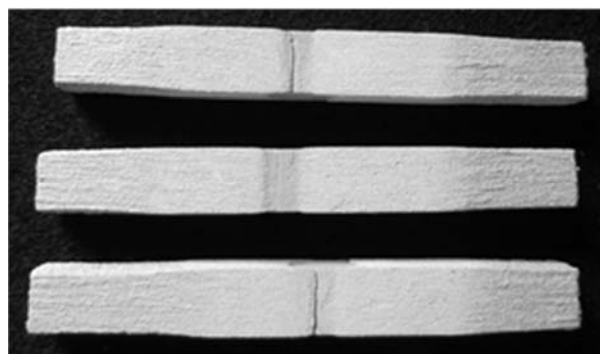
korišćenog standarda, ima veliku osetljivost na IGC. (Po ASTM G67 standardu legure su osetljive na IGC ukoliko je gubitak mase > 25 mg/cm²). Kod uzoraka FSW spoja gubitak mase je manji. Shodno ovim rezultatima veću otpornost na interkristalnu koroziju imaju uzorci zavarenih spojeva od legure u polaznom stanju. Gubitak mase od 50,4mg/cm² kod uzoraka FSW spoja takođe pokazuje da su osetljivi na IGC, međutim, treba imati u vidu veličinu uzoraka i da oni sadrže i sam zavareni spoj, ali i osnovni metal (slika 3). Tako je dobijeni rezultat gubitka mase zavarenih spojeva predstavlja zbir gubitka mase samog zavarenog spoja i osnovnog metala.

Tip uzorka	Površina (cm ²)	Masa pre testa (g)	Masa nakon testa (g)	Gubitak mase(mg/cm ²)
TV AlMg6Mn legura	14,42	5,9160	4,6277	89,34
	14,43	5,9345	4,6645	88,07
	14,44	5,9231	4,6111	90,98
FSW	12,37	4,4893	3,8841	48,92
	12,32	4,4867	3,8245	53,75
	12,29	4,4361	3,8398	48,52

Tabela 2. Gubitak mase, mg/cm²



Slika 2. Uzorci AlMg6Mn legure nakon NAMLT testa.

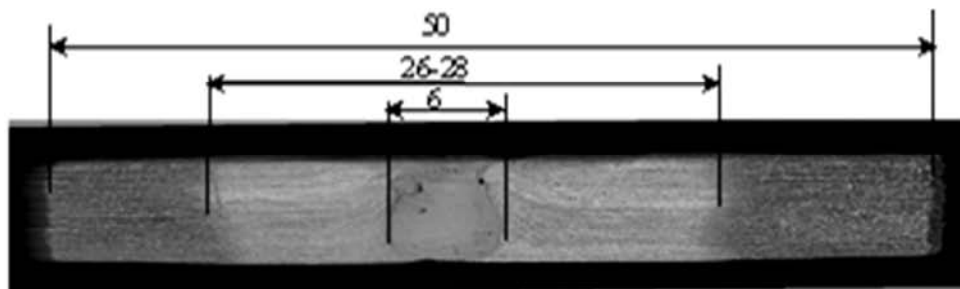


Slika 3. Uzorci FSW zavarenog spoja AlMg6Mn legure nakon NAMLT testa: a) L-S ravan; b) (L-T ravan, korena strana).



Na bazi rezultata gubitka mase i dimenzionih merenja, moguće je izvršiti približnu procenu gubitka mase u „samom“ FSW spoju. Vizuelnom analizom uzoraka nakon ispitivanja i poređenjem dimenzija uzoraka pre i nakon testa, je uočen različit korozioni uticaj po dužini uzoraka (slike 2 i 3). Uočeno je da su krajevi uzoraka „stanjeni“ u

odnosu na centralni deo uzorka, a što pokazuje da je rastvaranje OM intenzivnije u odnosu na zone zavarenog spoja. Makroskopskom analizom uzoraka na stereo mikroskopu jasno se uočavaju zone različitog uticaja korozionog medijuma (slika 4).



Slika 4. FSW zavareni spoj AlMg6Mn legure nakon NAMLT testa, L-S ravan. Stereo mikroskop.

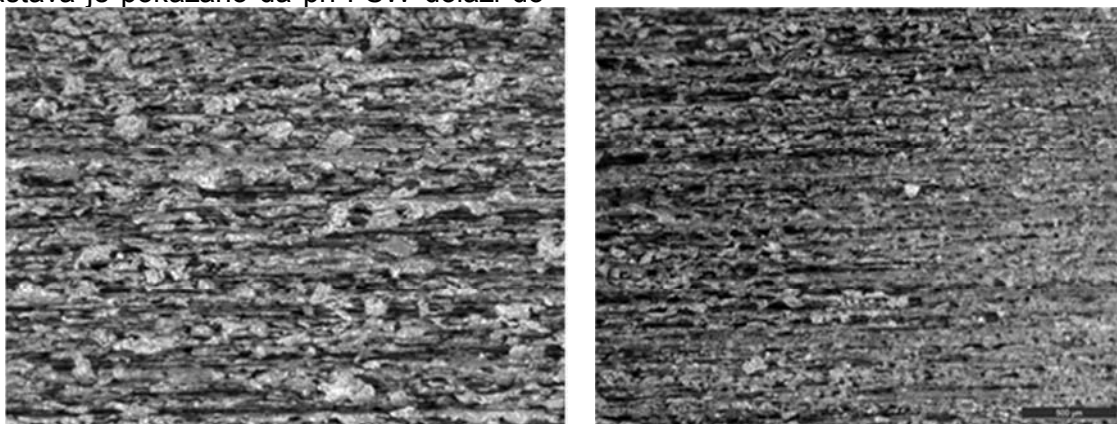
Analizom mikrostrukture uzoraka OM i zavarenog spoja, pre svega raspodele sekundarnih faza i anodne β -faze, moguće je objasniti smanjenje osetljivosti FSW spoja AlMg6Mn legure na interkristalnu koroziju. Mikrostruktura FSW spoja se znatno razlikuje od mikrostrukture TV legure u pogledu veličine i usmerenosti zrna i raspodele i veličine sekundarnih faza [24]. Mikrostrukturu zone grumena karakteriše veoma sitno, rekristalisano zrno, a čestice sekundarnih faza, su takođe sitne i homogeno raspoređene. Zonu TMUT karakterišu izdužena zrna, usmerena usled rotacije trna pri zavarivanju. Veličina zrna se smanjuje od osnovnog metala ka zoni grumena. Sekundarne faze u ovoj zoni su takođe usmerene i krupnije su nego u zoni grumena. S obzirom, da je za intenzitet interkristalne korozije najviše „odgovorna“ β -faza koja ima tendenciju izdvajanja po granicama zrna [25], a koja se rastvara u prisustvu azotne kiseline, u nastavku ovog istraživanja će biti urađena karakterizacija mikrostrukture u pogledu raspodele β -faze. U radovima drugih autora na legurama sličnog sastava je pokazano da pri FSW dolazi do

promene raspodele-redistribucije β -faze tj. formira se diskontinuirana raspodela β -faze, što je ključni uzrok smanjenja rastvaranja, (gubitka mase u NAMLT testu) i povećanja otpornosti na interkristalnu koroziju [16-17].

3.1.2. Morfologija površine

Razlike u morfologiji površine uzoraka osnovnog metala i zavarenih spojeva nakon NAMLT testa su uočene već i golim okom (slike 2 i 3), a zatim su uzorci analizirani na stereo mikroskopu (slike 4 i 5), i SEM-u (slike 6 i 7).

Uočena je znatna razlika u morfologiji površina nakon NAMLT testa u L-S ravni uzoraka OM i zavarenog spoja. Kod OM koroziona oštećenja su makroskopski homogena sa jasno izraženom usmerenosti duž pravca valjanja (slike 2 i 4). Posmatranjem na stereo mikroskopu jasno je uočen interkristalini karakter razaranja kod uzoraka OM (slika 5a) i uzorcima zavarenog spoja (slika 5b levo), što je potvrđeno i posmatranjem na SEM-u.

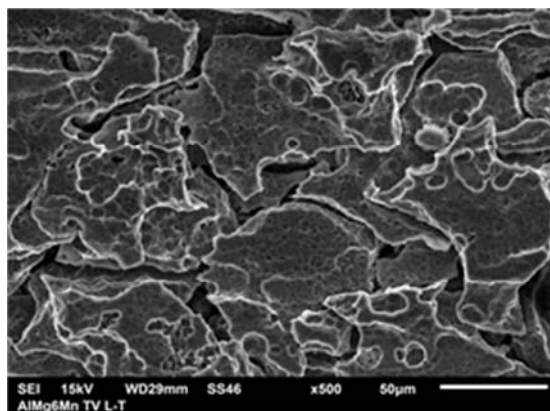
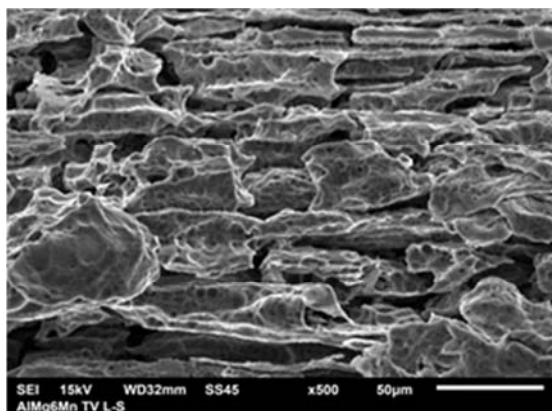


Slika 5. AlMg6Mn legura nakon NAMLT testa, L-S ravan: a) OM; b) FSW –prelaz između OM i ZUT-a. Stereo mikroskop



Uočeno je da je došlo do rastvaranja po faza i osnovne granicama izduženih, deformisanih zrna i razdvajanja zrna (slika 6a). Budući da su zrna deformisana i izdužena u uzdužnom pravcu, pravcu

valjanja lima i da je najduži kontakt između zrna u tom pravcu, došlo je do raslojavanja. Interkristalni karakter razaranja je vidljiv i u ravni valjanja lima, L-T ravni (slika 6 b).

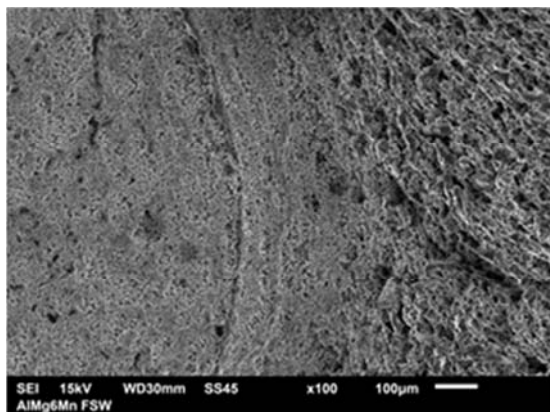


Slika 6. Morfologija površine AlMg6Mn legure nakon NAMLT testa: a) L-S ravan; b) L-T ravan. SEM.

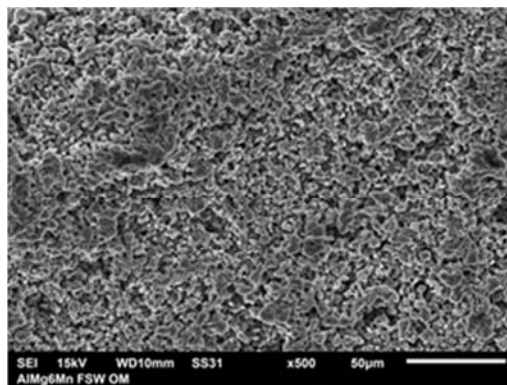
Uticaj korozivne sredine na uzorke FSW spoja je nehomogen/neujednačen/različit (slika 4). Vizuelno je konstatovano najveće korozivno oštećenje u grumenu u L-S ravni, kao i krajevima uzorka, u osnovnom metalu. Promena dimenzija, tj. stanjenje uzorka na krajevima, dakle u osnovnom metalu, je vidljivo i u L-S i L-T ravni (slike 3 a i b). Ova zapažanja su u saglasnosti sa rezultatima određivanja gubitka mase, gde je najveći gubitak mase bio u OM (3.1). Na uzorcima FSW spoja se jasno uočavaju izdvojene zone različitog uticaja korozivne sredine. Širina grumena je oko 6 mm, dok je zona širine oko 28 mm zona ZTMU+ZUT, gde je uočeno manje rastvaranje materijala nego na krajevima uzorka u osnovnom metalu, što je u skladu sa rezultatima drugih autora [17-19]. Ovi rezultati pokazuju da se zone ZTMU i ZUT mogu precizno odrediti u ovom testu, verovatno preciznije nego metodom merenja raspodele tvrdoće, koja je uobičajena, odnosno da je metoda ispitivanja na

interkristalnu koroziju osetljivija na mikrostrukturne promene od metode merenja tvrdoće. Na slici 5 b (pri povećanju od oko 30x) prikazana je „prelazna“ zona gde se uočava prelaz od interkristalnog razaranja (u OM), preko mešovito, ka transkristalnom (jamičastom) tipu oštećenja.

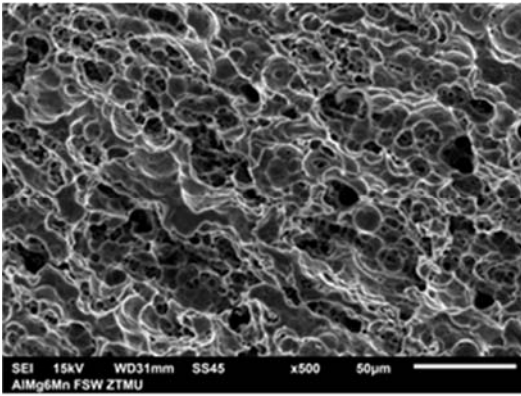
Morfologija površine uzoraka FSW zavarenog spoja je prikazana na slici 7. Saglasno metalografskoj analizi [24] koja je pokazala znatnu razliku u veličini i orijentaciji zrna, očekivan je i različit uticaj korozivne sredine. Površina u zoni grumena je granularna (slika 7b), za razliku od ostalih delova spoja, gde je površina jamičasta (slike 7c i d), što je posledica rastvaranja faza unutar zrna (fine β - faze i krupnije Mg_2Si) i osnove u okolini krupnih katodnih faza ($(Fe, Mn)Al_6$, Al_3Fe) koje su raspoređene unutar zrna [20, 26-27]. Jamice u ZTMU su sitnije nego u ZUT-u i usmerene u pravcu deformacije, što odgovara pravcu usmeravanja sekundarnih faza [24]



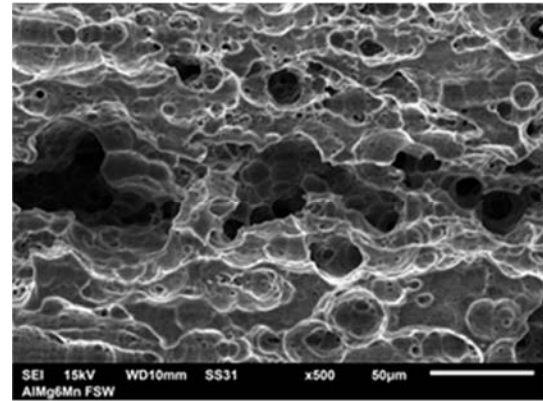
a)



b)



c)

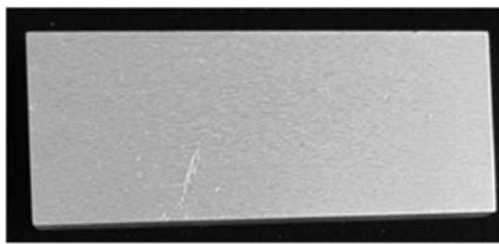


d)

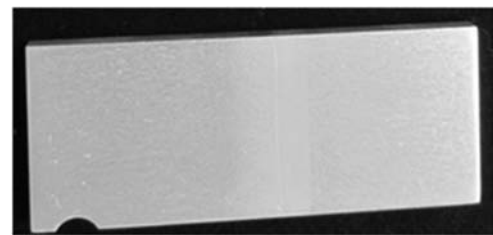
Slika 7. Morfologija površine u FSW zavarenom spoju AlMg6Mn legure: a) grumen-ZTMU; b) grumen; c) ZTMU; d) ZUT

3.2 Ostljivost na raslojavajuću i piting koroziju

Izgled uzoraka nakon ispitivanja osetljivosti na raslojavajuću koroziju ASSET metodom po ASTM G66, prikazan je na slici 8.



a)



b)

Slika 8. Uzorci nakon testa G 66: a) AlMg6Mn legura-OM; b) FSW zavareni spoj

Vizuelnom ocenom je konstatovano da nema vidljivih znakova pitinga i raslojavanja na površini uzoraka, pa se prema datom standardu opisuje slovom N (N - no appreciable attack), što znači da su svi uzorci otporni na piting i raslojavajuću koroziju, prema ovom standardu.

