

34 | Međunarodno savetovanje | International Conference

ZAVARIVANJE | WELDING | 2026

15-17 / 10 / 2026, Hotel Danubia Park, Srebrno jezero, Srbija

ZBORNIK RADOVA

CONFERENCE PROCEEDINGS

member

ORGANIZATOR SAVETOVANJA

member of

Društvo za unapređivanje zavarivanja - **DUZS**

POKROVITELJ

Ministarstvo nauke, tehnološkog razvoja
i inovacija Republike Srbije

VELIKI SPONZORI

www.elimp.rs

https://honex.rs/

www.neminik.co.rs

SPONZORI

ZBORNIK RADOVA
CONFERENCE PROCEEDINGS
34. MEĐUNARODNO SAVETOVANJE / INTERNATIONAL CONFERENCE
ZAVARIVANJE / WELDING 2026

Izdavač / *Publisher:* DRUŠTVO ZA UNAPREĐIVANJE ZAVARIVANJA U SRBIJI
Grčića Milenka 67, 11 000 Beograd, Srbija
Kancelarija: Gvozdićeva 15/4, Beograd
E-Mail: duzs011@gmail.com; duzs@eunet.rs
Web: www.duzs.org.rs
Tel/Fax: +381 11 2420 652

Urednici: *Editors*
Dr sc. ing Zoran Odanović, naučni savetnik, DUZS
Dr sc. ing Vencislav Grabulov, naučni savetnik, DUZS
Dr sc. ing Bojan Gligorijević, naučni saradnik, Inovacioni Centar TMF

Priprema i tehnička obrada: *Prepress*
BBN Congress Management,
Deligradska 9, 11000 Beograd
Tel/Fax: +381(0)11 3629405, 3629402, 2682318
e-mail: bbn@bbn.co.rs, web: www.bbn.co.rs

Dizajn / *Design*: Vojislav Simić, Marija Marković

Umnožavanje / *Production*: BBN Congress Management, Beograd

Tiraž / *Print run:* 120

Mesto izdavanja: *Place of issue* Beograd

Godina izdavanja: *Publication year* 2026

DOI broj: 10.65156/wws.sjdp.si.proceedings.2026

CIP - Каталогизација у публикацији
Народна библиотека Србије, Београд

621.791(082)(0.034.2)
620.172.24(082)(0.034.2)

МЕЂУНАРОДНО саветовање Заваривање (34 ; 2026 ; Сребрно језеро)
Zbornik radova = Conference proceedings [Elektronski izvor] / 34. međunarodno savetovanje Zavarivanje 2026, 15-17. 10. 2026., Srebrno jezero, Srbija = 34. international conference Welding 2026, 15-17. 10. 2026., Srebrno jezero, Srbija ; [organizator Savetovanja Društvo za unapređivanje zavarivanja - DUZS] ; [urednici, editors Zoran Odanović, Vencislav Grabulov, Bojan Gligorijević]. - Beograd : Društvo za unapređivanje zavarivanja u Srbiji, 2026 (Beograd : BBN congress management). - 1 USB fleš memorija ; 7 x 2 x 1 cm

Sistemski zahtevi: Nisu navedeni. - Nasl. sa naslovne strane dokumenta. - Radovi na srp. i engl. jeziku. - Bibliografija uz svaki rad. - Abstracts.

ISBN 978-86-82585-18-3

a) Заваривање -- Зборници b) Машинске конструкције -- Интегритет -- Зборници

COBISS.SR-ID 205032201

ORGANIZACIONI ODBOR SAVETOVANJA „ZAVARIVANJE 2026“

Branislav Lukić – Institut za zaštitu na radu, Novi Sad – **predsednik Odbora**
Dr Vencislav Grabulov – DUZS, Beograd
Zoran Nikolić - Siemens Mobility d.o.o. Cerovac
Milan Prokolab – Institut GOŠA, Beograd
Marija Kovjanić – Promonting DVM, Pančevo
Miloš Pavlović – Zavod za zavarivanje d.o.o. Beograd
Dr Marko Ristić - Institut Mihajlo Pupin d.o.o. Beograd
Vesna Jović – Društvo za unapređivanje zavarivanja u Srbiji, Beograd
Marko Popović – BBN Congress Management, Beograd

MEĐUNARODNI NAUČNI ODBOR I RECENZENTI

dr. ing. Vencislav Grabulov, naučni savetnik, Društvo za unapređivanje zavarivanja u Srbiji, Srbija - **predsednik**
prof. dr. Sead Avdić, Rudarsko geološko građevinski fakultet, Univerzitet u Tuzli, Bosna i Hercegovina
prof. dr. sc. Darko Bajić, Mašinski fakultet, Univerzitet Crne Gore, Crna Gora
prof. dr. ing. Sebastijan Baloš, Fakultet tehničkih nauka, Univerzitet Novi Sad, Srbija
assoc. prof. dr Petar Darzhanov, Tehnički univerzitet Sofija, Bugarska
prof. dr. Dorin Dehelean, Politehnički univerzitet u Temišvaru, Rumunija
dipl. ing. Božo Despotović, Hrvatsko društvo za tehniku zavarivanja Slavonski Brod, Hrvatska
prof. dr. Dragoslav Dobraš, Mašinski fakultet, Univerzitet Banja Luka, Bosna i Hercegovina
prof. dr sc. Marko Dunđer, Strojarski fakultet, Sveučilište Slavonski Brod, Hrvatska
doc. dr. Aleksija Đurić, Mašinski fakultet, Univerzitet u Istočnom Sarajevu, Bosna i Hercegovina
prof. dr Ismar Hajro, Mašinski fakultet, Univerzitet u Sarajevu, Bosna i Hercegovina
prof. dr. Damjan Klobčar, Fakultet za strojništvo, Univerza v Ljubljani, Slovenija
prof. dr. sc. Zoran Kožuh, Fakultet strojarstva i brodogradnje, Sveučilište u Zagrebu, Hrvatska
prof. dr Vukić Lazić, Fakultet inženjerskih nauka Univerziteta u Kragujevcu, Srbija
prof. dr. Mersida Manjgo, Mašinski fakultet, Univerzitet „Džemal Bijedić“ Mostar, Bosna i Hercegovina
prof. dr. Dragan Milčić, Mašinski fakultet, Univerzitet u Nišu, Srbija
dr. ing. Zoran Odanović, naučni savetnik, Društvo za unapređivanje zavarivanja u Srbiji – DUZS, Srbija
prof. dr. Sead Pašić, profesor emeritus, Mašinski fakultet, Univerzitet „Džemal Bijedić“ Mostar, Bosna i Hercegovina
prof. dr Radica Prokić Cvetković, Mašinski fakultet, Univerzitet u Beogradu, Srbija
prof. dr. Nenad Radović, Tehnološko-metalurški fakultet, Univerzitet u Beogradu, Srbija
prof. dr. Dobre Runčev, Mašinski fakultet, Univerzitet „Sv Kiril i Metodij“ Skoplje, Republika Severna Makedonija
prof. dr. sc. Ivan Samardžić, Rektor Sveučilišta u Slavonskom Brodu, Hrvatska
prof. dr Aleksandar Sedmak, profesor emeritus, Mašinski fakultet, Univerzitet u Beogradu, Srbija
doc. dr Tomaž Vuherer, Fakultet za strojništvo, Univerza v Mariboru, Slovenija
prof. dr. Filip Zdraveski, Mašinski fakultet, Univerzitet „Sv Kiril i Metodij“ Skoplje, Republika Severna Makedonija