4. ZAKLJUČAK

Ispitana je osetljivost na interkristanu (IGC), raslojavajuću koroziju i piting AlMg6Mn legure u toplo valjanom stanju i zavarenih spojeva dobijenih postupkom trenjem alatom (FSW).

AlMg6Mn legura u toplo valjanom stanju je pokazala veliku osetljivost na IGC. Gubitak mase u NAMLT testu od 89,4 mg/mm² je u saglasnosti sa uočenom morfologijom površine uzoraka nakon testa. Pretpostavljeno je da je gubitak mase posledica intenzivnog rastvaranja anodnih sekundarnih faza i Al osnove po granicama izduženih, deformisanih zrna.

FSW spoj ima veću otpornost na IGC od osnovnog metala. Gubitak mase u NAMLT testu (koji uključuje i zavareni spoj i OM) je 50,4 mg/mm², dok je proračunato je da je gubitak mase u samom zavarenom spoju (grumen, ZTMU i ZUT)

19,7 mg/mm². Smanjenje gubitka mase, tj. povećanje korozione otpornosti FSW spoja u odnosu na osnovni metal je posledica smanjenja veličine zrna i homogenije raspodele čestica sekundarnih faza u zavarenom spoju, u odnosu na deformisanu, usmerenu mikrostrukturu osnovnog metala lima.

Ispitivanja korozione postojanosti FSW spojeva primenom NAMLT testa su pokazala da je zona uticaja toplote (ZUT) veća u odnosu na ZUT uočen makroskopskim ispitivanjima. Ovo ukazuje da je ova metoda ispitivanja korozione otpornosti osetljivija na mikrostrukturne promene u zavarenom spoju od klasičnog ispitivanja makrostrukture. Osnovni metal i zavareni spojevi AlMg6Mn legure su u po vizuelnoj oceni, saglasno saglasno ASTM G66 standardu, pokazali otpornost na piting i raslojavajuću koroziju.

LITERATURA

[1] Sanders Jr.R. E., HollinsheadP. A., SimielliE. A., Industrial Development of Non-Heat Treatable Aluminum, Materials Forum, Vol. 28, Ed. by J.F. Nie, A.J. Morton, B.C. Muddle, 2004.



- [2] Sen R., Kaiser S, Mitra M K, Banerjee M K., Plane strain fracture toughness of scandium doped Al-6Mg alloy, *Journal of Alloys and Compounds* 457, (2008), pp. 135-143.
- [3] Romhanji E, Popović M, Radmilović V. Room temperature deformation behaviour of AlMg6.5 alloy sheet, *Z Metallkd* (1999),90(4),pp.305-310.
- [4] RadovićL.J., NikačevićM., Microstructure and properties of cold rolled and annealed Al-Mg alloys, *Scientific Technical Review*, 2, Military Technical Institute, Beograd, 2008.
- [5] RadovićLj., NikačevićM., JordovićB., Deformation behaviour and microstructure evolution of AlMg6Mn alloy during shear spinning *Trans. Nonferrous Met. Soc. China* 22(2012), pp. 991-1000.
- [6] Timoshenko Y B., On the relation between the Luders deformation and grain boundary structure in aluminium alloy, *Revue Phys Appl*, (1990), 25: pp. 1001-1004.
- [7] RomhanjiE., PopovićM., Problems and Prospect of Al-Mg Alloys Application In Marine Constructions, *MJOM Metalurgija - Journal of Metallurgy*, Vol 12, No4 (2006), pp. 297-307..
- [8] GaoJ., QuesnelD.J., Enhancement of the Stress Corrosion Sensitivity of AA5083 by Heat Treatment, *Met Mat Trans A*, Vol. 42A (2011),pp. 356-364.
- [9] GoswamiR., SpanosG., PaoaP.S., HoltzR.L., Precipitation behavior of the phase in Al-5083 R. *Materials Science and Engineering A* 527, (2010), 1089-1095.
- [10] ChoiD. H., AhnB.W., QuesnelD.J., JungS.B., Behavior of β -phase (Al_3Mg_2) in AA 5083 during friction stir welding, *Intermetallics* 35 (2013), pp. 120-127.
- [11] VargelC., *Corrosion of Aluminium*, Elsevier, 2004.
- [12] GoswamiR., SpanosG., PaoP.S., HoltzR.L., Microstructural Evolution and Stress Corrosion Cracking Behavior of Al-5083, *Met Mat Trans Vol. 42A*, (2011), 348-355.
- [13] JonesR.H., BaerD.R., DanielsonM.J., J.S. Vetrano, Role of Mg in the Stress Corrosion Cracking of an Al-Mg Alloy, *Met Mat Trans A*, Vol. 32A, 2001, pp. 1699-1711.
- [14] SearlesJ.L., GoumaP.I., BuchheitR.G., Stress Corrosion Cracking of Sensitized AA5083 (Al-4.5Mg-1.0Mn), Vol. 32A, *Met Mat Trans A*, Vol. 32A, (2001), pp. 2859-867.
- [15] KhoshnawF.M., GardiR.H., Effect of aging time and temperature on exfoliation corrosion of aluminum alloys 2024-T3 and 7075-T6, *Mater. Corros.* 58 (2007),pp. 345-347.
- [16] WinsleyR., DavenportA., AfsethA., ScamansG, Corrosion resistance of heat-treated and friction stir welded AA5083-H116, 212th ECS Meeting, Washington, 2007.
- [17] BehnaghR.A., Besharati GiviM.K., AkbariM., Mechanical Properties, Corrosion Resistance, and Microstructural Changes during Friction Stir Processing of 5083 Aluminum Rolled Plates, *Materials and Manufacturing Processes*, 27 (2012), pp. 636-640.
- [18] VilaçaP., PépeN., QuintinoL., Metallurgical and corrosion features of friction stir welding of AA5083-H111, *Welding in the World*, Vol. 50(9-10), 2006.
- [19] ZucchiF., Trabanelli G., GrassiV., Pitting and stress corrosion cracking resistance of friction stir welded AA5083, *Materials and Corrosion* 52, (2001), pp. 853-859.
- [20] MeredithG. S., Friction stir processing for the reversal and mitigation of sensitisation and intergranular corrosion in aluminium alloy 5083-H321, Ph.D. Thesis, The School of Metallurgy and Materials, College of Engineering and Physical Sciences The University of Birmingham, UK, 2014.
- [21] RadisavljevićI., ŽivkovićA., RadovićN., GrabulovV., Influence of FSW parameters on formation quality and mechanical properties of Al 2024-T353 butt welded joint, *Trans Nonferr Met Soc China*, Volume 23, Issue 12, December 2013, pp. 3525-3539.
- [22] Standard Test Method for Determining the Susceptibility to Intergranular Corrosion of 5xxx Series Aluminum Alloys by mass Loss After Exposure to Nitric Acid (NAMLT Test), ASTM G67-04, ASTM International, 2004
- [23] Standard Test Method for Visual Assessment of Exfoliation Corrosion Susceptibility of 5XXX Series Aluminum Alloys (ASSET Test), ASTM G66-99, 1999.
- [24] RadovićLj., Ocena korozijske postojanosti zavarenih spojeva aluminijumskih legura, Tehnički izveštaj, VTI-04-01- 0939, Vojnotehnički institut, 2015, Beograd, Srbija.
- [25] KramerL., PhillippiM., TackW.T., WongC., Locally Reversing Sensitization in 5xxx Aluminum Plate, *JMatEngPerform*, DOI 10.1007/s11665-011-9998-9, (2011).
- [26] TruebaM., TrasattiS. P., Study of Al alloy corrosion in neutral NaCl by the pitting scan technique, *Materials Chemistry and Physics* 121 (2010), pp.523-533.
- [27] GhaliE., *Corrosion Resistance of Aluminum and Magnesium Alloys: Understanding, Performance, and Testing*, ISBN 9780471715764, John Wiley & Sons, Inc, 2010.



PREDSTAVLJAMO VAM

E-knjiga:

Linking People, Joining Nations: The Impact of the International Institute of Welding (IIW) since 1990

Povezivanje ljudi, Spajanje nacija:

Uticaj Međunarodnog instituta za zavarivanje (IIW) od 1990. godine

Autor: David Barnett
Izdavač: International Institute of Welding
Copyright 2017

Knjiga dokumentuje noviju istoriju Međunarodnog instituta za zavarivanje (International Institute of Welding -IIW) i napisana je sa namerom da inspiriše buduće generacije koje se ovim bave da svoje ideje i znanja ujedine kroz IIW i tako doprinesu bržem naučnom i tehničkom napretku i globalnom poboljšanju kvaliteta života.

IIW je osnovan 1948. godine i od tada se razvija i raste u svetsku mrežu za razmenu znanja koja danas broji čak 59 zemalja članica. Uspeh IIW-a, od samog njegovog nastanka, zasnovan je na temeljima posvećenosti, međusobne saradnje i kompetentnosti. Unapređivan je entuzijazmom hiljada pojedinaca i podrškom stotina organizacija širom sveta. Članovi IIW porodice uložili su svoje vreme, znanje i mogućnosti za napredak nauke i tehnologije spajanja materijala i prenošenja ovog znanja na korist svima.

U nastavku je link ka sajtu sa koga besplatno možete preuzeti ovu i ostale knjige koje se bave istorijom IIW - najveće globalne organizacije za zavarivanje i srodne postupke

- a) Joining Nations by Philip Boyd 1947-1990 <https://cld.bz/A77Jf1y>
- b) IIW early history 1948-1958 <https://cld.bz/bQ0IIPe>
- c) Linking People,Joining Nations by David Barnett 1990-2015 <https://cld.bz/Uz1rh1w>



S. Huysmans¹, J. Vekeman², C. Hautfenne¹

DISSIMILAR METAL WELDS BETWEEN MARTENSITIC AND ADVANCED AUSTENITIC HIGH TEMPERATURE CREEP RESISTING STEELS – CREEP RUPTURE TEST RESULTS AND FUSION LINE INVESTIGATION

ZAVARENI SPOJEVI RAZNORODNIH MARTENZITNIH I NAPREDNIH AUSTENITNIH ČELIKA OTPORNIH NA VISOKO TEMPERATURNI PUZANJE - REZULTATI ISPITIVANJA LOMA USLED PUZANJA I ISTRAŽIVANJE LINIJE STAPANJA

Originalni naučni rad / Original scientific paper

UDK / UDC: IX-2578-16.

Rad primljen / Paper received:

Oktobar 2017.

Ključne reči: materijali otporni na puzanje, raznorodni zavareni spojevi, ispitivanje granice puzanja i karbidi na liniji stapanja

Abstract

Modern and future power plants will use more elaborated and complex materials to withstand the higher steam temperatures and pressures as well as thermal cycling. As such, dissimilar metal welds (DMWs) will be much more widespread in new design than before and will need to demonstrate resistance to combinations of severe creep, corrosion/oxidation and low cycle fatigue. The DMWs between different steels or alloys are an underestimated topic. Experienced and documented premature failures reveal the criticality of DMWs.

This study focused on the DMWs between martensitic and advanced austenitic stainless steels. Two collaborative projects related to a 18%Cr and 25%Cr austenitic creep resisting stainless steel delivered data concerning base metal characterization and weldability of similar and dissimilar welding. The specific features of dissimilar welding are further approached in more detail in this analysis. Two main methodologies i.e. direct welding and buttering techniques using different filler metals were investigated and characterized via uni-axial creep rupture testing and metallographic examination particularly focusing on the fusion line carbide formation and morphology.

For the limited exposure times of 10kh in this project, the results show that aligned and linked up

Adresa autora / Author's address:

¹ Engie Lab-Laborelec

² BWI, Belgian Welding Institute

Key words: Creep resisting materials, dissimilar welds, creep rupture testing and fusion line carbides.

Rezime

Moderne i buduće elektrane će koristiti detaljnije razrađene i složene materijale kako bi izdržali više temperature i pritiske pare, kao i toplotne cikluse. Kao takvi, zavareni spojevi različiti metala (DMW) će biti mnogo rasprostranjeniji u novom dizajnu nego ranije i potrebno je da dokažu otpornost na kombinacije oštrog uslova puzanja, korozije / oksidacije i niskocikličnog zamora. DMW između različitih čelika ili legura su podcjenjena tema. Iskustveni i dokumentovani preuranjeni nedostaci otkrivaju kritičnost DMW-a.

Ova studija je fokusirana se na DMW između martenzitnih i naprednih austenitnih nerđajućih čelika. Dva kolaborativna projekta vezana su za dostavljene podatke za 18% Cr i 25% Cr austenitne, otporne na puzanje nerđajuće čelike o karakterizaciji osnovnih metala i zavarivljivosti pri istorodnom i raznorodnom zavarivanju. Posebne karakteristike raznorodnog zavarivanja se dalje detaljnije analiziraju. Dve glavne metodologije, tj. tehnike direktnog zavarivanja i puterovanja, korišćenjem različitih dodatnih materijala su istraživane i okarakterisane putem uniaksijalnog ispitivanja loma pri puzanju i metalografskog ispitivanja, sa naročitim fokusom na formiranje i morfologiju karbida na liniji stapanja.

Za ograničeno vreme izlaganja od 10kh u ovom projektu, rezultati pokazuju da se javljaju linijske i

type I carbide formation is occurring when A617 type filler metals are used. The selection of P87 or A82 type filler metals demonstrated isolated to partly aligned carbides respectively at the fusion line. Due to a risk for corrosion and the somewhat better creep rupture strengths at comparable conditions, buttering techniques seem to be recommended above direct welding.

1. Introduction

State-of-the-art for fossil-fired UltraSuperCritical Power Plants (USC PP) with efficiencies close to 50%, is the 600 °C technology using steam parameters up to 620 °C and 300 bar. The main driving force for these developments is the reduction of CO₂ emission via increased efficiency and potential co-combustion. It must be noted that the increase in steam temperature is thereby not limited to USC PP but is also applied in advanced Heat Recovery Steam Generators (HRSG's), Generation IV Nuclear Power Plants (NPP) and Concentrated Solar Power (CSP) concepts. It is clear that new advanced materials had to be developed to cope with the extreme steam conditions. Today's market driven power plants need high levels of availability, reliability and flexibility.

Hence materials must outperform in severe conditions and it becomes obvious that low alloys are superseded by more elaborated and complex alloys.

Superheater/reheater systems in USC PP are designed for temperatures far above 600°C, requiring high creep rupture strength, resistance to low cycle fatigue and to corrosion/oxidation. The current design temperatures of 650 °C are above the maximum allowable operating temperatures for martensitic steels and, as a consequence, stainless steel or nickel base alloys have to be used. Advanced austenitic stainless steels such as X10CrNiCuNb18-9-3 (Super304HCu/DMV304HCu) and X6CrNiNbN25-20 (HR3C/DMV310N) have been developed to fulfil this role [1][2][3].

The selection of these advanced austenitic stainless steels provokes a specific need to address the issue of Dissimilar Metal Welding (DMW) because modern 600 °C power plants also use components made from low alloys and martensitic steels. As such, connections in the boiler where martensitic steels have to be welded to austenitic stainless steels are numerous (Table 1). The design and location of these DMWs also need a specific approach particularly to address avoidance of critical areas of high stress.

povezane formacije karbida tipa I pri korišćenju materijala tipa A617. Izbor dodatnog materijala tipa P87 ili A82 je pokazao izolovane delimično poravnate karbide na liniji stapanja. Zbog rizika od korozije i nešto bolje granice puzanja do loma u uporedivim uslovima, izgleda da su preporučene tehnike puterovanja iznad direktnog zavarivanja.

1. Uvod

Poslednja reč tehnologije ultra-super-kritičnih enrgetskih postrojenja (USC PP) na fosilna goriva, sa efikasnošću blizu 50%, je 600 °C tehnologija koja koristi paru sa parametrima do 620 °C i 300 bar. Glavna pokretačka snaga za ovaj razvoj je smanjenje emisije CO₂ kroz povećanu efikasnost i potencijalno zajedničko sagorevanje. Potrebno je napomenuti da povećanje temperature pare nije ograničeno na USC PP, već se takođe primjenjuje u naprednim generatorima pare za oporavak toplote (HRSG), generaciji IV nuklearnih elektrana (NPP) i koncepciji koncentrisane solarne energije (CSP). Jasno je da je potrebno razviti nove napredne materijale kako bi se suočili sa ekstremnim uslovima pare. Današnje elektrane na tržištu zahtevaju visok stepen dostupnosti, pouzdanosti i fleksibilnosti.

Zbog toga materijali moraju da nadvladaju teške uslove i postaje očigledno da su niskolegirani materijali zamenjeni razvijenijim i kompleksnijim legurama.

Sistemi superzagrejača / ponovnih zagrejača u USC PP su projektovani za temperature daleko iznad 600 °C, što zahteva visoku granicu puzanja do loma, otpornost na niskociklični zamor i na koroziju / oksidaciju. Sadašnje projektne temperature od 650 °C su iznad maksimalno dozvoljenih radnih temperatura za martenzitne čelike i, kao posledica, moraju se koristiti nerđajući čelici ili nikl. Napredni austenitni nerđajući čelici kao što su X10CrNiCuNb18-9-3 (Super304HCu / DMV304HCu) i X6CrNiNbN25-20 (HR3C / DMV310N) su razvijeni da bi ispunili ovu ulogu [1] [2] [3].

Izbor ovih naprednih austenitnih nerđajućih čelika izaziva specifičnu potrebu za rešavanjem problema zavarivanja raznorodnih materijala (DMV), jer savremene elektrane od 600 °C takođe koriste komponente napravljene od niskolegiranih i martenzitnih čelika. Tako su, priključci na kotlu u kojima moraju biti zavareni martenzitni čelici i austenitni nerđajući čelici brojni (tabela 1). Dizajn i lokacija ovih DMV-a takođe traži poseban pristup posebno za rešavanje izbegavanja kritičnih područja sa visokim naprezanjima.

DMWs Martensitic/Austenitic		
Component	DMW	number
SH2 In	T91/Super304H	780
SH2 Out	T92/Super304H	780
SH3 In	T92/Super304H	570
SH3 Out	F92/A617/Super304H	1140
RH2 In	T92/Super304H	702
RH2 Out	F92/A617/HR3C	702
		4674

Table 1: Number of DMWs in 600°C USC PP (typical)

Tabela 1: Broj DMW na 600°C USC PP (tipično)

The welding of dissimilar metals however is always a challenge. Differences in mechanical/physical properties, creep rupture strength and oxidation/corrosion resistance as well as microstructural instabilities need to be considered. Especially in the case of martensitic/austenitic DMWs, the difference in thermal expansion and carbon migration effects caused by the strongly differing Cr-contents, determine the life expectancy of the DMWs. Cycling resulting from a market driven demand for energy, may cause these welds to be susceptible to thermo-mechanical fatigue cracking mechanisms [4].

There are a number of practical solutions for welding martensitic/austenitic DMWs. Connections can be made by direct welding using Ni-based filler metals (e.g. Incoweld A/A82/A182/A617) or specially designed 9%Cr filler metals (EPRI P87) and including a Post Weld Heat Treatment (PWHT). As an alternative, martensitic components can be buttered first using Ni-based filler metals (e.g. e.g. Incoweld A/A82/A182/A617) or P87, PWHT'ed and then welded to the austenitic component without further PWHT. After buttering, a PWHT is applied either as a tempering or as a full normalizing and tempering heat treatment. Otherwise transition pieces in Ni-alloys (e.g. A617) can be used avoiding a martensitic/austenitic stainless steel DMW. Finally, flanged connections are considered where possible but require an in-depth approach concerning material selection for bolts and gaskets in such a high pressure/temperature application.

Ni-base filler metals are recommended for DMWs for their metallurgical compatibility, intermediate creep rupture strengths and high ductility as well as for their intermediate thermal expansion coefficient. Ni-base filler metals restrict the carbon migration inherent to the Cr-content differences of both components due to the lower solubility and diffusion coefficient [5]. However, a very thin Cr-

Međutim, zavarivanje različitih metala uvek predstavlja izazov. Treba razmotriti razlike u mehaničkim i fizičkim svojstvima, čvrstoću puzanja do loma i otpornosti na oksidaciju / koroziju, kao i mikrostrukturne nestabilnosti. Posebno u slučaju martenzitno/austenitnog DMW-a, razlika u termičkom ekspanziji i efektima migracije ugljenika izazvana snažno različitim sadržajem Cr-a određuje očekivani životni vek DMW-a. Ciklična naprezanja, koja proizilazi iz tržišne potražnje za energijom, mogu dovesti do toga da ti zavareni spojevi budu podložni termo-mehaničkim mehanizmima prslina usled zamora [4].

Postoji niz praktičnih rešenja za zavarivanje martenzitnih / austenitnih DMW. Priključci se mogu izraditi direktnim zavarivanjem dodatnim materijalom na bazi Ni (npr. Incoweld A / A82 / A182 / A617) ili specijalno dizajniranih 9% Cr dodatnih materijala (EPRI P87), uključujući i termičku obradu posle zavarivanja (PWHT). Kao alternativu, martenzitne komponente mogu prvo da se puteruju dodatnim materijalom na bazi Ni (na primer, Incoweld A / A82 / A182 / A617) ili P87, primeni PWHT i da se zavaruju sa austenitnom komponentom bez dalje PWHT. Nakon puterovanja, PWHT se primenjuje ili kao žarenje ili kao potpuna normalizacija i žarenje. U suprotnom mogu se koristiti prelazni komadi od Ni-legura (npr. A617) izbegavajući martenzitno / austenitni DMW. Najzad, pribubničke veze se razmatraju gde je to moguće, ali zahtevaju detaljan pristup izbora materijala za vijke i navrtke u takvoj aplikaciji visokog pritiska/temperature.

Dodatni materijali na bazi Ni preporučuju se za DMW zbog njihove metalurške kompatibilnosti, srednje granice puzanja do loma i visoke duktilnosti, kao i za njihovog srednjeg termičkog koeficijenta ekspanzije. Dodatni materijali na bazi Ni ograničavaju migraciju ugljenika koja je inherentna razlikama sadržaja Cr sadržaja obe komponente usled manje rastvorljivosti i

carbide layer (type I) formed at the fusion line of the martensitic component may initiate microvoiding and premature creep failures [6]. Using a Ni-alloy transition piece does not avoid this phenomenon. In this case, a thin carbide layer may form at the martensitic side after PWHT or in service.

In this project the opportunity has been taken to select recently developed P87 (EPRI/Metrode/EuroWeld) Ni base filler metals [7][8][9]. The main criteria for selecting this filler metal are the closely matching coefficient of thermal expansion and the matching C/Cr level related to the 9Cr steels. This results in a much lower stressed area at the martensitic side of the DMW as well as the potential avoidance of carbon migration and formation of detrimental type I carbides at the interface. Also the fact that P87 contains only low levels of Al and Ti, compared to e.g. A617, prevents the weld from a precipitation hardening mechanism in service. In view of these advantages, P87 tends to be a promising filler metal for DMWs.

2. Experimental procedure

Two collaborative research projects, initiated and managed by the Belgian Welding Institute (BWI) and Engie Lab-Laborelec [10][11], focused on the characterization of the major properties of advanced stainless steel tubes DMV304HCu, DMV310N and HR3C as well as the assessment of weldability related to similar and dissimilar welding. The mechanical characteristics of the base metals have been determined at room and high temperature using (hot) tensile testing and uni-axial isothermal creep rupture testing. Thermal simulations (single and multicycle) were performed for the weldability assessment followed by reheat cracking and hot ductility testing.

In the above-mentioned research projects two common fabrication processes for DMWs were selected i.e. direct welding and buttering techniques.

Welding procedures were qualified according to the European Standards (EN ISO 15614-1) and welds were characterized using conventional mechanical testing including metallographic examination and uni-axial isothermal crossweld creep rupture testing.

Afterwards, more extensive microscopic (SEM) examination has been performed on specific fusion line (FL) features i.e. carbide formation (type I/II). The fusion

koeficijenta difuzije [5]. Međutim, vrlo tanak sloj Cr-karbida (tip I) koji se formira na liniji stapanja martenzitne komponente može pokrenuti mikropraznine i preuranjene lomove usled puzanja [6]. Korišćenje prelaznog komada od Ni-legure ne izbegava ovu pojavu. U ovom slučaju, tanki karbidni sloj se može formirati na martenzitnoj strani nakon PWHT ili eksploatacije.

U ovom projektu iskorišćena je mogućnost odabira nedavno razvijenih P87 (EPRI / Metrode / EuroWeld) dodatnih materijala na bazi Ni [7] [8] [9]. Glavni kriterijumi za odabir ovog dodatnog materijala je koeficijent toplotnog širenja i odgovarajući C / Cr nivo koji se odnosi na 9Cr čelike. Ovo rezultuje znatno nižim naprezanjima oblasti na martenzitnoj strani DMW-a, kao i na potencijalno izbegavanje migracije ugljenika i stvaranje štetnih karbida tipa I na međupovršini. Takođe, činjenica da P87 sadrži samo niske nivoe Al i Ti, u poređenju sa npr. A617, sprečava u šavu nastanak mehanizma taložnog otvrdnjavanja tokom eksploatacije. S obzirom na ove prednosti, P87 ima tendenciju da bude obećavajući dodatni materijala za DMW.

2. Eksperimentalna procedura

Dva kolaborativna istraživačka projekta, inicirana i upravljana od strane Belgijskog instituta za zavarivanje (BWI) i Engie Lab-Laborelec [10] [11], fokusirali su se na karakterizaciju glavnih osobina naprednih cevi od nerđajućeg čelika DMV304HCu, DMV310N i HR3C, kao i ocenu zavarljivosti koja se odnosi na istorodno i raznorodno zavarivanje. Mehaničke karakteristike osnovnih metala određene su na sobnoj i visokoj temperaturi (vruće) ispitivanjem zatezanjem i ispitivanje jednoosnim izotermalnim puzanjem do loma. Toplotne simulacije (jednociklične i multicyklične) izvedene su za procenu zavarljivosti preko pojave prslina usled ponovnog zagrevanja i ispitivanjem duktilnosti na toplo.

U gore pomenutim istraživačkim projektima izabrana su dva uobičajena procesa za DMW, tj. tehnike direktnog zavarivanja i puterovanja.

Procedura zavarivanja su kvalifikovane prema evropskim standardima (EN ISO 15614-1) i karakteristični zavareni spojevi korišćenjem konvencionalnih mehaničkih ispitivanja, uključujući metalografski pregled i ispitivanje jednosnim izotermalnim puzanjem do loma poprečnog preseka.

Nakon toga, izvršen je obimniji mikroskopski (SEM) pregled na određenoj liniji stapanja (FL) karakteristika tj. stvaranje karbida (tip I / II). Ispitivanje linije stapanja vezano za karbidnu

line investigation related to carbide morphologies and type is performed using SEM/EDS JEOL JSM-6490LV equipment and Oxford Inca software.

The chemical composition of the advanced austenitic stainless steel tubes is given in Table 2 and 3. The chemical composition of the Grade 92 tube is given in Table 4.

	C	Si	Mn	N	Cr	Cu	Nb	Ni	B	Al
Min.	0.070	na	na	0.0500	17.000	2.500	0.300	7.500	0.0010	0.003
Max.	0.130	0.3000	1.00	0.1200	19.000	3.500	0.600	10.500	0.0100	0.030
Heat 351180	0.092	0.2500	0.65	0.1050	18.220	3.010	0.450	8.860	0.0032	0.010

Table 2: Base metal DMV304HCu – Chemical analysis (weight %)

Tabela 2: Osnovni materijal DMV304Hcu- Hemijska analiza (tež. %)

	C	Si	Mn	Cr	Ni	Nb	N	B
Min.	ns	ns	ns	22,8	16,85	0,15	0,14	ns
Max.	0,11	1,55	2,04	27,2	23,20	0,65	0,36	ns
Heat F04154	0,05	0,35	1,21	24,3	20,7	0,46	0,22	0,0015
Heat F226013	0,05	0,38	1,20	24,5	20,3	0,47	0,28	0,0012

Table 3: Base metal DMV310N/HR3C – Chemical analysis (weight %)

Tabela 3: Osnovni materijal DMV310N/HR3C- Hemijska analiza (tež. %)

	C	Si	Mn	Cr	N	Mo	Ni	Al	Nb	V	B	W
Min.	0.07	na	0.30	8.50	0.030	0.30	na	na	0.04	0.15	0.001	1.50
Max.	0.13	0.50	0.60	9.50	0.070	0.60	0.40	0.040	0.09	0.25	0.006	2.00
Heat SS40890	0.12	0.20	0.50	8.79	0.047	0.38	0.15	0.012	0.06	0.20	0.003	1.67
Heat SS973521	0.11	0.19	0.47	8.59	0.048	0.42	0.19	0.013	ns	0.19	0.003	1.67

Table 4: Base metal A213T92 – Chemical analysis (weight %)

Tabela 4: Osnovni materijal A213T92 - Hemijska analiza (tež. %)

All test welds have been realized by a manual GTAW welding process. Three type of filler metals i.e. A617, A82 and P87 were selected and their chemical analysis is given in Table 5.

Svi testovi zavarivanja realizovani su ručnim TIG postupkom zavarivanja. Izabrane su tri vrste dodatnih materijala tj. A617, A82 i P87, a njihova hemijska analiza je data u Tabeli 5.

AWS classification or trade name	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Nb	Co	Al	Ti	Fe
ERNiCrCoMo-1 (A617)	0,057	0,09	0,05	55,60	22,03	8,70	ns	10,83	1,250	0,31	0,68
ERNiCr-3 (A82)	0,02	0,1	3,0	>67,0	20,00	ns	2,5	ns	ns	ns	<2
P87	0,1	0,3	1,5	bal	9	2	1	ns	ns	ns	38

Table 5: Filler metal types – Chemical analysis (weight %)

Tabela 5: Dodatni materijal - Hemijska analiza (tež. %)

Two types of heat treatment have been applied. A tempering treatment (PWHT) at 740°-760 °C for 30 minutes and a re-normalizing and tempering heat treatment at 1060 °C/20 min. and 780 °C/60 min. respectively.

Uni-axial isothermal crossweld creep rupture testing has been conducted for direct welding at 625°C and stress levels of 160, 140, 105 and 80 MPa. For buttering techniques, uni-axial isothermal crossweld creep rupture testing has been conducted at 625 °C and stress levels of 155, 138, 119 and 80 MPa. First creep rupture tests have been run at a stress level of 160 MPa or 155 MPa and later changed to 140 MPa or 138 MPa

Primenjene su dve vrste toplotne obrade. Obrada žarenjem (PWHT) na 740°-760 °C tokom 30 minuta i re-normalizacija i žarenje na 1060 °C/20 min. i 780 °C/60 min.

Jednoosno izotermalno ispitivanje puzanja do loma poprečnog preseka je sprovedeno za direktno zavarivanje na 625 °C i nivoa naprezanja 160, 140, 105 i 80 MPa. Za tehnike puterovanja, ovo ispitivanje je obavljeno na 625 °C sa nivoom napona 155, 138, 119 i 80 MPa. Prvo su ispitivanja puzanja počinjala na nivou napona od 160 MPa ili 155 MPa i kasnije promenjena u 140 MPa ili 138 MPa, iz razloga objašnjenih u ovom radu (vidi stav

3.1 i respectively for reasons explained further in this paper (see par. 3.1 and 3.2). Creep rupture tests have been performed on EHS and ATS creep machines. The specimen are uni-axially loaded by deadweight or a cantilever deadweight and heated by a three zone furnace. Specimen temperature is measured by thermocouples type N and S. Creep strains are measured using continuous strain monitoring or after final rupture.

3. Results

3.1. Direct welding

The DMW Grade 91/92 to advanced austenitic stainless steels by direct welding is of particular interest. It is the most applied type of DMW in the 600°C USC concept.

Creep rupture testing provided by the BWI and Engie Lab-Laborelec project, shows the resulting creep strengths (see Table 6). Selecting the appropriate stress levels for target durations of 10kh presented some difficulty as no relevant data were available in open literature. As a result, stress levels had to be adapted during the course of testing and consequently part of the results are not fully interchangeable.