SADRŽAJ

SESIJA I

1.1. ..... **9**

OTPORNOST NA PRSLINE ZAVARENIH SPOJEVA NISKOLEGIRANIH ČELIKA ULTRAVISOKE JAČINE
CRACK RESISTANCE OF ULTRA-HIGH STRENGTH LOW ALLOYED STEEL WELDED JOINTS
dr Snežana Joksić; prof. dr Aleksandar Sedmak, profesor emeritus; doc.dr Stefan Dikić; dr Bojan Međo, vanredni profesor; doc. dr Tomaž Vuherer; prof. Shenwen Tu; dr Radomir Jovičić; dr Zijah Burzić

1.2. ..... **16**

KARAKTERITIKE PRIMJENE AKTIVATORA PRI ZAVARIVANJU UGLJENIČNIH ČELIKA POSTUPCIMA TIG I MIG
CHARACTERISTICS OF ACTIVATOR APPLICATION IN TIG AND MIG WELDING OF CARBON STEELS
PhD Oleksandr M. Savitskyi; ing Mychailo M. Savitskyi; Prof.dr Darko Bajić

1.3. ..... **26**

UTICAJ MIG POSTUPKA ZAVARIVANJA NA MEHANIČKA SVOJSTVA SUČEONIH ZAVARENIH SPOJEVA ISTOVRSNIH I RAZNOVRSNIH ALUMINIJUMSKIH LEGURA 2024-T351 I 6082-T6 – KOMPARATIVNA ANALIZA
EFFECT OF MIG WELDING PROCESS ON MECHANICAL PROPERTIES OF BUTT WELDED JOINTS OF SIMILAR AND DISSIMILAR ALUMINUM ALLOYS 2024-T351 AND 6082-T6 – A COMPARATIVE ANALYSIS
prof. dr Dragan Milčić; dr Miodrag Milčić, vanredni profesor; doc. dr Nataša Zdravković; doc. dr Aleksija Đurić; doc. dr Tomaž Vuherer; dr Damjan Klobčar, vanredni profesor

1.4. ..... **39**

ZAHTJEVI ZA KVALIFIKACIJU TIG RUČNOG POSTUPKA ZAVARIVANJA SUČEONOG SPOJA IZMEĐU NAVARENIH CIJEVI PREMA ASME BPVC SEKCIJA IX EDICIJA 2025
REQUIREMENTS FOR QUALIFICATION OF TIG MANUAL WELDING OF BUTT JOINTS BETWEEN CLAD TUBES ACCORDING TO ASME BPVC SECTION IX EDITION 2025
dipl.ing. stroj Tihomir Marsenić; welding technologist Dean Lesan; welding technologist Ivan Đogaš; prof.dr.sc Marko Dunđer; dipl.ing. Božo Despotović

SESIJA II

2.1. ..... **49**

SVOJSTVA RUČNO ZAVARENIH LASERSKIH SPOJEVA
PROPERTIES OF HAND-WELDED LASER JOINTS
Ph.D., Eng. Sosnowski Wojciech

2.2. ..... **58**

UTICAJ TIPA DODATNOG MATERIJALA I PARAMETARA GMAW POSTUPKA NAVARIVANJA NA GEOMETRIJU I OTPORNOST NA HABANJE NAVARENIH KOMPONENTI
INFLUENCE OF FILLER MATERIAL TYPE AND GMAW PAD WELDING PROCESS PARAMETERS ON THE GEOMETRY AND WEAR RESISTANCE OF SURFACED COMPONENTS
dr. Ing. Tomasz Góral

2.3. ..... **67**

UTICAJ TERMIČKE OBRADE NAKON PROCESA IZRADE NA SVOJSTVA MARTENZITNOG NERĐAJUĆEG ČELIKA 15-5 PH PROIZVEDENOG POSTUPKOM ADITIVNE PROIZVODNJE ŽIČANIM ELEKTRIČNIM LUKOM (WAAM)
EFFECT OF POST-PROCESSING HEAT TREATMENT ON THE MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF WIRE ARC ADDITIVELY MANUFACTURED 15-5 PH MARTENSITIC STAINLESS STEEL
dr Damjan Klobčar, vanredni profesor; doc. dr Drago Bračun; prof. dr Uroš Trdan; dr Aljaž Ščetinec; doc. dr Tomaž Vuherer; prof. dr Marek Polanski; doc. dr Aleksija Đurić; dr Miodrag Milčić, vanredni profesor; doc. dr Nataša Zdravković; prof. dr Dragan Milčić; doc. dr Matija Bušić

2.4. ..... **76**

ISTRAŽIVANJE MOGUĆNOSTI ZAVARIVANJA CEVI OD ČELIKA X10CRMOVNB9-1 PRIMENOM AUSTENITNOG DODATNOG MATERIJALA BEZ NAKNADNE TERMIČKE OBRADE
INVESTIGATION OF THE POSSIBILITY OF DIRECT WELDING OF X10CRMOVNB9-1 STEEL PIPES WITH AUSTENITIC FILLER MATERIAL WITHOUT POST-WELD HEAT TREATMENT
Vladan Jeremić, dipl.ing.; Miloš Pavlović, mr. ing.; prof. dr. Filip Zdraveski; doc. dr Aleksandra Krstevska

2.5. ..... **85**

PROBLEMI ROBOTSKOG ZAVARIVANJA ČELIKA C35 BEZ PREDGRIJAVANJA
PROBLEMS OF ROBOTIC WELDING OF C35 STEEL WITHOUT PRE-HEATING
Amar Pohara, dipl. ing.; doc. dr Petar Tasić; prof. dr Ismar Hajro

2.6. ..... **93**

MOGUĆNOSTI I OGRANIČENJA VELIKIH JEZIČKIH MODELA (LLM) PRI PRORAČUNU I OPTIMIZACIJI ZAVARENIH SPOJEVA
CAPABILITIES AND LIMITATIONS OF LARGE LANGUAGE MODELS (LLMS) IN THE CALCULATION AND OPTIMIZATION OF WELDED JOINTS
doc. dr Aleksija Đurić; prof. dr Biljana Marković; prof. dr Dragan Milčić; Srđan Samardžić, doktorand; dr Miodrag Milčić, vanredni profesor; doc. dr Nataša Zdravković

SESIJA III

3.1. ..... **102**

ANALIZA DEGRADACIJE MATERIJALA I PROCJENA MOGUĆNOSTI SANACIJE PLAŠTA ROTACIONE PEĆI PRIMJENOM METALOGRAFSKIH REPLIKA
MATERIAL DEGRADATION ANALYSIS AND EVALUATION OF REPAIR FEASIBILITY FOR A ROTARY KILN SHELL USING METALLOGRAPHIC REPLICATION
Resul Hamzić, dipl.ing; B.Sc. Namik Džibrić; Hidajet Smajić, dipl.ing.