3.2.). Ispitivanja puzanja do loma obavljena su na EHS i ATS mašini za puzanje. Uzorak je jednoosno opterećen ukupnom nosivošću ili nosivošću konzolnog nosača i zagrejan sa tri zone peći. Temperatura uzorka meri se termoelementima tipa N i S. Deformacije pri puzanju se mere kontinuiranim praćenjem senzora ili nakon loma na kraju.

3. Rezultati

3.1. Direktno zavarivanje

Posebno je interesantna DMW klasa 91/92 za napredne austenitne nerđajuće čelike direktnim zavarivanjem. To je najčešće primenjen tip DMW kod 600°C USC koncepta.

Testiranje puzanja do loma obezbeđeno projektom BWI i Engie Lab-Laborelec, pokazuje rezultujuće granice puzanja (vidi Tabelu 6). Izbor odgovarajućih nivoa napona za ciljeve trajanja od 10kh predstavljalo je određene poteškoće u nedostatku relevantnih podataka u otvorenoj literaturi. Kao rezultat toga, nivoi napona morali su biti prilagođeni tokom ispitivanja i samim tim, deo rezultata nije u potpunosti zamenljiv.

Dissimilar welds Direct welding	Filler metal Heat treatment	Temperature °C	Stress MPa	Rupture time h	Fracture location
DMV304HCu/T92	ERNiCrCoMo-1/A617 tempered	625	160	101	T92 BM
		625	140	566	T92 HAZ
		625	105	2319	T92 FL
	P87 tempered	625	160	101	BM/SCHAZ
		625	140	708	T92 HAZ
		625	105	2820	T92 HAZ
HR3C/T92	P87 tempered	625	140	461	T92 HAZ
		625	105	3045	T92 HAZ
		625	80	5329	T92 FGHAZ
DMV310N/T92	ERNiCr-3/A82 tempered	625	140	792	T92 HAZ
		625	105	3005	T92 HAZ
		625	80	7311	T92 FGHAZ

Table 6: Creep rupture testing results of direct welding
Tabela 6. Rezultati ispitivanja puzanja do loma pri direktnom zavarivanju

A617 filler metal shows a characteristic FL fracture location (Figure 1) at the stress level of 105 MPa where P87 filler metal presents a typical expected type IV fracture (Figure 2) in the T92 HAZ being the weakest area of the compound. As such the advantages regarding P87 claimed by EPRI [7][8][9] seem to correlate with the current results.

A617 dodatni materijal pokazuje karakterističnu lokaciju preloma FL (slika 1) na nivou napreznja od 105 MPa dok P87 dodatni materijal pokazuje tipični očekivani tip loma IV (slika 2) u T92 ZUT koja je najslabija oblast spoja. Tako da su prednosti koje se tiču P87 koje tvrdi EPRI [7] [8] [9] u korelaciji sa trenutnim rezultatima.

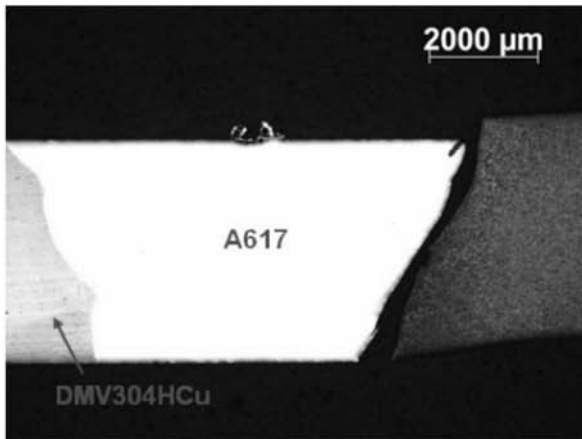


Figure 1: DMV304HCu/T92-A617(105MPa/625°C)
Slika 1: DMV304HCu/T92-A617(105MPa/625°C)

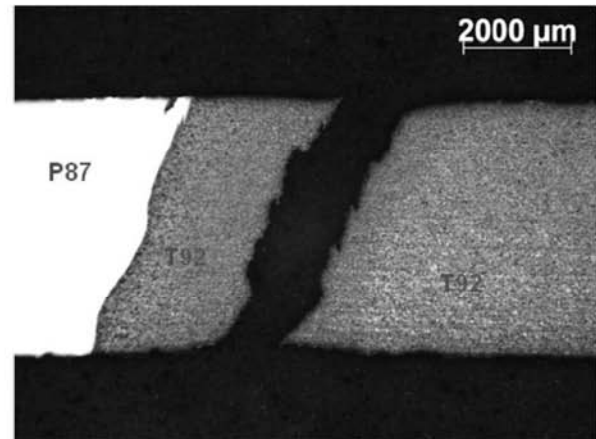


Figure 2: DMV304HCu/T92-P87(105MPa/625°C)
Slika 2: DMV304HCu/T92-P87(105MPa/625°C)

Based upon the creep test results of direct welding (See Table 6), filler metal P87 is recommended compared to A617 both from the standpoint of creep strength and fracture location. In the DMV310N/HR3C creep testing program regarding direct welding (See Table 6/Figure 3), comparable results at 625 °C/105 MPa regarding creep strength and fracture location were observed for A82 and P87 filler metals. At the stress level of 80 MPa there is a substantial difference between the rupture times of P87 and A82 (5329 vs 7311h).

Na osnovu rezultata ispitivanja puzanja kod direktnog zavarivanja (videti tabelu 6) preporučuje se dodatni materijal P87 u poređenju sa A617 sa stanovišta jačine puzanja i lokacije preloma. Kod DMV310N / HR3C programa ispitivanja zamora koji se odnosi na direktno zavarivanje (vidi tabelu 6 / Slika 3), uporedivi rezultati na 625 °C/105 MPa u odnosu na jačinu puzanja i položaj loma su primećeni za A82 i P87 dodatne materijale. Na nivou napona od 80 MPa postoji značajna razlika između vremena do loma P87 i A82 (5329 nasuprot 7311h).

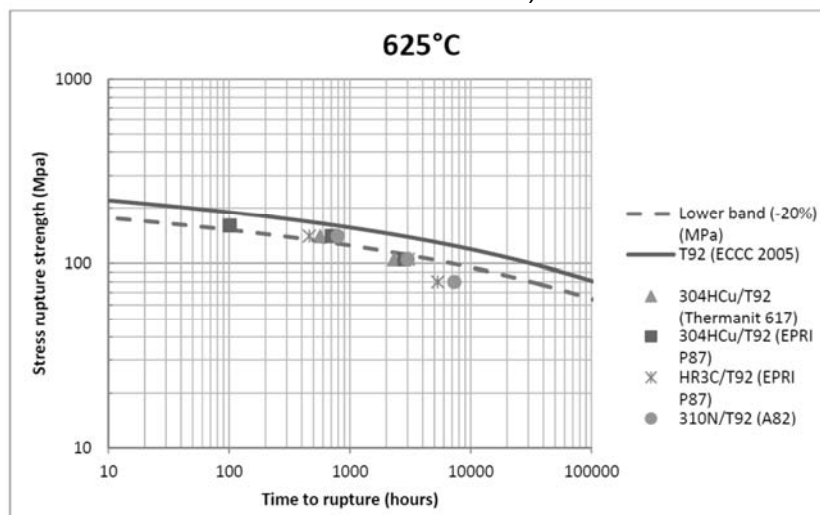


Figure 3: Creep rupture testing results DMW 304HCu/T92, HR3C/T92 and 310N/T92 (direct welding)
Slika 3. Rezultati ispitivanja puzanja do loma DMW 304HCu/T92, HR3C/T92 i 310N/T92 (direktno zavarivanje)

3.2. Buttering techniques

In the research projects, buttering technique is applied only on DMV304HCu by selecting 2 filler metals i.e. A617 and P87. After buttering, a heat treatment (PWHT) was performed either by conventional tempering or renormalisation & tempering. Creep rupture testing at 625 °C (see Table 7/Figure 5) was initially conducted at three stress levels: 155, 138 and 119 MPa.

3.2. Tehnike puterovanja

U istraživačkim projektima, tehnika puterovanja primenjuje se samo na DMV304HCu odabirom 2 dodatna materijala tj. A617 i P87. Nakon puterovanja, obavljena je termička obrada (PHT) ili konvencionalnim žarenjem ili renormalizacijom i žarenjem. Ispitivanje puzanja do loma na 625 °C (vidi tabelu 7 / Slika 5) u početku je sprovedeno na tri nivoa napona: 155, 138 i 119 MPa.

Dissimilar welds Buttering technique	Filler metal Heat treatment Final weld	Temperature °C	Stress MPa	Rupture time h	Fracture location
DMV304HCu/T92	Buttered A617	625	155	152	T92 BM
	tempered	625	138	948	T92 ICHAZ
	Thermanit 304HCu	625	119	1790	T92 FL
	Buttered P87	625	138	775	T92 HAZ
	tempered	625	119	1251	T92 FGHAZ
	P87 (AW)	625	80	7654	T92 FGHAZ
	Buttered P87	625	138	370	T92 FL
	Norm & temp	625	119	1184	T92 FL
	P87 (AW)	625	80	8457	T92 FL

Table 7: Creep rupture testing results of buttering techniques

Tabela 7. Rezultati ispitivanja puzanja do loma kod tehnike puterovanja

Due to lacking published data in open literature for these specific DMWs, it was experienced during the course of the project, that the stress level of 119 MPa was too high to give creep rupture at an estimated rupture time of about 10kh. Therefore, the stress level for the other planned creep tests (10kh) was reduced to 80 MPa. The forced change in stress level however makes it more difficult to compare test results to each other as also an effect on the fracture location is expected.

The buttered A617 DMW was not tested at 80 MPa due to reasons explained and as such cannot be compared.

At comparable creep testing conditions (80 MPa/625 °C and >3000h) for direct welding and buttering techniques, it can be stated that P87 buttered welds demonstrate higher creep strength both in the tempered and renormalized & tempered condition. The relatively large difference in rupture times between 7654h (buttered & tempered) and 5329h (direct welding & tempered) might be influenced by small differences in chemical composition and heat treatment of the T92 tubes used and/or the somewhat higher selected holding temperature during PWHT (760 °C i.s.o. 740 °C) after buttering. Slightly better results (8457h) were obtained for the re-normalized & tempered condition (Figure 5). The fracture locations were similar for all test cases i.e. T92 (FG) HAZ except for the re-normalized & tempered condition where fracture occurred in the fusion line (FL) (Figure 4). This can be explained by the effect of the re-normalizing & tempering heat treatment which restores the microstructure at the initial HAZ (T92) and changes fracture location back to the fusion line (FL). The expected fracture location for these type of DMWs however is via type IV cracking. It makes the re-normalizing and tempering heat treatment a less optimal choice.

Zbog nedostatka objavljenih podataka u otvorenoj literaturi za ove specifične DMW, tokom projekta se desilo da je nivo napona 119 MPa previsok da bi se došlo do loma usled puzanja pri procenjenom vremenu od oko 10k. Zbog toga je nivo napona za ostale planirane testove puzanja (10k) smanjen na 80 MPa. Prisilna promena nivoa stresa međutim otežava upoređivanje rezultata ispitivanja jednih sa drugima, a takođe se očekuje i efekat na lokaciji preloma.

Puterovani A617 DMW nije testiran na 80 MPa zbog ovog obrazloženja i zbog toga se ne može se upoređivati.

U uporednim uslovima testiranja (80 MPa / 625 °C i > 3000h) za tehnike direktnog zavarivanja i puterovanja, može se konstatovati da P87 puterovani zavareni elementi pokazuju veću čvrstoću pri puzanju kako u žarenom, tako i u renormalizovanom i otpuštenom stanju. Relativno veliku razliku u vremenu do loma između 7654h (puterovano i žareno) i 5329h (direktno zavareno i žareno) mogu uticati male razlike u hemijskom sastavu i toplotnom tretmanu upotrebljenih T92 cevi i/ili nešto viših odabranih temperatura držanja temperatura tokom PVHT (760 °C i.s. 740 °C) nakon butteringa. Dobijeni su nešto bolji rezultati (8457h) za renormalizovano i žareno stanje (slika 5). Lokacije preloma bile su slične za sve ispitne slučajeve, tj. T92 (FG-fino zrno) ZUT, osim kod renormalizovanog i žarenog stanja gde je došlo do loma na liniji stapanja (FL) (Slika 4). Ovo se može objasniti efektom termičke obrade ponovnog normalizovanja i žarenja koja vraća mikrostrukturu na inicijalnu ZUT (T92) i menja lokaciju preloma nazad na liniju stapanja (FL). Očekivana lokacija preloma za ove vrste DMW međutim je preko prslina tipa IV. To čini renormalizaciju i žarenje manje optimalnim izborom termičke obrade.

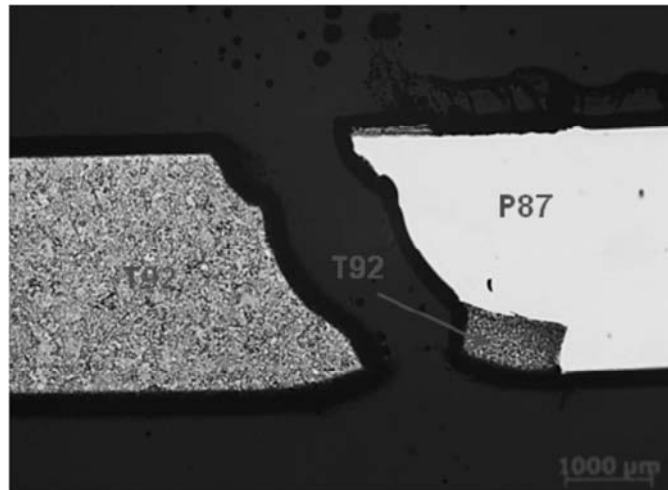


Figure 4: P87 buttered DMW 304HCu/T92 re-N&T – 80MPa/625°C- 8457h

Slika 4: P87 puterovani DMW 304HCu/T92 re-normalizovan i žaren – 80MPa/625°C- 8457h

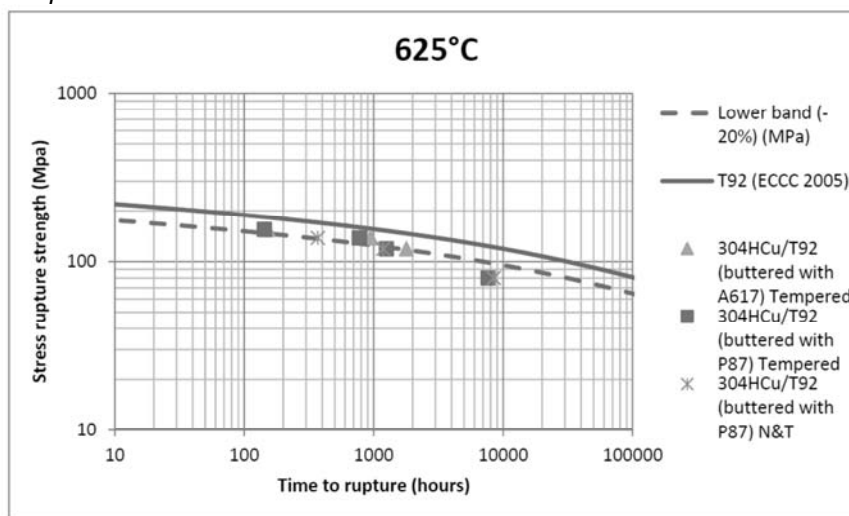


Figure 5: Creep rupture testing results of DMW 304HCu/T92 (buttering)

Slika 5. Rezultati ispitivanja puzanja do loma DMW 304HCu/T92 (puterovan)

3.3 Fusion line investigation

The fusion line investigation focussed on carbide formation (type I/II) at the fusion line between T92 and the filler metal type used for welding. Only specimen that were creep rupture tested or thermally aged with times equal or above 3000h were investigated. This is due to the required time to form and grow carbides [13] as well as the limited resolution of SEM analysis.

More detailed investigation (SEM) [12] on FL type I carbide formation between A617, A82 and P87 filler metals showed a difference in type I carbide morphologies as can be seen from Figure 6 to 9. Type II morphology carbides, characterized by a wide band of fine dispersed carbides and beneficial to cracking, have not been observed. This might probably be due to the low heat input welding process which did not allow sufficient dilution during the weld cycle. They are also more typical for DMWs using stainless steel filler metals [13] [18].

3.3 Ispitivanje linije stapanja

Istraživanje linije stapanja fokusiralo se na formiranje karbida (tip I / II) na liniji stapanja između T92 i dodatnog materijala za zavarivanje. Jedini uzorak koji je bio ispitivan na puzanje ili termički staren u trajanju od ili iznad 3000h. Ovo je zbog potrebnog vremena za formiranje i rast karbida [13], kao i ograničeno rezolucija SEM analize.

Detalnija istraživanja (SEM) [12] o formiranju karbida na liniji stapanja tipa I između metala A617, A82 i P87 pokazuju razliku u morfologijama karbida tipa I, što se vidi iz slika 6 do 9. Karbid tipa II koje karakterišu široke trake fino dispergovanih karbida i pogoduju nastanku prslina, nisu primećeni. Ovo se verovatno moglo dogoditi zbog procesa zavarivanja sa niskim unosom toplote koji nije omogućio dovoljno razblaživanje tokom ciklusa zavarivanja. Oni su takođe tipičniji za DMW-ove koji dodatne materijale na bazi nerđajućeg čelika [13] [18].

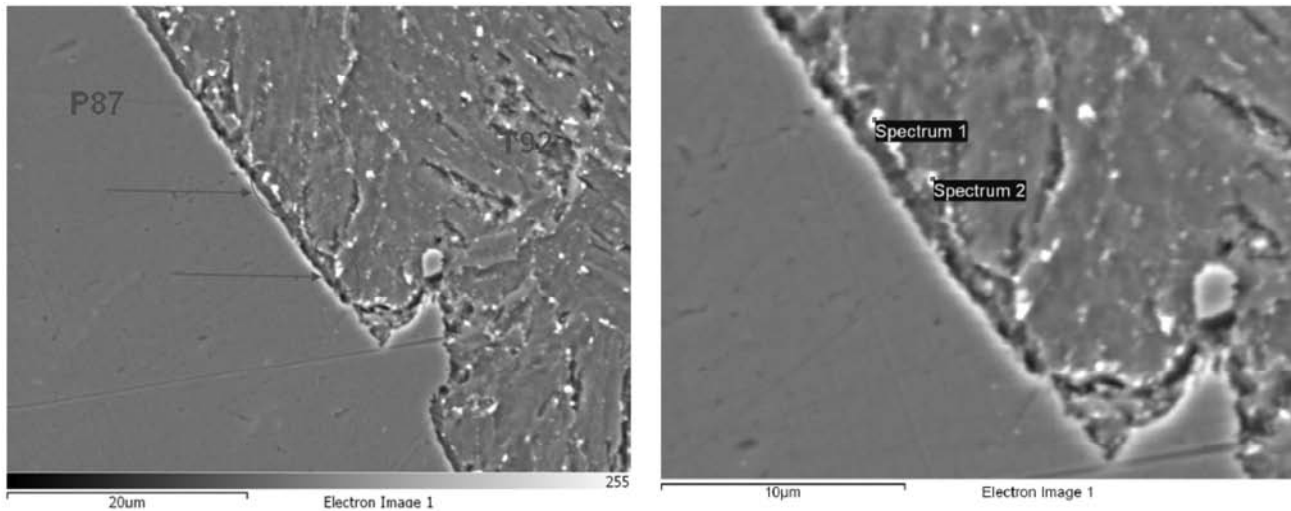


Figure 6: Specimen A –DMV304HCu/T92/P87 filler, thermally aged (3000h)
Slika 6. Epruveta A- DMV304HCu/T92/P87 dodatni materijal, termički staren (3000h)

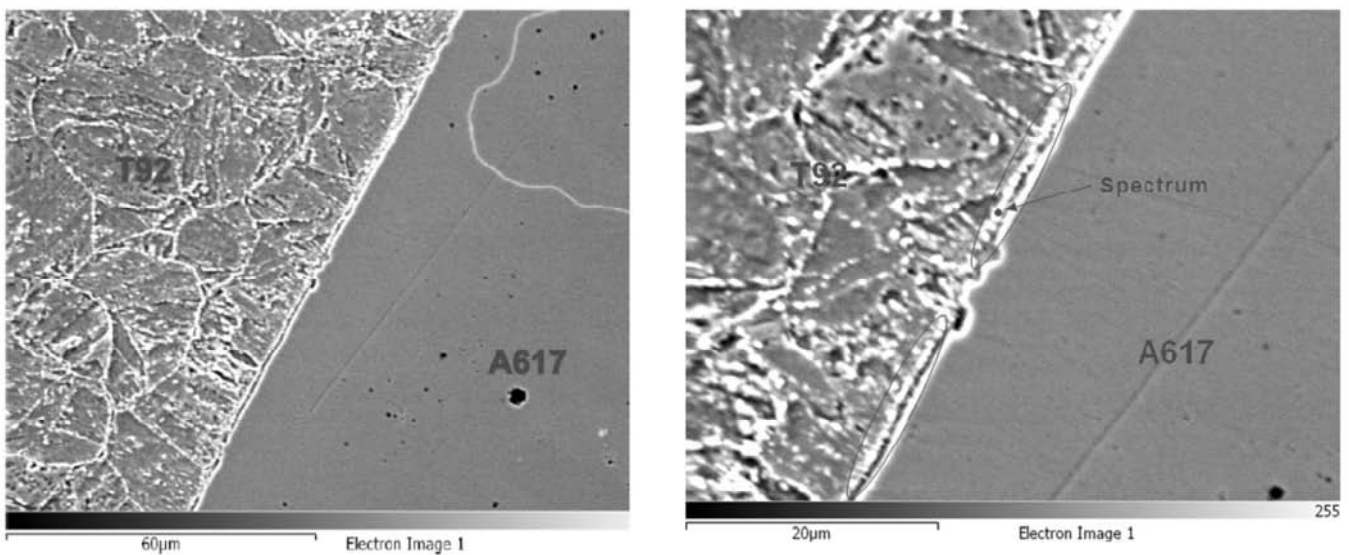


Figure 7: Specimen B - DMV304HCu/T92/A617 filler, thermally aged (3000h)
Slika 7. Epruveta B- DMV304HCu/T92/A617 dodatni materijal, termički staren (3000h)

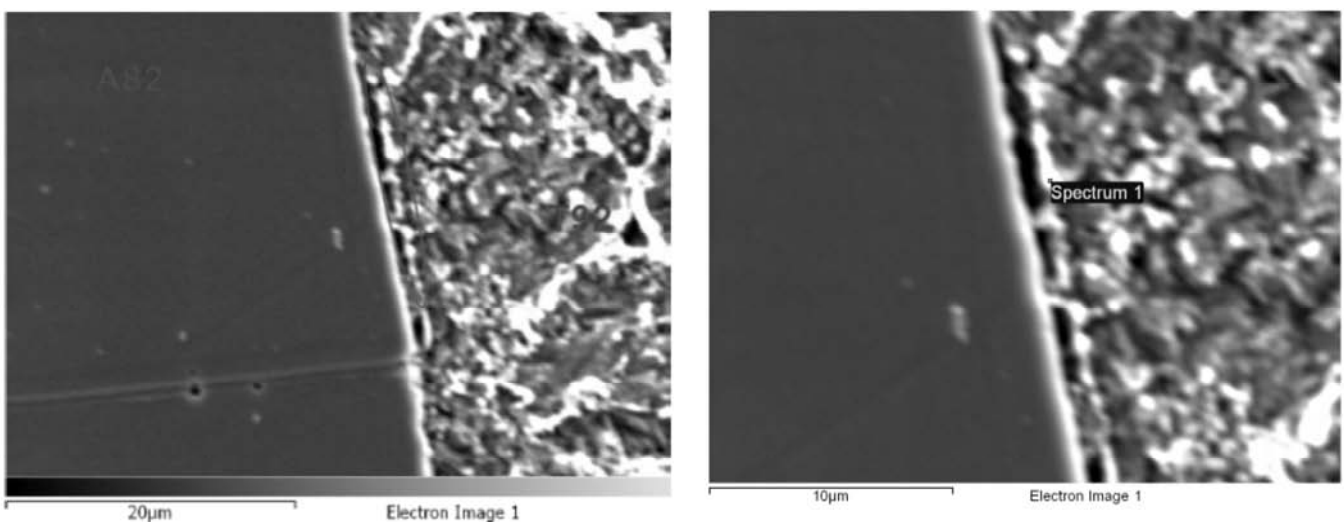


Figure 8: Specimen C - DMV310N/T92/A82 filler, direct welding & tempering (105Mpa 625°C/3005h)
Slika 8. Epruveta C- DMV310N/T92/A82 dodatni materijal, direktno zavaren i žaren (105Mpa 625°C/3005h)

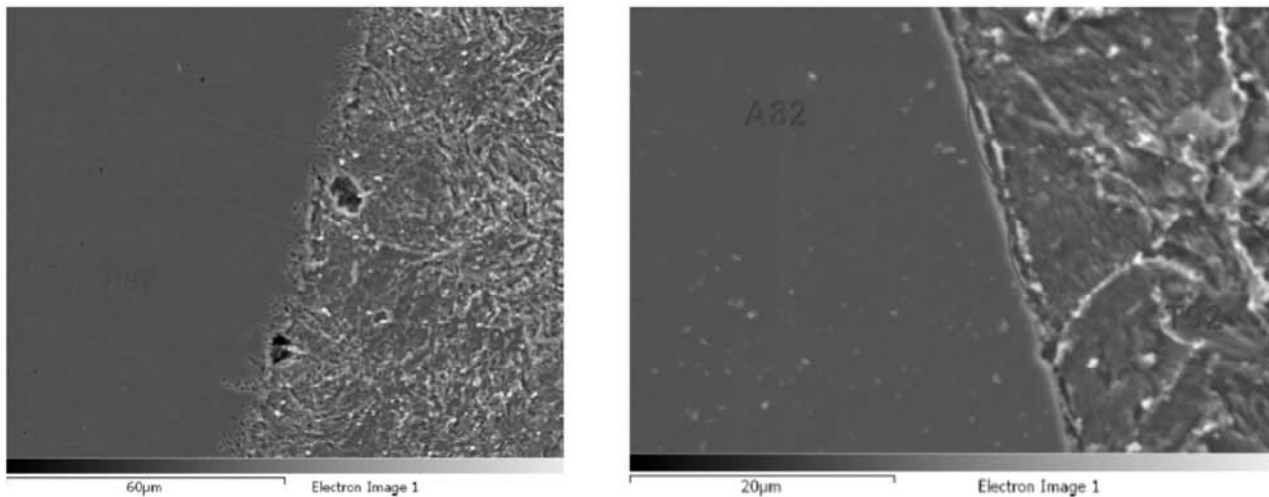


Figure 9: Specimen D (left): DMV304HCu/T92/P87-buttered-80Mpa/625°C/7654h & Specimen E (right): DMV310N/T92/A82-direct welding-80MPa / 625°C/7311h

Slika 9. Epruveta D (levo) DMV304HCu/T92/P87-puterovan -80Mpa/625°C/7654h i epruveta E (desno): DMV310N/T92/A82-direktno zavarena-80MPa / 625°C/7311h

Specimen	Filler metal type	Temperature °C	Time @ T h	Type carbides	Composition carbides Type	Conditions
DMV304HCu						
A	P87	625	3000	isolated	W-Cr-Mo	Direct welding/thermally aged
B	A617	625	3000	aligned	Cr-W-Mo	Direct welding/thermally aged
DMV310N/HR3C						
C	A82	625	3005	isolated	Cr-W-Mo	Direct welding/105 MPa

Table 8: Fusion line type and composition at 3000h
Tabela 8. Tip linije stapanja i sastav na 3000 h

Specimen	Filler metal type	Temperature °C	Time @ T h	Type carbides	Composition carbides Type	Conditions
DMV304HCu						
D	P87	625	7654	isolated	W-Cr-Mo	buttered/80 MPa
DMV310N/HR3C						
E	A82	625	7311	partly aligned	Cr-W-Mo	Direct welding/80 MPa

Table 9: Fusion line type and composition at 7000h
Tabela 9. Tip linije stapanja i sastav na 7000 h

Specimen	A	B	C	D	E
Filler metal	P87	A617	A82	P87	A82
Element	weight %	weight %	weight %	weight %	weight %
V	0.21	0.21	0.48	0,39	0,23
Cr	11.83	14.05	19.57	10,09	12,96
Mn	0.85	0.66	0.79	0,56	0,67
Fe	65.50	73.31	57.47	39,66	81,07
Ni	1.87	2.02	2.76	1,11	1,82
Mo	3.36	2.81	3.07	10,34	0,46
W	16.37	6.93	15.09	37,57	2,55

Table 10: EDX analysis of fusion line carbides (type I)
Tabela 10: EDX analiza karbida na liniji stapanja (tip I)

The results at 3000h (specimen A, B and C-Table 8) show aligned carbides for fusion lines in DMWs using A617 filler metals (Figure 7). This correlates well with creep rupture testing results failed in the fusion line (Figure 1).

The DMWs using P87 and A82 type filler metals reveal isolated and partly aligned carbides respectively along the fusion lines (Figures 6 & 8). Although the composition measured by EDX is only semi-quantitative, there seems to be also a differentiation in compositional elements between the carbides of P87 and A617/A82 type filler metals as can be seen in Table 10. The fusion line carbides for P87 are W-Cr-Mo enriched while for A617/A82 rather Cr-W-Mo enriched.

The results at 7000h (specimen C and D-Table 9) for P87 and A82 type filler metals show isolated carbides for P87 but partly aligned for A82 (Figure 9). The compositional difference in carbides is more pronounced between the different types of filler metal demonstrating P87 differs from A617/A82 in the long term.

The P87 specimen D fusion line carbides tend to be more enriched in W than those using A617/A82. The W enrichment was not found so far in DMW research but could be explained by the lack of Ti and lower levels of Cr/Nb in the chemical analysis of P87 compared to A617/A82. Both Ti and Nb are strong carbide forming elements and compete with W available from the T92 base metal side.

3.4. Creep ductility

Low up to very low total strain at rupture (<3%) and creep ductilities (RA%) have been observed after creep rupture testing (see Table 11).

It looks like the buttering techniques are more ductile than the direct welds at least for the tempered DMWs.

The results for the re-normalized and tempered buttering technique are rather of a low level. It must be noted that differing stress levels might have influenced creep behavior. A lower range of creep ductility was also noted in the collaborative research between DMV304HCu and DMV310N/HR3C similar welds (45.3-54.7% vs 19.3-25.4%) at 177 MPa/650 °C. The majority of the fracture locations in that case were situated in the base metal (T92).

Rezultati na 3000h (uzorak A, B i C-Tabela 8) pokazuju poravnane karbide za linije stapanja kod DMW koristeći A617 dodatni materijal (Slika 7). Ovo je u dobroj korelaciji sa rezultatima ispitivanja puzanja do loma na liniji stapanja (Slika 1).

DMW-ovi koji koriste P80 i A82 tipove dodatnih materijala otkrivaju izolovane i delimično poravnane karbide respektivno duž linije stapanja (slike 6 i 8). Iako je sastav izmeren EDX-om samo polukvantitativan, čini se da postoji i diferencijacija u sastavu elemenata između karbida P80 i A617 / A82 dodatnih materijala kao što se vidi u Tabeli 10. Karbidi linije stapanja za P87 su obogaćeni W-Cr-Mo dok su za A617 / A82 obogaćeni Cr-V-Mo.

Rezultati na 7000h (uzorak C i D-Tabela 9) za dodatne materijale P87 i A82 pokazuju izolovane karbide za P87, ali delimično poravnane za A82 (slika 9). Razlika u sastavu karbida je izraženija među različitim tipovima dodatnih materijala, dok se P87 razlikuje od A617 / A82 na dugi rok.

Na epruveti D, karbidi linije stapanja P87 imaju tendenciju da budu više obogaćeni W od onih koji koriste A617/A82. Obogaćivanje W nije pronađeno do sada u istraživanju DMW, ali se moglo objasniti nedostatkom Ti i nižim nivoima Cr/Nb u hemijskoj analizi P87 u poređenju sa A617/A82. I Ti i Nb su jaki karbidotvorci i dopunjavaju se sa W dostupnim sa strane T92 osnovnog materijala.