3.2. ..... **107**

PREDNOSTI, IZAZOVI I RIZICI KOD RUČNOG LASERSKOG ZAVARIVANJA
ADVANTAGES, CHALLENGES, AND RISKS OF USING HANDHELD LASER BEAM WELDING (HLBW)
dr Miloš Jovanović

3.3. ..... **117**

UPOREDNA ANALIZA ZAHTEVA STANDARDA ISO 15614-1 I VGB-S-013 ZA ZAVARENE SPOJEVE CELIKA X10CRMOVNB9-1
COMPARATIVE STUDY OF ISO 15614-1 AND VGB-S-013 REQUIREMENTS FOR WELDED JOINTS OF X10CRMOVNB9-1
doc. dr Aleksandra Krstevska; prof. dr. Filip Zdraveski; prof.dr Marjan Gavriloski; doc. dr Martin Petreski

3.4. ..... **124**

ZAVARIVANJE BAKARNIH ŠINA U HE BAJINA BAŠTA
WELDING OF COPPER RAILS AT HPP BAJINA BAŠTA
Mića Đorđević, dipl.ing.

3.5. ..... **132**

TEHNOLOŠKE I METALURŠKE KARAKTERISTIKE MIG LEMLJENJA NA PRIMERU SPAJANJA ALUMINIJUMSKE BRONZE I KONSTRUKCIONIH ČELIKA
TECHNOLOGICAL AND METALLURGICAL CHARACTERISTICS OF MIG BRAZING USING THE EXAMPLE OF JOINING ALUMINUM BRONZE AND STRUCTURAL STEELS
Marko Maričić, B.Sc.

3.6. ..... **145**

ZAOSTALI NAPONI I DEFORMACIJE U ZAVARENIM KONSTRUKCIJAMA
RESIDUAL STRESSES AND DISTORTIONS IN WELDED STRUCTURES
Dragoljub Ilić, dipl.ing.

SESIJA IV

4.1. ..... **157**

ISPITIVANJE UTICAJA TIG, TAG I ATIG POSTUPAKA NA GEOMETRIJSKE KARAKTERISTIKE ZAVARENOG SPOJA OD AISI 304 NEHRĐAJUĆEG ČELIKA
INVESTIGATION OF THE INFLUENCE OF TIG, TAG, AND ATIG WELDING PROCESSES ON THE GEOMETRICAL CHARACTERISTICS OF WELDED JOINTS IN AISI 304 STAINLESS STEEL
prof. dr. Mersida Manjgo; doc. dr Tomaž Vuherer; dr Mirza Manjgo

4.2. 165

UTICAJ TIG PRETAPANJA AKTIVIRANOG NANOČESTIČNIM FLUKSEVIMA NA BRUŠENE AL–CU–SI DEPOZITE PRIMENOM JEDNOSMERNE STRUJE
EFFECT OF NANOPARTICLE-BASED ACTIVATED TIG REMELTING ON GROUND PWAAM AL–CU–SI ALLOY DEPOSITS USING DC CURRENT
BSc Albert Hauck; Assoc. Prof. Dr Norbert Enzinger; dr Miroslav Dramićanin; prof. dr Dragan Rajnović; Matthias Moschinger, doktorand; dr Fernando Warchomicka; Milan Pećanac, dipl.ing; prof. dr Sebastian Baloš

4.3. 173

ISTRAŽIVANJE NAVARA OD HROM BIJELOG GVOZDJA OTPORNONG NA HABANJE
INVESTIGATION OF CHROMIUM WHITE IRON WELD DEPOSITS RESISTANT TO ABRASIVE WEAR
dr. sci. eng. Milo Dumović

4.4. 181

ADITIVNA IZRADA METALNIH DIJELOVA NA BAZI ŽICE PRIMJENOM LASERA -PREGLED
LASER WIRE-BASED ADDITIVE MANUFACTURING OF METAL PARTS: AN OVERVIEW
Srđan Samardžić, doktorand; prof. dr Sebastian Baloš; doc. dr Aleksija Đurić; prof. dr Milan Rackov

4.5. 191

ISPITIVANJE KVALITETA ŽICE ZA MAG ZAVARIVANJE NELEGIRANIH KONSTRUKCIONIH ČELIKA
EVALUATION OF WIRE QUALITY FOR GMAW WELDING OF LOW-ALLOYED STRUCTURAL STEELS
Medžida Alihodžić, doktorand; doc. dr Petar Tasić; prof. dr Ismar Hajro

4.6. 199

IZBOR NAJPOVOLJNIJE TEHNOLOGIJE REPARATURNOG NAVARIVANJA RADNIH DELOVA MAŠINA I UREĐAJA NA OSNOVU METALOGRAFSKIH I TRIBOLOŠKIH ISPITIVANJA
SELECTION OF THE MOST FAVORABLE REPAIR WELDING TECHNOLOGY FOR WORKING PARTS OF MACHINES AND DEVICES BASED ON METALLOGRAPHIC AND TRIBOLOGICAL TESTS
prof. dr Vukić Lazić; dr Dušan Arsić, vanredni profesor; doktorand Katarina D. Dragutinović; prof. dr Aleksandar Sedmak, profesor emeritus; dr Milan V. Mutavdžić; dr Milan T. Đorđević, vanredni profesor; prof. dr Aleksandar Todić

SESIJA V

5.1. 220

AL/CU BIMETALNI ELEKTRIČNI SPOJEVI: STANJE SAVREMENIH ISTRAŽIVANJA SA POSEBNIM OSVRTOM NA ZAVARIVANJE TRENJEM SA KONTINUIRANIM POGONOM
AL/CU BIMETALLIC ELECTRICAL JOINTS: STATE-OF-THE-ART WITH EMPHASIS ON CONTINUOUS-DRIVE FRICTION WELDING
dr Bojan Gligorijević; Veljko Milašinović; doc. dr Stefan Dikić; dr Vencislav Grabulov

5.2. 234

UTICAJ SNAGE IZVORA TOPLOTE I BRZINE ZAVARIVANJA NA ZATEZNU ČVRSTOĆU HIBRIDNIH ZAVARENIH SPOJEVA
INFLUENCE OF HEAT SOURCE POWER AND WELDING SPEED ON THE TENSILE STRENGTH OF HYBRID WELDS
doc. dr Martin Petreski, prof. dr. Dobre Runchev, prof.dr Gligorche Vrtanoski, doc. dr Aleksandra Krstevska

5.3. 241

TEHNOLOGIJA ZAVARIVANJA NOSEĆE ČELIČNE KONSTRUKCIJE NA PROJEKTU "NACIONALNI STADION" BEOGRAD
WELDING TECHNOLOGY OF LOAD-BEARING STEEL STRUCTURE ON THE "NATIONAL STADIUM" PROJECT, BELGRADE
Dimitrije Maljević; dipl.ing. Liu Zengjun; Jovica Stevanović, dipl.ing.

5.4. 249

SKUPLJANJE KAO PROBLEM PRI GASNOM I LASERSKOM ZAVARIVANJU SITNIH DELOVA U JUVELIRSTVU NAPRAVLJENIH OD LEGURE ZLATA 585
SHRINKAGE AS A PROBLEM DURING GAS AND LASER WELDING OF SMALL COMPONENTS MADE FROM GOLDEN ALLOY 585 IN JEWELRY
dr Zoran Karastojković, prof. u penziji, dr Radiša Perić, prof. dr Milesa Srećković

5.5. 260

UPOREDNA ANALIZA GEOMETRIJE I MIKROSTRUKTURE LASERSKI ZAVARENIH SPOJEVA U RAZLIČITIM ZAŠTITNIM ATMOSFERAMA
COMPARATIVE ANALYSIS OF THE GEOMETRY AND MICROSTRUCTURE OF LASER-WELDED JOINTS IN DIFFERENT SHIELDING ATMOSPHERES
Dejan Letić, IWT; Goran Soldatović, dipl.ing; Marko Maričić, B.Sc; Ivan Stojčić, dipl.ing.

5.6. 276

ZAVARIVANJE NERĐAJUĆEG ČELIKA PUNJENOM ŽICOM MAG POSTUPKOM U ZAŠTITI UGLJEN DIOKSIDA
MAG WELDING OF STAINLESS STEEL WITH FLUX-CORED WIRE IN A CARBON DIOXIDE SHIELDING ATMOSPHERE
Dragan Mitić, dipl.ing.; Mladen Mitić, dipl.ing.; Đorđe Hadži Đokić, dipl.ing; Srđan Milojković

5.7. 284

PAMETNE ĆELIJE ZA ZAVARIVANJE U INDUSTRIJI 4.0: OPTIMIZACIJA PROIZVODNIH PROCESA PRIMJENOM KOLABORATIVNIH ROBOTA I UMJETNE INTELIGENCIJE
SMART WELDING CELLS IN INDUSTRY 4.0 OPTIMIZATION OF MANUFACTURING PROCESSES USING COLLABORATIVE ROBOTS AND ARTIFICIAL INTELLIGENCE
Prof. dr. Isak Karabegović, Prof. dr. Sead Pašić

5.8. 296

UTJECAJ PARAMETARA TWIN PROCESA ZAVARIVANJA NA KVALITETU ZAVARENIH SPOJEVA
INFLUENCE OF TWIN WELDING PROCESS PARAMETERS ON THE QUALITY OF WELDED JOINTS
dipl.ing.stroj. Mario Jagnjić, mag.ing.mech. Krešo Didić, Josip Pavić, prof.dr.sc Marko Dunđer, dr. Tomislav Šolić, mag.ing.mech. Iva Deanović, dipl.ing.stroj. Josip Mijić, dr. Dejan Marić

5.9. 302

STRUKTURNE TRANSFORMACIJE ČELIKA IZAZVANE PRIMJENOM PLINSKOG REZANJA UZ UPORABU ACETILENA I SMJESE PROPANA/BUTANA
STRUCTURAL TRANSFORMATIONS OF STEEL INDUCED BY APPLICATION OF OXYFUEL GAS CUTTING USING ACETYLENE AND PROPANE/BUTANE MIXTURE
Prof. Zoran Kožuh, PhD, Prof. Zdravko Schauperl, PhD, Jadranka Eržišnik, Dipl. Ing.

Broj rada: 1.1
DOI: 10.65156/wws.sjdp.si.001

OTPORNOST NA PRSLINE ZAVARENIH SPOJEVA NISKOLEGIRANIH ČELIKA ULTRAVISOKE JAČINE

CRACK RESISTANCE OF ULTRA-HIGH STRENGTH LOW ALLOYED STEEL WELDED JOINTS

Snežana Joksić[1], Aleksandar Sedmak[2], Stefan Dikić[3], Bojan Medjo[3], Shengwen Tu[4], Radomir Jovičić[5,*], Zijah Burzić[5,&], Marko Marković[6], Jovana Vilimonović[7]

[1] Faculty of Technical Sciences, University of Pristina, Kosovska Mitrovica, Serbia
[2] Faculty of Mechanical Engineering, University of Belgrade, Serbia
[3] Faculty of Technology and Metallurgy, University of Belgrade, Serbia
[4] School of Chemical Engineering and Technology, Xi'an Jiaotong University, China
[5] Structural Integrity and Life Society "Prof. Dr. Stojan Sedmak", Belgrade, Serbia
[6] EPS, branch TENT, Sector Investments, Serbia
[7] Akademija strukovnih studija kosovsko metohijska, odsek Zvecan, Serbia,
corresponding author e-mail: asedmak@mas.bg.ac.rs

Rezime: Niskolegirani čelik ultravisoke jačine, sa granicom tečenja preko 1000 MPa, zavaren je elektrolučno u zaštitnoj atmosferi (GSAW) korišćenjem žičane elektrode (granica tečenja 960 MPa). Standardno ispitivanje žilavosti loma, K_{Ic} i udarne žilavosti na instrumentiranom Šarpijevom klatnu sa razdvojenim energijama nastanka i širenja prsline sprovedeno je za sve zone zavarenog spoja (osnovni metal, zona uticaja toplote i metal zavara). Rezultati su pokazali da je otpornost na prsline relativno visoka u svim zonama, pri čemu je metal zavara najslabija karika.

Ključne reči: Otpornost na prsline, Zavareni spojevi, Čelici ultravisoke jačine, žilavost loma

Abstract: Ultra High Strength Low Alloyed (UHSLA) steel, with Yield Strength more than 1000 MPa, was welded by Gas Shielded Arc Welding (GSAW) process using wire electrode (Yield Strength 960 MPa). The standard testing of fracture toughness, K_{Ic}, and impact toughness on instrumented Charpy pendulum with separated crack initiation and propagation energies was performed for all welded joint zones (base metal, heat-affected zone and weld metal). Results indicated that the crack resistance is relatively high in all zones with weld metal as the weakest link.