3.4. Duktilnost pri puzanju

Primećeni su niske do veoma niskih deformacija (izduženja) pri lomu (<3%) kao i duktilnosti pri puzanju (RA%) nakon ispitivanja puzanja do loma (vidi tabelu 11).

Izgleda da su tehnike puterovanja duktilnije od direktnih zavarivanja bar za žarene DMW.

Rezultati za ponovnu normalizaciju i žarenje tehnikom puterovanja su prilično niski. Treba napomenuti da su različiti nivoi napona uticali na ponašanje pri puzanju. Niži opseg duktilnosti pri puzanju takođe je primećen u kolaborativnom istraživanju između DMW304HCu i DMW310N / HR3C sličnih zavarenih spojeva (45,3-54,7% naspram 19,3-25,4%) na 177 MPa/650 °C. Većina lokacija preloma u tom slučaju bile su u osnovnom materijalu (T92).

DMW	Filler metal	T (°C)	σ (Mpa)	h	Rupture	A (%)	RA (%)
Direct Welding							
HR3C/T92	P87	625	80	5329	T92HAZ	1	18,8
DMV310N/T92	A82	625	80	7311	T92HAZ	2,2	11,9
Buttering							
DMV304HCu/T92	A617/304HCu	625	119	1790	T92FL	2,2	24,8
	P87/P87 (AW)	625	119	1251	T92HAZ	1,5	28,9
		625	80	7654	T92HAZ	1,3	30,7
DMV304HCu/T92 (re-N&T)	P87/P87 (AW)	625	119	1184	T92FL	1,1	2,2
		625	80	8457	T92FL	0,7	16,8

Table 11: Creep ductility after creep rupture testing for various DMW cases

Tabela 11. Duktilnost pri puzanju posle ispitivanja puzanja do loma za različite slučajeve DMW

4 Discussion

A617 base and weld metals are relaxation and hot cracking sensitive which makes them, although characterized by high creep strengths, the least valuable option for DMWs. It must be noted although that tube dimensions are normally not characterized by high levels of residual stress and, as a consequence, less susceptible to relaxation cracking. However, relaxation cracking depends on a wide range of external parameters which create local stress states that can initiate the mechanism. Here header-tube connections are certainly more susceptible than tube butt welds in loose SH/RH bundles.

On the other hand, the high (overmatching) creep strength of A617 may concentrate high creep strain especially in the T92 fusion line and HAZ. On top of this, secondary hardening mechanisms (gamma prime) in A617 can even aggravate the situation. Aging results at 3000h/625 °C conducted in the collaborative research projects [16] revealed an extreme hardening for direct welds using A617 filler metals. It points out that strains during creep/high temperature exposure are concentrated in the fusion line areas.

Direct welding requires a PWHT at 740-760°C. The effect of a PWHT on austenitic steels however is by sensitization in the temperature range of about 450-850 °C. It means that Cr-depletion occurs at grain boundaries resulting in potential intergranular corrosion mechanisms. Although sensitization will occur naturally after longterm exposure at service temperatures, it renders the welds at an early stage particularly sensitive to abnormal conditions which might be the case during commissioning, incidents, repairs, co-combustion or transients. As such Intergranular Corrosion and Polythionic Acid or Chloride Induced SCC are potential risks. Specific precautions and attention need to be taken for avoiding any incident or contamination of the water/steam cycle quality. The research focusing on the fusion line formation of type I carbides,

4. Diskusija

Osnovni materijal i metal šava A617 su osetljivi na relaksacione (usled ponovnog zagrevanja) i vruće prsline koji ih čini, iako ih karakterišu visoke jačine puzanja, najmanje vrednom opcijom za DMW. Treba napomenuti da iako dimenzije cevi obično ne karakterišu visoki nivoi zaostalih napona i, kao posledica toga, manje su podložni prslinama pri otpuštanju. Međutim, nastanak prsline pri otpuštanju zavisi od širokog spektra spoljnih parametara koji stvaraju lokalne stresne tačke koje mogu pokrenuti mehanizam. Ovdje su priključci sa glavnim cevima sigurno više podložni od zavarivanja cevi u slobodnim SH / RH snopovima. Sa druge strane, visoka (overmatching) čvrstoća puzanja A617 možeda koncentriše visoku deformaciju pri puzanju, naročito u liniji stapanja T92 i ZUT-u. Osim toga, mehanizmi sekundarnog očvršćivanja (gama prim) u A617 mogu čak pogoršati situaciju.

Rezultati starenja na 3000h/625 °C dobijeni u zajedničkim istraživačkim projektima [16] otkrili su ekstremno očvršćavanje kod direktnog zavarivanja pomoću A617 dodatnih materijala. Ona naglašava da su deformacije tokom puzanja / izlaganja visokim temperaturama koncentrisani u oblasti stapanja.

Direktno zavarivanje zahteva PWHT na 740-760°C. Međutim, efekat PWHT na austenitne čelikee je senzibilizacija u temperaturnom opsegu od oko 450-850 °C. To znači da se Cr-izdvaja po granicama zrna što rezultuje potencijalnom interkristalnom korozijom. Iako će se senzibilizacija odvijati prirodno nakon dugotrajne izloženosti na radnim temperaturama, čini se da su zavareni u ranoj fazi naročito osetljivi na nenormalne uslove kao prilikom puštanja u rad, incidenata, popravki, sagorevanja ili prelaza. Potencijalni rizici za izazivanje SCC (naponske prsline) su takva interkristalna korozija i politionska kiselina ili hloridi. Potrebno je preduzeti specifične mere opreza i obratiti pažnju kako bi se izbegao bilo koji incident

responsible for premature cracking in the FL, reveals that formation of aligned linked up carbides is possible when using A617 filler metals for both buttered and direct welds (Figure 7). The fact that these type I carbides are not isolated, as is the case for P87 (Figure 6 & 9), can give rise to creep cracking in the FL.

In order to compare results from creep rupture testing, one should strive to conduct long-term creep rupture testing involving durations in the order of 30kh min. Also the temperature and the stress levels play an important role. The temperature selected is a compromise between the higher creep properties of the advanced austenitics compared to the martensitic steel. In fact, the 625 °C is above the recommended temperature of T92 and could cause metallurgical instabilities. Due to the relatively short durations (10kh) the effect of thermal ageing under stress is not fully demonstrated. Extrapolations are necessary for lifetime assessments but, as such, take no microstructural instabilities into consideration.

On the other hand, creep rupture stress levels show a larger impact on the test results. High stresses could shift the fracture locations from the T92 HAZ for stresses below 140MPa towards the T92 base metal for stresses above 140MPa, as observed by other researchers [13][14]. It is generally accepted that stress levels should be selected below the 140MPa level. In the course of the research projects, the most suitable stress level for the DMWs within the planned durations (10kh) appeared to be 80MPa.

LCF testing is not carried out in the projects unless a trial high temperature creep-fatigue test on a DMV304HCu/T92-P87 direct welded DMW. This trial fatigue test showed significant reduction in life (factor 4!) [10]. Further LCF component testing should give insight in the thermo-mechanical behavior of the welds as LCF testing remains an unavoidable tool for the assessment of DMWs in cycling operating condition.

Creep test results on DMW direct and buttered welds have shown very low elongations (total creep strains) at rupture i.e. from 0,7 up to 2,2%. It is important to take these low elongations into consideration while creep damage prior to failure will not be preceded by a high degree of plastic deformation. Creep ductilities (RA%) ranging from 2,2 to 18,8% were measured for direct and buttered re-N&T DMWs compared to a range from 24.8 to 30.7% for the buttered and tempered DMWs. It means that the strains of the DMW compound, induced by primary axial creep stress and thermal stress originating from the differential thermal

ili zagađenje u ciklusu voda / para.

Istraživanje koje se fokusira na formiranje karbida tipa I na linij i stapanja, odgovorno za prevremene prsline na liniji stapanja, otkriva da je formiranje povezanih karbida moguće pri upotrebi A617 dodatnih materijala i za puterovane i za direktno zavarene spojeve (slika 7). Činjenica da ovi karbide tipa I nisu izolovani, kao što je to slučaj kod P87 (Slika 6 i 9), može da poveća nastanak prsline na liniji stapanja.

Da bi se upoređivali rezultati ispitivanja puzanja do loma, trebalo bi sprovesti dugotrajno ispitivanje puzanja do loma u trajanju od 30kh minimum. Takođe, temperatura i nivo napona igraju važnu ulogu. Izabrana temperatura je kompromis između viših karakteristika puzanja naprednog austenitnog čelika u poređenju sa martenzitnim čelikom. Zapravo, 625 °C je iznad preporučene temperature za T92 i može izazvati metalurške nestabilnosti. Zbog relativno kratkih trajanja (10kh) efekat termičkog starenja pod naponom nije u potpunosti dokazan. Ekstrapolacije su neophodne za procene veka trajanja, ali kao takve ne uzimaju u obzir mikrostrukturne nestabilnosti.

S druge strane, nivoi napona pri puzanju pokazuju veći uticaj na rezultate. Visoki naponi mogu da prebace lokacije preloma iz ZUT T92 za napone ispod 140MPa prema osnovnom materijalu T92 za napone iznad 140MPa, kao što su primetili drugi istraživači [13] [14]. Opšte je prihvaćeno da se nivoi napona biraju ispod nivoa 140MPa. Tokom istraživačkih projekata, najprikladniji nivo napona za DMW u planiranom trajanju (10kh) činilo se 80MPa.

Ispitivanje LCF (niskociklični zamor) nije obavljeno u projektima, osim probnog visoko- temperaturnog ispitivanja puzanja/zamora na DMV304HCu /T92-P87 direktno zavarenim DMW. Ovaj probni test zamora pokazao je značajno smanjenje u trajanju (faktor 4!) [10]. Dalja LCF ispitivanja komponenti trebalo bi da daju uvid u termo-mehaničko ponašanje zavarenih spojeva, jer ispitivanje LCF ostaje neizbežni alat za procenu DMW-a u uslovima radnog ciklusa.

Rezultati ispitivanja puzanja na DMW zavarenim direktno i puterovanjem pokazali su vrlo niska izduženja (ukupne deformacije pri puzanju) pri lomu tj. od 0,7 do 2,2%. Važno je uzeti u obzir ove mala izduženja, jer oštećenju usled puzanja pre loma ne prethodi visok stepen plastične deformacije. Duktilnosti pri puzanju (RA%) u rasponu od 2,2 do 18,8% izmerene su za direktne i puterovane renormalizovane i otpuštene DMW u poređenju sa opsegom od 24,8 do 30,7% za puterovane i žarene DMW. To znači da su deformacije DMW zavarenih

expansion, are localized in the narrow (and weak) areas of the low alloy (T92) FGHAZ or FL.

5. Conclusion

The collaborative research projects on advanced stainless creep resisting steels provided several fundamental basic data on the behavior of DMWs as well as similar welds and base metals. Using different techniques and filler metals, it was possible to obtain an overview of the actual available methodologies.

The DMWs between martensitic and advanced austenitic stainless steels are an underestimated topic.

Experienced and documented premature failures demonstrates the criticality of DMWs. Therefore it is required to locate DMWs in design at areas of low stress and to avoid dissimilar wall thickness. On the other hand, the most recommended methodology for welding needs to be applied.

Based upon the results obtained and the current knowhow on DMWs related to tube welds by manual GTAW between martensitic and advanced austenitic stainless creep resisting steels, the following recommendations can be defined:

- Use of A617 filler metal is to be avoided due to its sensitivity to hot and relaxation cracking, unless a stabilization heat treatment (980°C/3h) can be applied, as well as to potential premature creep failure due to type I carbide formation at the fusion line
- Direct welding incorporates a certain risk for intergranular corrosion or SCC of the austenitic stainless steel
- Buttering by P87 followed by a tempering PWHT is recommended above direct welding both from the standpoint of avoiding corrosion risks as well as improved creep rupture strength and creep ductilities. Other advantages of buttering techniques are that the critical areas (T92 HAZ) are welded while little restraint is present and afterwards stress relieved (PWHT) before the final weld is carried out. It must be realized however that buttering particularly for tube welding needs mechanization and as a consequence is a more expensive, complex and time-consuming fabrication process.

The importance of selecting the most suitable filler metal is also demonstrated. The P87 type filler metal so far confirms the earlier findings in EPRI

spojeva, izazvani primarnim aksijalnim naprezanjem i termičkim naprezanjem koji potiču od različitog termičkog širenja, lokalizovani u uskim (i slabijim) područjima niskolegiranog čelika (T92) FGHAZ (finozrni ZUT) ili FL (linija stapanja).

5. Zaključak

Zajednički istraživački projekti na naprednim nerđajućim čelicima pružili su nekoliko temeljnih osnovnih podataka o ponašanju DMW-a, kao i sličnih zavarenih spojeva i osnovnih materijala. Koristeći različite tehnike i dodatne materijale, bilo je moguće dobiti pregled stvarnih dostupnih metodologija.

DMW između martenzitnih i naprednih austenitnih nerđajućih čelika su podcenjena tema.

Iskusni i dokumentovani preuranjeni lomovi pokazuju kritičnost DMW. Zbog toga je neophodno locirati DMW na projektu na područjima sa niskim naprezanjem i izbegavati različitu debljinu zida. Sa druge strane, treba primeniti najprihvatljiviju metodologiju zavarivanja.

Na osnovu dobijenih rezultata i trenutnog znanja o DMW vezanim za zavarivanje cevi ručnim TIG-om između martenzitnih i naprednih austenitnih nerđajućih čelika otpornih na puzanje, mogu se definisati sledeće preporuke:

- Izbegavanje upotrebe A617 dodatnog materijala zbog njegove osetljivosti na vruće prsline i prsline pri otpuštanju, osim ako se može primeniti termička obrada - stabilizacija (980°C/3h), kao i mogućnost prevremenog loma usled puzanja zbog formiranja karbida tipa I na liniji stapanja
- Direktno zavarivanje uključuje određeni rizik za interkristalnu koroziju ili SCC austenitnog nerđajućeg čelika
- Preporučuje se puterovanje P87 a zatim se preporučuje PWHT - žarenje iznad direktnog zavarivanja sa stanovišta izbegavanja rizika od korozije, kao i poboljšane čvrstoće puzanja pri lomu i duktilnosti pri puzanju. Druge prednosti tehnike puterovanja su da su kritična područja (T92 -ZUT) zavarena dok postoji mala krutost, a nakon toga se žare za smanjenje napona (PWHT) pre nego što se izvede konačni šav. Međutim, mora se shvatiti da puterovanje, posebno kod zavarivanja cevi, zahteva mehanizaciju i kao posledica je skuplji, kompleksniji i dugotrajniji proces izrade.

Prikazan je i značaj izbora najpogodnijeg dodatnog materijala. Do sada je tip dodatnog materijala P87 potvrdio ranije nalaze u istraživanjima EPRI [7] [8] [9] i BWI/ Engie Lab projektima [10] [11]. Dodatni materijali A82 mogu biti vredna alternativa, ali u dužim vremenima držanja, čini se da se na liniji

research [7][8][9] and BWI/Engie Lab projects [10][11]. A82 filler metals might be a valuable alternative but at longer holding times, the fusion line seems to evolve in more aligned fusion line carbides. The project results however are based upon relatively short durations of thermal aging (3000h) and creep rupture testing (10kh). It allows to see trends in behavior and to make first extrapolations to feed life assessments but do not take long term microstructural instabilities into account. Therefore it is required to continue further long term differentiating and statistical work in future.

6.Acknowledgment

The authors would like to thank the Federal Government Department Public Services Economy and Engie for their financial support of the pre-normative research projects. Also the industrial partners are gratefully acknowledged: NSSMC, Saltzgitter Mannesmann Stainless Tubes, Vallourec & Mannesmann Tubes, Böhler Welding Group (Soudokay), Metrode for delivering base material and filler metals; Cockerill Mechanical Industries, Stork Technical Services, Cofely Fabricom GDF Suez, VCL for welding; AIBVincotte for non-destructive examination and SIRRIS for chemical analysis.

Special thanks to Mr. M. Neyens (student at KUL University Leuven-MSc Welding Engineering) and to Dr. Ir. F. Vos (Materials Consult/KUL) as the author and co-promoter/reviewer respectively of the Master thesis which supplied valuable input for the project.