Key words: Crack resistance, Welded joints, Ultra-high strength steel, fracture toughness

1. INTRODUCTION

The Ultra High Strength Low Alloyed (UHSLA) steels with Yield Strength (YS) more than 960 MPa, like recently produced SIMAXX 1000, are used nowadays for mobile lifting devices, chassis for truck lightweight trailers and other load-bearing structures, [1]. While their toughness and crack resistance is still to be proved and improved, the possibility to reduce weight of large welded constructions makes them promising material for future use.

Crack resistance is a crucial issue in aforementioned UHSLA steel application, especially if considered in a heterogeneous material such as welded joints are (base metal - BM, weld metal - WM and heat-affected-zone - HAZ), and at different temperatures to evaluate the Ductile-to-Brittle Transition Temperature (DBTT), [2-8]. One should also note that under the impact load, the total impact energy is not sufficient measure for crack

resistance, since its two components, crack initiation and propagation energies, are needed to understand better material behaviour in presence of cracks, [9].

Yet another important aspect of UHSLA steel use is so-called mismatching effect, [10, 11]. Standard practice for common structural steels is to make weld metal stronger than base metal, which is considered as the safe practice since crack resistance should be an issue in this case. Nevertheless, in the case of HSLA and UHSLA steels standard practice is to produce undermatching effect, since the crack resistance issue is better handled in this way. Thus, the welding procedure specification should define filler metal with lower YS than base metal. Anyhow, as will be shown in this paper, undermatching is not guaranteed since it also depends on microstructure obtained in WM under specific welding conditions.

In this paper welding procedure for SIMAXX 1000 steel is described with an analysis of crack resistance of its welded joint, evaluated by impact and fracture toughness.

2. EXPERIMENT

2.1. Welding procedure

The Shielded Gas Arc Welding SMAW procedure was used with electrode wire Union X96, Φ1 mm, to produce 2 plates with "K" shaped welded joint, thickness 15 mm, Fig. 1, whereas the welding sequence is shown in Fig. 1b. The mixture 82 CO_2-18 Ar was used as shielding gas. Nominal mechanical properties and chemical composition of the base metal are shown in Tables 1 and 2, and in Tables 3 and 4 for the filler material. Kemppi FastMig MXF 65 was used, welding direction toward left.

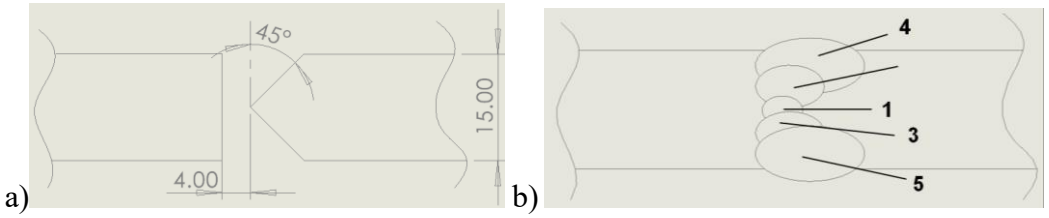


Figure 1. a) Groove geometry and b) welding sequence

Table 1. Chemical composition of the tested batch of steel SIMAX 1000

C	Si	Mn	P	S	Cu	Al	Cr	Mo	Ni	N	Al	V	Nb	Ti
0.175	0.28	1.02	0.008	<0,004	0.206	0.045	0.54	0.445	0.267	0.004	0.045	0.008	0.026	0.021

Table 2. Results of tensile properties of BM specimens tested at low temperatures

Test temperature, °C	Yield strength $R_{p0,2}$, MPa	Tensile strength R_m, MPa	Elongation A, %
20	988-1006	1033	14.2
-40	1028	1066	14.0

Table 2. Chemical composition of filler metal Union X96

1. % wt.						
C	Si	Mn	Ni	Cr	Ni	Mo
0.12	0.82	1.90	1.1	0.45	2.35	0.55

Table 3. Mechanical properties of filler metal Union X96

Yield strength $R_{p0,2}$, MPa, min.	Tensile strength R_m, MPa, min.	Elongation A, %, min.	Impact energy, KV, J, at 20 °C, min.
930	980	14	80

Special attention was paid to the $t_{8/5}$ parameter to control the final microstructure of WM and HAZ having in mind their high sensitivity on welding speed. Although the general recommendation for $t_{8/5}$ parameter is 10-25 s, [12], the producer recommended shorter time, 5-15 s, [1], which was used here, as one can see in Tables 5 and 6, indicating all welding parameters.

Table 5. Welding parameters for plate 1

Run No.	$T_{p/mp}$ °C	I A	U V	t_{min} mm	t sec	v_z mm/sec	Q KJ/mm	$t_{8/5}$ sec
1	150	125	18.1	3.58	238	2.1	0.86	6.3
2	145	199	24.7	2.12	132	3.8	1.03	8.7
3	145	185	24.5	2.39	159	3.1	1.17	11.3
4	145	183	23.8	2.48	168	3.0	1.16	11.1
5	145	183	23.8	2.44	164	3.0	1.16	11.1

Table 6. Welding parameters for plate 2

Run No.	$T_{p/mp}$ °C	I A	U V	t_{min} mm	t sec	v_z mm/sec	Q KJ/mm	$t_{8/5}$ sec
1	145	125	18.1	3.17	197	2.5	0.72	4.3
2	150	198	24.7	2.08	128	3.9	1.00	8.5
3	145	185	24.5	2.22	142	3.5	1.04	8.9
4	150	183	23.8	2.32	152	3.3	1.05	9.3
5	145	175	23.8	2.36	156	3.2	1.04	8.9

2.2. Tensile testing

Tensile testing was done using standard procedure with round specimens for BM and rectangular specimens for welded joint. Results are shown in Tables 7 and Fig. 2 for BM as well as in Table 8 and in Fig. 3 for welded joint, indicating failure in the BM, as shown in Fig. 4 as well.

Table 7. Tensile properties for BM

Specimen Designation	Yield Stress, $R_{p0.2}$, MPa	Tensile Strength, R_m, MPa	Elongation, A, %
BM - 1	1017	1064	19.6
BM - 2	1009	1060	18.1
BM - 3	1020	1065	17.9

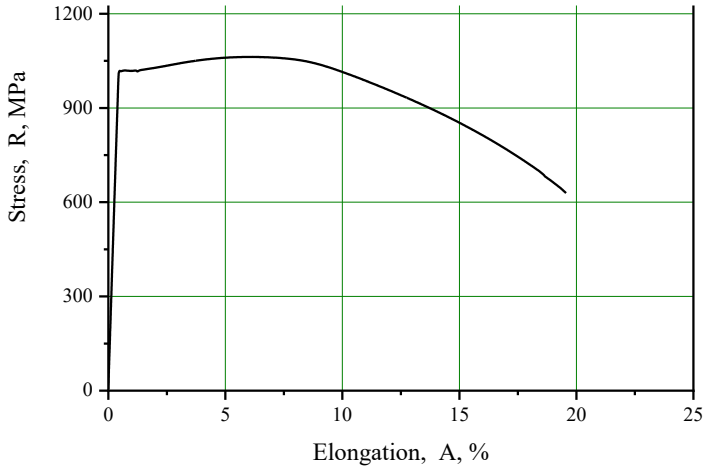


Figure 2. Diagram stress-strain for BM

Table 7. Tensile properties for welded joint

Specimen Designation	Tensile Strength, R_m, MPa	Fracture position
WJ – 1.1	1074	BM
WJ – 1.2	1060	BM
WJ – 1.3	1055	BM