7.References

7.Literatura

- [1] Saltzgitter Mannesmann Stainless Tubes-Boiler Grade DMV304HCU
- [2] Saltzgitter Mannesmann Stainless Tubes-Boiler Grade DMV310N
- [3] A. Iseda, H. Okada, H. Semba and M. Igarashi, "Long-term creep properties and microstructure of Super304H, TP347HFG and HR3C for advanced USC Boilers", 5th Int. Conference on Advances in Materials Technology for Fossil Power Plants, 3-5 October, 2008
- [4] V. Friedmann and D. Siegele, "Damage behavior of nickel-based transition welds under cyclic thermomechanical loading", Materials at High Temperatures 27 pp. 35-43
- [5] J.A. Penso, P. Belanger - "Mitigating failures in Ferritic-Austenitic Dissimilar Metal Joints in

stapanja razvija više poravnanih karbida. Rezultati projekta su, međutim, zasnovani na relativno kratkim trajanjima termičkog starenja (3000h) i ispitivanju puzanja do loma (10kh). Ovo omogućava uvid u trendove ponašanja i pravljenja prve ekstrapolacije za ispunjenje procena veka trajanja, ali ne uzimaju u obzir dugoročne mikrostrukturne nestabilnosti. Zbog toga je neophodno nastaviti dalje dugoročno diferenciranje i statistički rad u budućnosti.

6.Zahvalnost

Autori se zahvaljuju Federalnom ministarstvu javnih službi i Engie na njihovoj finansijskoj podršci prednormativnih istraživačkih projekata. Takođe su industrijski partneri kojima se izražava zahvalnost: NSSMC, Saltzgitter Mannesmann Stainless Tubes, Vallourec & Mannesmann Tubes, Bohler

Grupa za zavarivanje (Soudokai), Metrode za isporuku osnovnog materijala i dodatnih materijala; Cockerill Mechanical Industries, Stork tehničke usluge, Cofely Fabricom GDF Suez, VCL za zavarivanje; AIBVincotte za ispitivanje bez razaranja i SIRRIS za hemijsku analizu.

Posebna zahvalnost g. M. Neiusu (student na KUL Univerzitetu Leuven-MS Zavarivanje) i dr. Ir. F. Vos (Materials Consult / KUL) kao autoru i ko-promoteru/recenzentu, na pristupu magistarskoj tezi koja je bila dragocen ulaz za projekat.

Petrochemical Industry", ASME PVP 2013 (PVP2013-97550)

[6] A. Omar, "Effects of Welding Parameters on Hard Zone Formation at Dissimilar Metal Welds", AWS Welding Journal February 1998 pp. 86s-93s

[7] J.A. Siefert, J.M. Sanders, J. M. Tanzosh, W.F. Newell Jr and J.P. Shingledecker, "Development of EPRI P87 solid wire", Materials at High Temperatures 27 pp. 243-252

[8] J.A. Siefert, J. M. Tanzosh, J.P. Shingledecker and W.F. Newell Jr, "EPRI P87: A Promising New Filler Metal for Dissimilar Metal Welding", AWS Welding Journal March 2011 pp. 30-34

[9] J. Shingledecker, K. Coleman, J. Siefert, J. Tanzosh and W. Newell, "High-Temperature

- Performance of a New Nickel-Based Filler Metal for Power Generation Applications” [10] BWI – New Generation Austenitic steels X10CrNiCuNb18-9-3 (Super 304H/DMV304HCu/TX304HB) – Weldability and high temperature properties – Technical Report
- [11] BWI – New Generation Austenitic Steels X6CrNiNbN25-20– Technical Report (in progress)
- [12] KULeuven Master Thesis – Faculty Engineering Technology – “Dissimilar Metal Welds-Impact of type I/II carbides on creep life” (Academic Year 2014-2015)
- [13] J. N. DuPont, “Microstructural evolution and high temperature failure of ferritic to austenitic dissimilar welds”, International Materials Review 2012 (57) No 4 pp. 208-234
- [14] EPRI TR 1019786 December 2011, Repair Methods for Dissimilar Welds-Development, Weldability and Properties of EPRI P87 Solid Wire Filler Metal [2920]
- [15] EPRI CS-4252 November 1985, Dissimilar-Weld Failure Analysis and Development Program [4052]
- [16] J. Vekeman, S. Huysmans and E. De Bruycker, “Weldability assessment and high temperature properties of advanced creep resisting austenitic steel DMV304HCu” – Welding in the World (2014) Vol. 58 pp. 873-882
- [17] J. Vekeman, S. Huysmans and C. Hautfenne, “Weldability assessment and high temperature properties of advanced creep resisting austenitic steel X6CrNiNbN25-20 (DMV310N/HR3C)” – IIW Doc. Nr. IX-C-1049-15 (Helsinki 2015)
- [18] D.I Roberts, R.H. Ryder and R. Viswanathan, “Performance of Dissimilar Welds in Service” – Journal of Pressure Vessel Technology, August 1985 Vol. 107 pp. 247-254
- [19] F.H. Ehrhardt, S.R. Holdsworth, I. Kühn and E. Mazza, “Creep fatigue crack development in dissimilar metal welded joints between steels and nickel based alloy”, Materials Research Innovations 2013, Vol. 17 n°5 pp. 327- 331
- [20] J.D. Parker and G.C. Stratford, “Characterization of microstructures in nickel based transition joints”, Journal of Materials Science 35 (2000) pp. 4099-4107
- [21] Jian Cao, Yi Gong, Zhen-Guo Yang, Xiao-Ming Luo, Fu-Ming Gu and Zheng-Fei Hu, “Creep fracture behaviour of dissimilar weld joints between T92 martensitic and HR3C austenitic steels, International Journal of Pressure Vessels and Piping 88 (2011) pp. 94-98



TAKMIČENJE MLADIH ZAVARIVAČA WELDCUP - 2017

Od 26 - 30. septembra 2017. godine, u nemačkom gradu Dizeldorfu, održan je 19. Sajam zavarivanja i rezanja.

U okviru sajma, 28. i 29. septembra, održano je evropsko takmičenje mladih zavarivača službenog naziva „WELDCUP“. Pravo učešća imali su mladi zavarivači od 16-22 godine. Učestvovalo je ukupno 8 zemalja, 27 takmičara.

Pre početka takmičenja, učesnike su pozdravili:

Italo Fernandes, system manager of EUROPEAN WELDING FEDERATION

Prof. Dr.-Ing. Heinrich Flegel, president of DVS

kao i predstavnik delegacije Kine: Dr. Zhenying Liu, team leader of Chinese delegation, nakon čega je takmičenje zvanično otvoreno.

Takmičenje u gasnom i TIG zavarivanju održano je 28.09.2017., u REL i MAG zavarivanju 29.09.2017. dok je 30.09.2017 održano međunarodno takmičenje između pobednika WELDCUP-a, tima mladih zavarivača iz Kine, Tajlanda i ekipe mladih zavarivača iz Nemačke.

Pored 7 evropskih država, na takmičenju su, u organizaciji **Društva za unapređivanje zavarivanja u Srbiji (DUZS)**, učestvovali i naši mladi zavarivači iz Srbije u 3 postupka zavarivanja.



Ekipe spremna za početak takmičenja



311 (GASNO) - Nikola Stanojlović (21 godina)



141 (TIG) - Stefan Vasilić (19 godina)



135 (MAG) - Danijel Despotović Vasić (19 godina)

Pored takmičara, naš tim činili su i Milan Prokolab, član UO DUZS i Branislav Lukić, predsednik DUZS i član žirija za postupke 111 (TIG) i 135 (MAG).



Zvanični rezultati takmičenja "WELDCUP"

Ekipno:

1. MESTO I ZLATNA MEDALJA:	ŠVAJCARSKA
2. MESTO I SREBRNA MEDALJA:	NEMAČKA
3. MESTO I BRONZANA MEDALJA:	RUMUNIJA
4. MESTO:	AUSTRIJA
5. MESTO:	SRBIJA
6. MESTO:	ŠPANIJA
7. MESTO:	RUSIJA
8. MESTO:	ČEŠKA

Individualno:

	311 (GASNO)	135 (MAG)	111 (REL)	141 (TIG)
1	RUSIJA	AUSTRIJA	ŠVAJCARSKA	ŠVAJCARSKA
2	ŠPANIJA	ŠVAJCARSKA	NEMAČKA	NEMAČKA
3	NEMAČKA	RUMUNIJA	RUMUNIJA	SRBIJA Stefan Vasilić
4	SRBIJA Nikola Stanojlović	ŠPANIJA	ŠPANIJA	RUMUNIJA
5		SRBIJA Danijel Despotović	AUSTRIJA	AUSTRIJA
6		NEMAČKA	RUSIJA	RUSIJA
7		RUSIJA	ČEŠKA	ČEŠKA
8		ČEŠKA		

Medalje učesnicima su uručili:

Chris Eady, president of EUROPEAN WELDING FEDERATION

Prof. Dr.-Ing. Heinrich Flegel, president of DVS

Rezultati međunarodnog takmičenja:

Na međunarodnom takmičenju, održanom 30. septembra, učestvovali su pobednici evropskog takmičenja "WELDCUP" u sva četiri postupka zavarivanja – kao evropski tim, tim mladih zavarivača iz Kine, Tajlanda i tim iz Nemačke.

Pobedio je TIM TAJLANDA.

Veliko hvala prijateljima Društva koji su nam pružili direktnu podršku za odlazak u Nemačku:

- GIZ Deutsche Gesellschaft fur Internationale Zusammenarbeit (GIZ) GmbH
- JKP "Toplovod" Obrenovac
- JP EPS - Ogranak TENT, Beograd-Obrenovac
- HONEX d.o.o. Beograd
- Messer Tehnogas AD Beograd
- VIA OCEL d.o.o Beograd
- STELIT 90 d.o.o. Obrenovac

Branislav Lukić dipl.ing.IWE



Stefan Dikić, dipl.ing.metal.; Milica Antić, dipl.ing.metal.

THE IMPACT TOUGHNESS OF WELDED JOINT AS WELDING PROCEDURE QUALIFICATION ACCESSABILITY ASPECT ON STEEL P91 EXAMPLE

ŽILAVOST ZAVARENOG SPOJA KAO ASPEKT PRIHVATLJIVOSTI KVALIFIKACIJE TEHNOLOGIJE ZAVARIVANJA NA PRIMERU ČELIKA P91

Originalni naučni rad / Original scientific paper

Rad je u izvornom obliku objavljen u Zborniku sa savetovanja „ZAVARIVANJE 2016“ održanog na Srebrnom jezeru 14-17. Septembra 2016

Rad primljen / Paper received:

Oktobar 2017.

Ključne reči: kvalifikacija tehnologije zavarivanja, čelik P 91, udarna žilavost, termička obrada posle zavarivanja, metal šava, ZUT

Abstract:

For welding procedure qualification established are large differences in the toughness values of the weld metal compared with the values for HAZ of welds on pipes of steel P 91. The paper gives an overview of possible influencing factors on the value of mechanical properties - impact strength of welded joints in steel P 91.

1. UVOD

Čelik P 91 je namenjen za primenu na visokim temperaturama, zasnovan je na 9% Cr i 1% Mo sa dodacima Nb, V i N i razvijen je 1974.g. od strane Oak Ridge NL (SAD). Standardizovan je prema EN 10216-2 i ima oznaku X 10CrMoVNb9-1 (broj čelika 1. 4903). Pripada taložno ojačanim legurama posle dvostruke termičke obrade: normalizacije i žarenja. Osnovni procesi izrade konstrukcija od ovog čelika, podrazumevajući zavarivanje, izuzetno utiču na osobine zavarenog spoja (razlike između delova – osnovnog materijala s jedne strane i zone uticaja toplote kao i metala šava). Jedan od elemenata obezbeđenja kvaliteta zavarene konstrukcije je kvalifikacija tehnologije zavarivanja na bazi izrade ispitnog uzorka. Kvalifikacija podrazumeva, pored ostalih vrsta ispitivanja bez razaranja i ispitivanja sa razaranjem, odnosno ispitivanje udarne žilavosti. U ovom radu se na bazi dobijenih rezultata pri kvalifikaciji tehnologije diskutuje o vrednostima dobijenim za pojedine delove zavarenog spoja.

Adresa autora / Author's address:

KONTROL-INSPEKT d.o.o. –Beograd, Mladena Mitrića 12
kontrolinspekt@yahoo.com

Key words: welding procedure qualification, steel P 91, impact toughness, PWHT, weld metal, HAZ

Rezime:

Pri kvalifikaciji tehnologije zavarivanja ustanovljene su velike razlike u vrednostima žilavosti za metal šava u poređenju sa vrednostima za ZUT zavarenih spojeva na cevima od čelika P91. U radu je dat prikaz mogućih uticajnih faktora na vrednosti mehaničkih osobina – udarne žilavosti zavarenog spoja na čeliku P 91.

2. KVALIFIKACIJA TEHNOLOGIJE ZAVARIVANJA

Kvalifikacija tehnologije zavarivanja na bazi ispitnog uzorka obavlja se prema standardu SRPS EN ISO 15614-1. Ovim standardom su, pored ispitivanja bez razaranja, predviđena ispitivanja zatezanjem, savijanjem, merenje tvrdoće, makrostrukturno ispitivanje i ispitivanje udarne žilavosti (ukoliko se zahteva-zavisno od dimenzija ispitnog komada odn. njegove debljine). Pored ovih, predviđena su i dodatna ispitivanja na primer, mikrostrukturna ispitivanja, ispitivanje sadržaja delta ferita i slično. Pored toga, u primedbi je navedeno da se mogu primenjivati i mnogo obimnija ispitivanja ukoliko se radi o specifičnim materijalima ili uslovima proizvodnje ili specifičnim uslovima rada.

U predmetnoj kvalifikaciji na cevima Φ 168,3 x 14,2 mm, postupcima 141/111 u položaju HL-045 uz predviđene parametre zavarivanja i termičke obrade, ispitni uzorci su podvrgnuti ispitivanju udarne žilavosti na sobnoj temperaturi +20°C. Pri tome je utvrđena velika razlika u vrednostima žilavosti za ZUT-ove gde je srednja vrednost oko 190 J i za metal šava gde je srednja vrednost oko 30 J. S obzirom da su vrednosti iznad zahtevanog



minimuma, nisu preduzeta podrobnija ispitivanja sa ciljem utvđivanja razloga ove razlike vrednosti.

3. DISKUSIJA

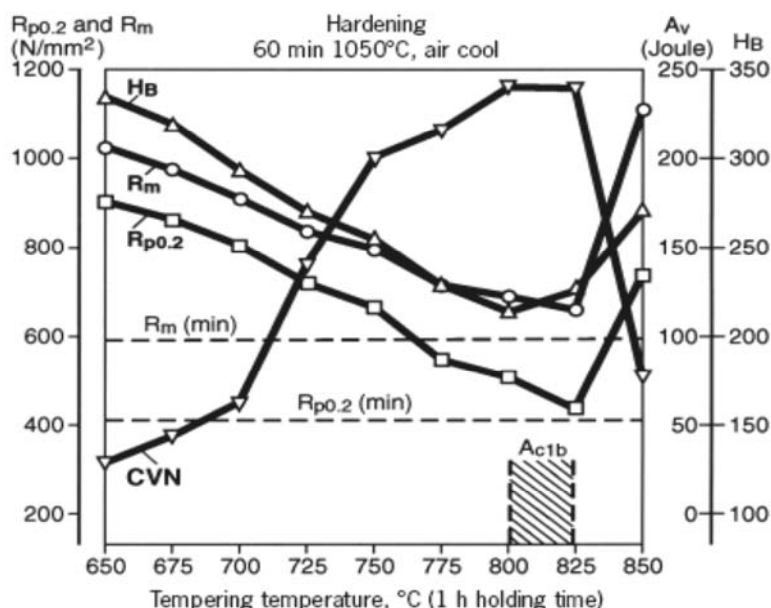
3.1. Legirajući elementi u ovom čeliku deluju na sledeći način:

- C –povećava mehaničku čvrstoću (inersticijski) i stvara karbide i karbonitride sa Cr, Nb, V koji povećavaju otpornost na puzanje. Kao austenitizator usporava stvaranje delta ferita.
- Cr – povećava otpornost na oksidaciju i korozionu otpornost, povećava tvrdoću, stvara karbide (uglavnom $M_{23}C_6$)
- Mo – omogućava ojačavanje preko čvrstog rastvora, povećava tvrdoću, pri izlaganju visokim temperaturama stvara Lavesovu fazu (Fe_2Mo)
- N – povećava mehaničku čvrstoću (intersticijski) i stvara karbonitride sa Nb i V čime povećava granicu puzanja. Njegov sadržaj je vezan za sadržaj Al odn. $N/Al \times 3$. Kao austenitizator usporava stvaranje delta ferita.