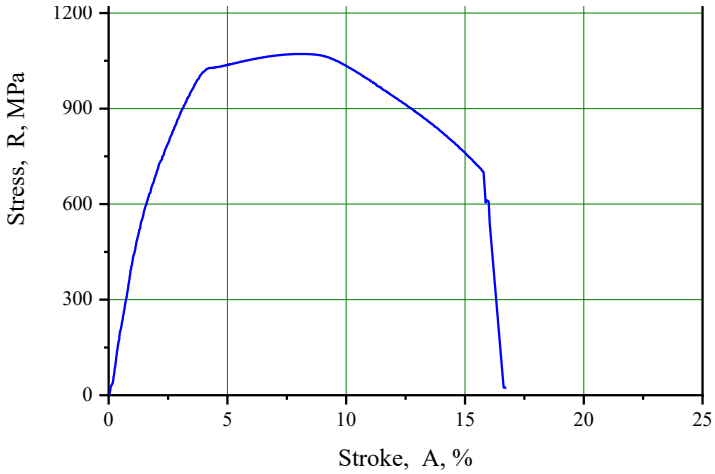


Figure 3. Diagram stress-strain for welded joint



Figure 4. Specimen WJ 1-1 after failure

2.3. Impact toughness

Impact toughness was evaluated using the instrumented Charpy pendulum, to enable separation of crack initiation and propagation energies, as described in details in [9]. Typical diagrams for BM, WM and HAZ at all 4 testing temperatures are shown in Figs. 5-7. One can see that total energy is decreasing significantly with temperature decrease, whereas differences in different zones of welded joint are not significant. As shown in Fig. 8, the DBTT for BM is -67 ºC, for WM -58 ºC and for HAZ -65 ºC.

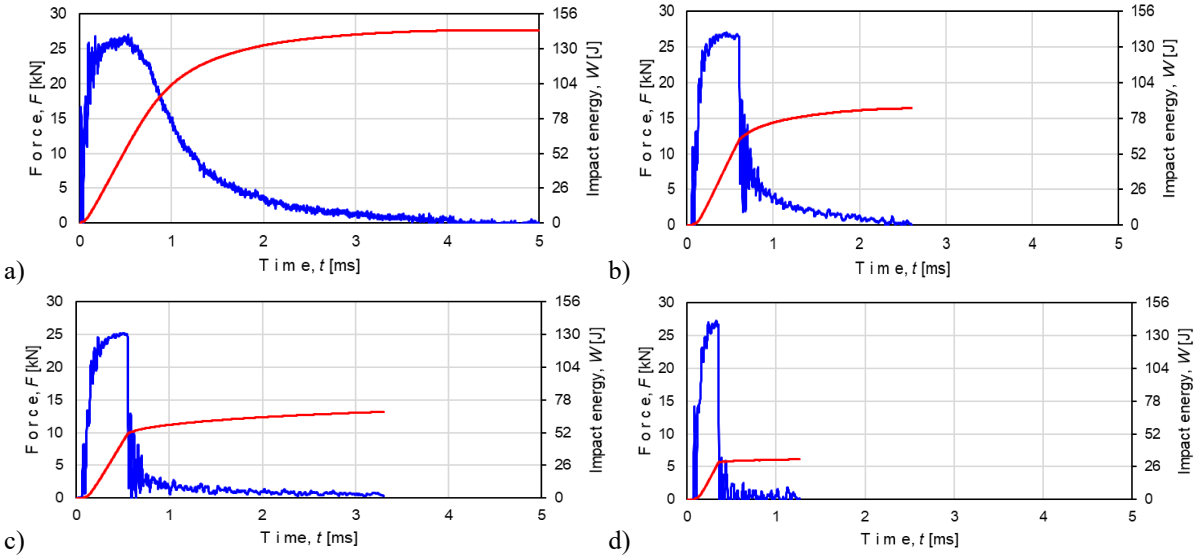


Figure 5. Force and impact energy vs. time for BM at a) +20°C, b) -20°C, c) -40°C, d) -60°C

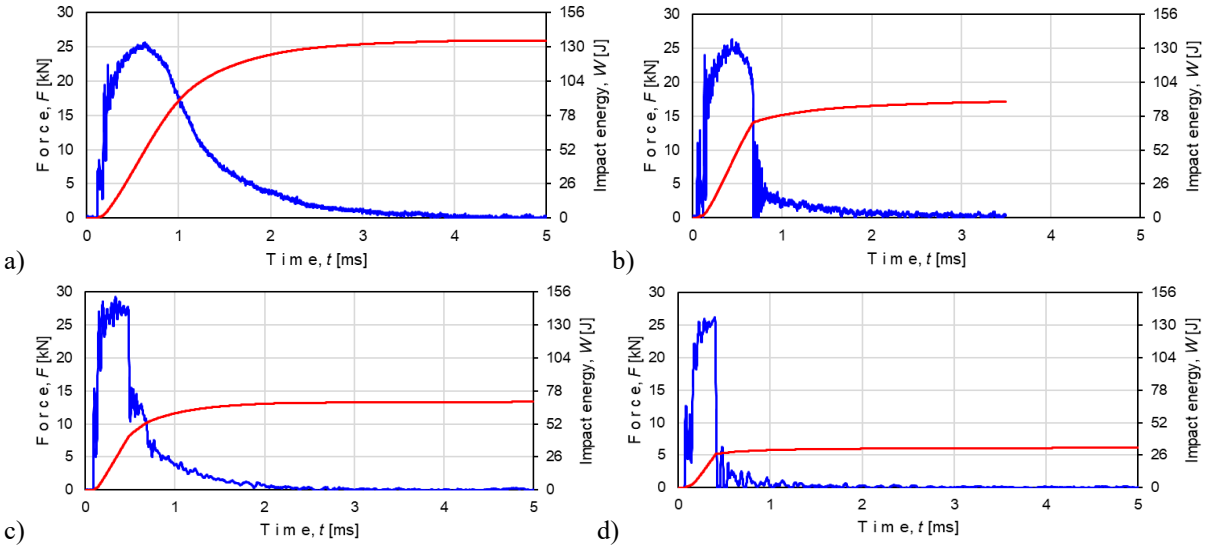


Figure 6. Force and impact energy vs. time for HAZ at a) +20°C, b) -20°C, c) -40°C, d) -60°C