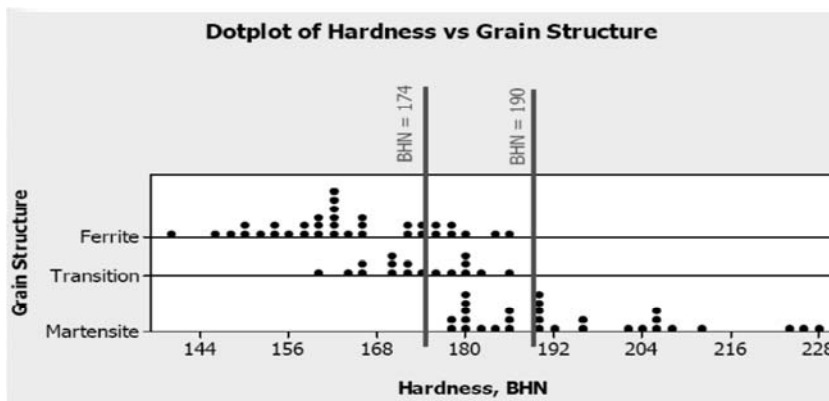
- Nb – stvara karbide i nitride, vrlo značajan za ojačavanje otpornosti na puzanje, jer je potreban za stvaranje finih MX
- V - stvara karbide i nitride, vrlo značajan za ojačavanje otpornosti na puzanje, jer je potreban za stvaranje finih MX
- Ni – snižava A_{C1} i iznad 0,6% smanjuje otpornost na puzanje. Preporučeni maksimalni sadržaj je 0,3%.

3.2. Termička obrada ovog čelika podrazumeva normalizaciju i žarenje. Normalizacija na visokim temperaturama omogućava rastvaranje u matrici svih taloga nastalih pri vrućem oblikovanju i posle hlađenja, stvaranje martenzita.

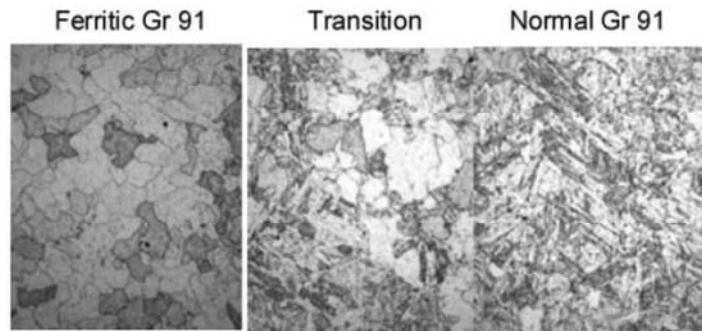
Žarenjem se postiže omekšavanje i taloženje M (C,N) i $M_{23}C_6$. Kod debelih preseka neophodno je kontrolisanje brzine hlađenja posle austenitizacije. Primeri mehaničkih osobina u zavisnosti od temperature žarenja prikazani su na slici 1.



Slika 1. Mehaničke osobine čelika P 91 u zavisnosti od temperature žarenja (lit. [1])



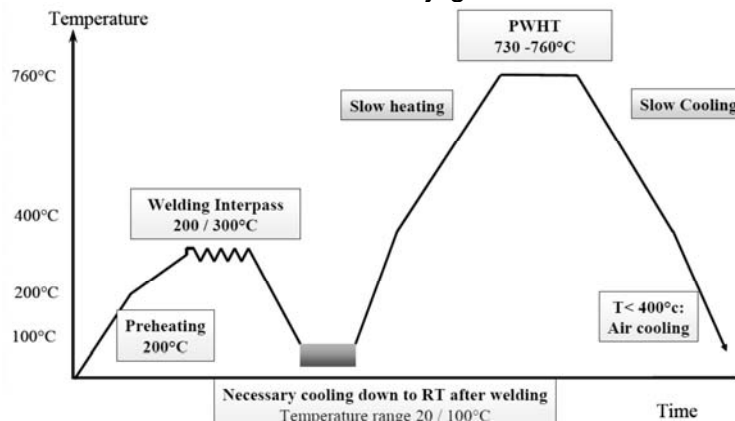
Slika 2. Zavisnost tvrdoće od strukture



Slika 3. Strukture čelika P91 (ferit, prelaz, martenzit) (lit.[1])

Uočljivo je iz datih slika da se željena otpornost na puzanje i ostale karakteristike ovog čelika postižu upravo balansom sastava i strukture postignute vrlo preciznim obradama, normalizacijom i žarenjem. Esencijalni mehanizam je taložno ojačavanje i osnovni imperativ dalje fabrikacije-izrada komponenata od ovog čelika je, da se taj mehanizam ne razori.

3.3. Zavarivanje komponenata – delova od ovog čelika, pored odabira postupka i dodatnog materijala (srodni metal šava) sa aspekta osnovnih mera za poboljšanje zavarljivosti, podrazumeva predgrevanje i održavanje međuslojne temperature (temperature treba da budu ispod 350°C) kao i termičku obradu posle zavarivanja (preporučeni dijagram termičke obrade dat je na slici 4.)

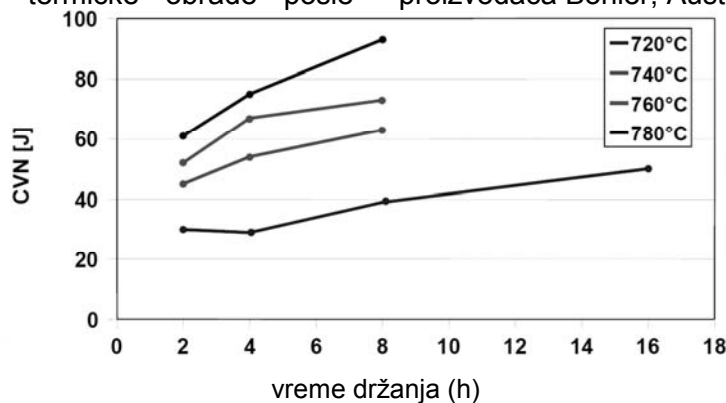


Slika 4. Dijagram termičke obrade posle zavarivanja (lit. [1])

(predgrevanje 200°C, međuslojna temperatura 200/300°C, neophodno pothlađivanje do sobne temperature posle zavarivanja u opsegu 20/100°C, sporo zagrevanje do temperatura žarenja u opsegu 730-760°C, sporo hlađenje do 400°C a potom hlađenje na vazduhu)

Naredni važan faktor je sastav dodatnog materijala. Kod ovog čelika, temperatura AC1 izuzetno zavisi od sadržaja Ni + Mn tako da treba uzeti u obzir i sadržaj ovih elemenata u dodatnom materijalu. Pored toga, parametri termičke obrade posle

zavarivanja imaju uticaj na vrednosti udarne žilavosti. Ilustracija tog uticaja data je na slici 5, na primeru elektrode za ručno elektrolučno zavarivanje komercijalne oznake Thermanit Chromo 9V, proizvođača Bohler, Austrija.

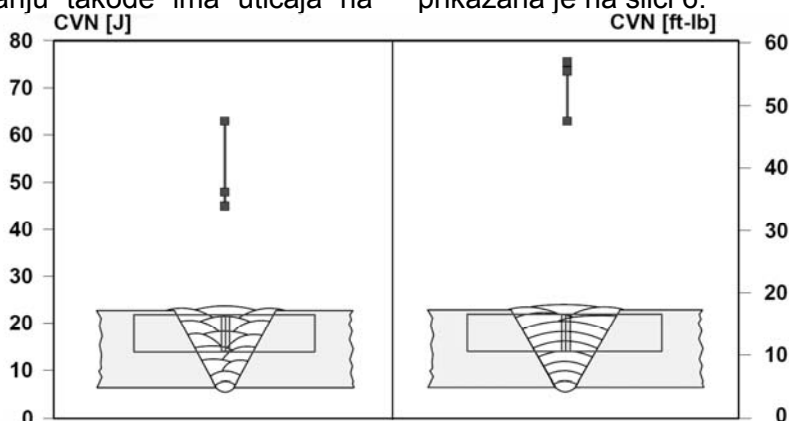


Slika 5. Uticaj uslova termičke obrade posle zavarivanja na udarnu žilavost srodnog dodatnog materijala za P 91



Način polaganja zavara ispune pri ručnom elektrolučnom zavarivanju takođe ima uticaja na

žilavost metala šava. Ilustracija tog uticaja prikazana je na slici 6.



Slika 6. Vrednosti udarne žilavosti na $+20^{\circ}\text{C}$ u odnosu na način polaganja zavara

ZAKLJUČAK

Upoređenjem podataka iz WPS lista za kvalifikaciju tehnologije zavarivanja utvrđeno je da su uslovi vezani za izbor tehnologije bili unutar preporučenih vrednosti, a da su pri ispitivanju žilavosti ipak ustanovljene razlike u vrednostima za ZUT i metal šava. Prema literaturnim podacima, vrednosti udarne žilavosti, CVN, u zavarenim spojevima su diskutabilne s obzirom da metal šava može da pokazuje značajne razlike zavisno od tehnike zavarivanja, unete količine toplote itd. U konkretnom slučaju, vrednosti su zadovoljile kriterijum prihvatljivosti i kvalifikacija je odobrena.

LITERATURA

- [1] INTERNATIONAL WORKSHOP ON FABRICATION & PROCESSING OF GRADE 91 MATERIAL; 25 – 26 February 2011, Tiruchirappalli, INDIA
- [2] Devinder Pal Singh, Mithlesh Sharma, Jaspal Singh Gill, "Effect of Post Weld Heat Treatment on the Impact Toughness and Microstructural Property", IJRMET Volume-3, Issue- 2, May – Oct-2013, pp 216-219.
- [3] Material data sheet, editor Thyssenkrupp Materials International GmbH, Technical Sales / Quality_Management, Am Thyssenhaus 1.
- [4] ASME sec II-A, Boiler And Pressure Vessel Code, Ferrous Material Specification, SA 335 / SA 335M, pp 573 -584.
- [5] "Welding Technology For Engineers", Editors : Baldev raj, V Shankar & A. K. Bhaduri, Narosa Publishing House, third reprint – 2009, pp 22-36.
- [6] Jonas Ohlsson, "Effects of different heat treatments on hardness of Grade 91 steel", karlstand Univeristy, 2014.
- [7] Z Zhang*, J C M Farrar* and A M Barnes**, "Weld Metals for P91 – Tough Enough?", * Metrode Products Limited, U.K, **TWI Ltd., U.K.

Razlike u vrednostima mogu biti upravo iz razloga koji su pomenuti: sastava dodatnog materijala, unete količine toplote s jedne strane, a mogu biti i odraz strukture otpuštenog martenzita, s druge strane. Međutim, čelici koji se proizvode vrlo iznijansiranim načinima: legiranjem, strogim termičkim obradama svakako su veoma zahtevni sa aspekta zavarivanja a spadaju u relativno nove čelike jer se primenjuju tek tridesetak godina. Ovakve razlike vrednosti karakteristika u delovima zavarenog spoja svakako utiču na dalja eksploataciona svojstva.

- [8] Siddharth Pant and Swati Bhardwaj, "Properties and Welding Procedure for Grade 91 Alloy Steel", International Journal of Engineering Research and Technology, Volume 6, Number 6 (2013), pp. 767-772.
- [9] Sperko Engineering Services, Inc. "Welding "Grade 91" Alloy Steel", May, 2007, pp 1-5.
- [10] B.K. Choudhary, J. Christopher, D.P. Rao Palaparti, E. Isaac Samuel, M.D. Mathew, "Influence of temperature and post weld heat treatment on tensile stress–strain and work hardening behaviour of modified 9Cr–1Mo steel", Materials and Design, Volume-52, 2013, pp. 58-65.
- [11] M. L. Santella, R. W. Swindeman, R. W. Reed and J. M. Tanzosh, "Martensite formation in 9 Cr-1 Mo steel weld metal and its effect on creep behavior", Oak Ridge National Laboratory, Oak Ridge, Tennessee 37831, Babcock & Wilcox Company, Barberton, Ohio 44203.
- [12] E. L. Bergquist, Consumables And Welding Modified 9Cr-1 Mo Steel. Svetsaren, (1 -2), 1999, 2 -5.
- [13] B. Arivazhagan, M. Kamaraj, "A Study On Influence Of D-Ferrite Phase On Toughness Of P91 Steel Welds", White Paper, Steel-Grips.Com 2013, pp.19-24.

ČASOPIS ZAVARIVANJE I ZAVARENE KONSTRUKCIJE

Cenovnik oglasnog prostora u četiri uzastopna broja 2017

	A4	2/2	1/1	1/2	1/4	1/8
dimenzije (mm)		2 x 210 x 297	210 x 297	180 x 120	90 x 120	90 x 60
DIN	crno/beli	-	39 000	23 000	16 000	10 000
	kolor	105 000	75 000	-	-	-

- U cene nije uračunat PDV 20%.
- Objavljivanje oglasa u samo jednom broju iznosi 30% od datih cena.
- Reklamni tekstovi: 25 % od cene površine crno/belih oglasa.
- Dostava materijala:
 - za crno-beli film ili CD (Adobe Photoshop / CorelDRAW);
 - za kolor film ili CD (Adobe Photoshop / CorelDRAW);
 - izrada filma sa CD: 10 % od cene angažovanog prostora.
- Na web prezentaciji DUZS-a, (www.duzs.org.rs), na strani Marketing, objavljuje se pregled firmi-oglašivača sa podacima o glavnim grupama proizvoda/usluga i adresom web prezentacije. Svi posetioci naše web prezentacije mogu da posete i web prezentacije oglašivača, preko aktivnih linkova koji se nalaze na ovoj stranici!

WELDING & WELDED STRUCTURES, Quarterly review

Advertising prices for four successive numbers in 2017

	A4	2/2	1/1	1/2	1/4	1/8
dimensions (mm)		2 x 210 x 297	210 x 297	180 x 120	90 x 120	90 x 60
EUR	black/white	-	840	432	336	240
	colour	2 640	1 680	-	-	-

- VAT 20% included.
- Advertising in one number only is 35% of the given prices.
- Commercial articles: 30 % of black/white advertising price.
- Print material:
 - for black/white CD (Adobe Photoshop / CorelDRAW)
 - for color CD (Adobe Photoshop / CorelDRAW).
- All the visitors of our web site may be linked to the advertisers' web site.

INDEKS OGLAŠIVAČA

ADVERTISERS INDEX

YASKAWA SLOVENIJA

HONEX

ELIMP

MESSER TEHNOGAS

NEMINIK

- | | |
|---|---------------|
| 1. ČLANARINA DUZS za 2017. godinu | 3.500 dinara |
| Članovima DUZS GRATIS godišnje izdanje časopisa "ZAVARIVANJE I ZAVARENE KONSTRUKCIJE" | |
| 2. ČASOPIS "ZAVARIVANJE I ZAVARENE KONSTRUKCIJE" - 2017. godina u slobodnoj prodaji (u cene je uračunat PDV 10%): | |
| ▪ cena pojedinačnog broja..... | 825 dinara |
| ▪ godišnja pretplata za 1 komplet brojeva godišnjeg izdanja..... | 2.500 dinara |
| 3. ČASOPIS - stari brojevi (u cene je uračunat PDV 10%) | |
| a) u slobodnoj prodaji: | |
| ▪ cena pojedinačnog broja za 2015. godinu | 500 dinara |
| ▪ cena pojedinačnog broja za prethodne godine..... | 250 dinara |
| b) beneficirane cene za članove DUZS: | |
| ▪ cena pojedinačnog broja za 2016. godinu (pouzećem ili preuzimanjem) | 400 dinara |
| ▪ cena pojedinačnog broja za prethodne godine (pouzećem ili preuzimanjem) | <u>Gratis</u> |
| 4. Knjiga Organizacija i ekonomika zavarivačkih radova – autor: prof. dr Zoran Radojević (uračunat PDV 10%) | 1.045 dinara |
| 5. Zbirke standarda OBEZBEĐENJE KVALITETA U ZAVARIVANJU, komplet 4 toma | 6.750 dinara |