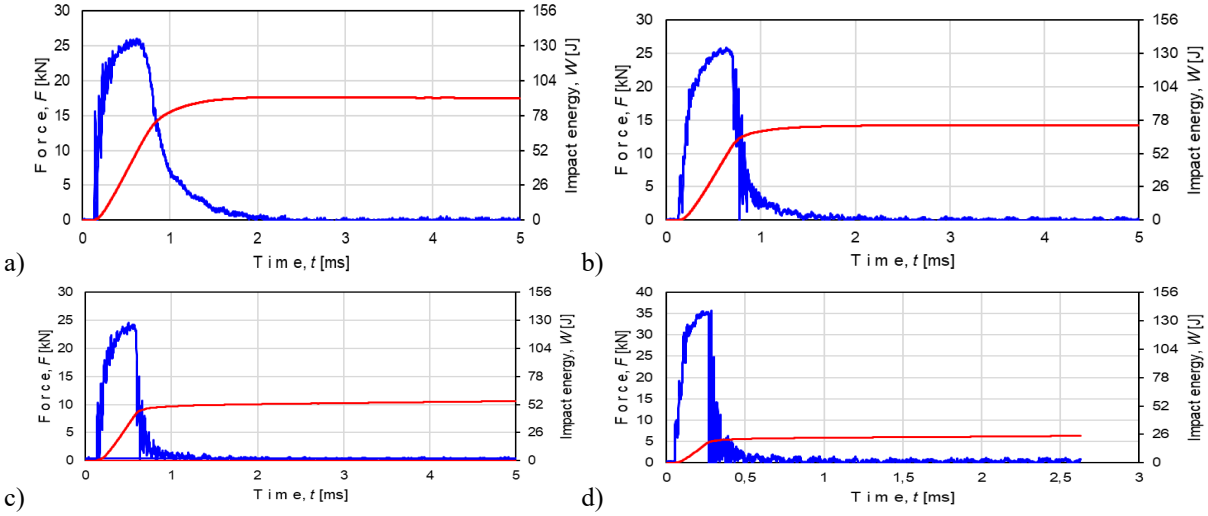


Figure 7. Force and impact energy vs. time for WM at a) +20°C, b) -20°C, c) -40°C, d) -60°C

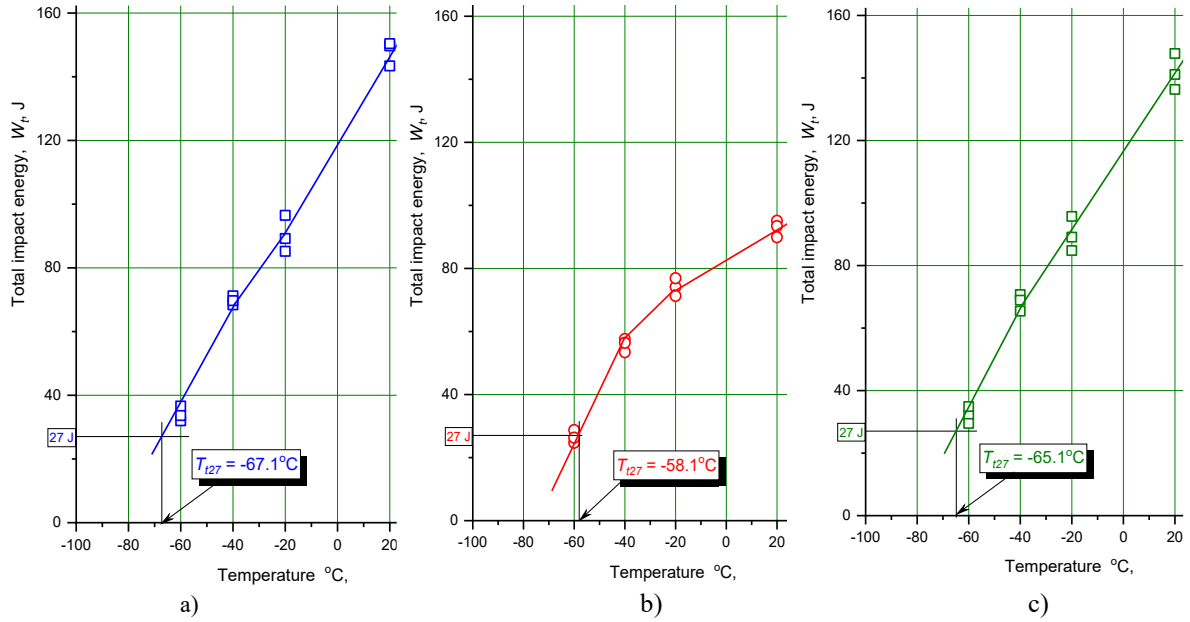


Figure 8. Dependence of total impact energy W_t on temperature a) BM, b) WM, c) HAZ, [14]

2.4. Fracture toughness

Fracture toughness was evaluated using three point bending specimens, Fig. 9, in accordance with the standard ASTM E1820-20 "Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness" [13]. Three groups of specimens were made, depending on the fatigue crack tip position in the welded joint, BM, WM and HAZ.

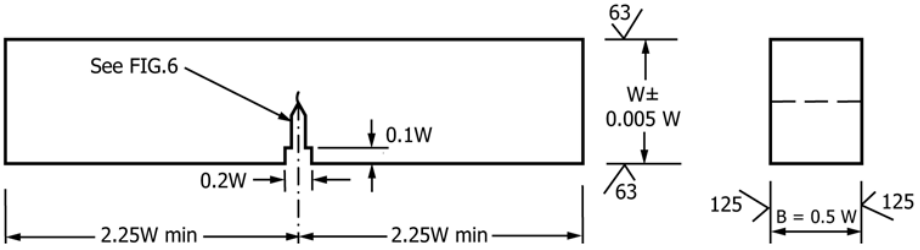


Figure 9. Standard specimen

Standard procedure included data acquisition from a servo-hydraulic system (load cell, displacement and COD extensometer), to construct the J-Δa curve and to evaluate J_{Ic}. Values of fracture toughness K_{Ic} can be calculated as follows:

$$K_{Ic} = \sqrt{\frac{J_{Ic} \cdot E}{1-\nu^2}} .$$

Results are shown in Table 8 as the minimum values of J_{Ic} and K_{Ic} obtained by testing of 3 specimens in each welded joint zone.

Table 8. Results for K_{Ic} via J_{Ic}

	BM	HAZ	WM
J_{Ic}, kJ/m^2	104.5	91.7	60.8
K_{Ic}, MPa√m	155.3	145.5	118.4

DISCUSSION

Welded joint heterogeneity effect was very low in the case of DBTT, i.e. total impact energy, as well as on the energies for crack initiation and propagation energies, as shown in Fig. 5-8, indicating the highest crack resistance of BM, as expected, but similar behaviour of WM and HAZ. Except for relatively low energy for crack initiation at -60 ºC, all other energies under impact loading are sufficient and relatively high.

Slightly stronger effect of crack tip position was obtained for fracture toughness values, as shown in Table 8, indicating 23% reduction of BM value in WM. Anyhow, once again, all fracture toughness values are relatively high and certainly satisfying for more extensive use of this steel for welded constructions which would benefit of reduced weight.

CONCLUSIONS

Based on the obtained results, it can be concluded that SIMAXX 1000 steel and its welded joints can be safely used under impact loading since its DBTT is close to -60 °C, but only if there is no pre-existing crack. On the other hand, even in the presence of cracks, SIMAXX 1000 is not sensitive to unstable crack growth under static loading.

ACKNOWLEDGEMENT

Impact and Fracture mechanics testing was done by Prof. Tomaz Vuherer at the University of Maribor, Faculty of Mechanical Engineering, Slovenia

REFERENCES

1. https://www.sij.si/products/steel/brand/simaxx/simaxx-1000
2. Sedmak, S., Radović, A., Grabulov, V., (2002), The analysis of crack initiation / propagation energy ratio in steel at different temperatures, Structural Integrity and Life, 2(1-2) pp. 5-10
3. Jovanović, M., Čamagić, I., Sedmak, S., Sedmak, A., Burzić, Z., (2022) The Effect of Material Heterogeneity and Temperature on Impact Toughness and Fracture Resistance of SA-387 Gr.91 welded joints. Materials 15,1854. DOI: 10.3390 /ma15051854
4. Jovanović, M., Čamagić, I., Sedmak, S., Sedmak, A., Burzić, Z., (2022) Effect of material heterogeneity and testing temperature on fatigue behaviour of Cr-Mo steel welded joints, Engineering Failure Analysis 141, 106542, DOI:10.1016/j.eng-failanal.2022.106542.
5. Vojvodic-Tuma, J., Sedmak, A., (2004) Analysis of the unstable fracture behaviour of a high strength low alloy steel weldment, Engineering Fracture Mechanics, 71(9–10), 1435-1451, DOI: 10.1016/S0013-7944(03)00166-8
6. Ljubica Milović, Tomaž Vuherer, Milorad Zrilić, Aleksandar Sedmak, Slaviša Putić, Study of the simulated heat affected zone of creep resistant 9-12% advanced chromium steel, Materials and Manufacturing Processes, 2008, DOI: 10.1080/10426910802160544
7. Kostić, N., Čamagić, I., Sedmak, A., Sedmak, S., Burzić, Z., Impact toughness of A516 GR. 60 steel simulated heat-affected-zone, Structural Integrity and Life, 2025, DOI: 10.69644/ivk-2025-01-0015
8. Younise B., Rakin, M., Gubeljak, N. Medjo, B., Sedmak, A., Effect of material heterogeneity and constraint conditions on ductile fracture resistance of welded joint zones - Micromechanical assessment, Engineering Failure Analysis (2017), DOI: 10.1016/j.engfailanal.2017.08.006
9. Jovanović, M., Čamagić, I., Sedmak, S.A., Živković, P., Sedmak, A., (2020) Crack initiation and propagation resistance of HSLA steel welded joint constituents", Structural integrity and life, 20(1), 11–14
10. Rak, N. Gubeljak, Z. Praunseis, The fracture behaviour of global/local mis-matched weld joints provided on HSLA steels, Materiali in Tehnologije, 35, (2001)
11. Jeremić, L., Sedmak, A., Milovanović, N., Milošević, N., Sedmak, S., Assessment of integrity of pressure vessels for compressed air, Structural Integrity and Life, 2021
12. Standard SRPS EN 1011-2: 2007
13. ASTM E1820-20 "Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness"
14. S. Joksić, I. Čamagić, A. Sedmak, B. Medjo, Z. Burzić, Shengwen Tu, S. Dikić, Impact toughness of SIMAXX 1000 steel welded joints, Structural Integrity and Life, Vol. 26, Special Issue, S71-S74, 2026

Broj rada: 1.2
DOI: 10.65156/wws.sjdp.si.002

KARAKTERITIKE PRIMJENE AKTIVATORA PRI ZAVARIVANJU UGLJENIČNIH ČELIKA POSTUPCIMA TIG I MIG

CHARACTERISTICS OF ACTIVATOR APPLICATION IN TIG AND MIG WELDING OF CARBON STEELS

Oleksandr M. Savytskyi PhD, ORCID broj: 0000-0002-2605-96471[1], Mykhailo M. Savytskyi Prof. dr, ORCID broj: 0000-0003-3175-43341[1], Darko Bajić Prof. dr, ORCID broj: 0000-0001-7567-59592

[1] E.O. Paton Electric Welding Institute, NAN Ukraina, Kyiv, Ukraine
[2] Univerzitet Crne Gore, Mašinski fakultet, Podgorica, Crna Gora

E-mail: darko@ucg.ac.me

Rezime: U radu su prikazani rezultati istraživanja koji pokazuju da stepen rafinacije čelika značajno utiče na sposobnost uvara električnog luka pri TIG zavarivanju, dok se pri MIG zavarivanju ovaj uticaj praktično ne ispoljava. Takođe, analiziran je uticaj topitelja na bazi oksida na sposobnost uvara električnog luka. Pokazuje se da efikasnost ovih topitelja u smislu poboljšanja dubine uvara električnog luka zavisi od temperature topljenja aktivatora i od energetskih karakteristika procesa zavarivanja - toplotne snage električnog luka i pogonske energije (količine unijete toplote u zavareni spoj). Što su ove vrijednosti veće, to je za aktiviranje procesa elektrolučnog zavarivanja neophodno primjenjivati topitelje sa višom temperaturom topljenja. Pri TIG zavarivanju u optimalnom opsegu struje zavarivanja (do 250 A), za povećanje dubine uvara električnog luka preporučuje se primjena aktivirajućih topitelja koji predstavljaju kombinaciju oksida sa srednjim temperaturama topljenja i vatrostalnih oksida sa temperaturom topljenja do 2400 °C. Za povećanje sposobnosti uvara električnog luka pri MIG zavarivanju pogodnije su kombinacije oksida sa srednjim temperaturama topljenja i vatrostalnih oksida čije temperature topljenja prelaze 2500 °C.

Ključne riječi: dubina uvara, oksidni aktivirajući topitelj, pogonska energija, toplotna snaga električnog luka, temperature topljenja aktivatora

Abstract: This paper presents research results demonstrating that the steel refining grade has a significant effect on the penetration capability of the welding arc during TIG welding, whereas this effect is practically negligible in MIG welding. The influence of oxide-based fluxes on the arc penetration capability was also investigated. The results show that the effectiveness of these fluxes in improving weld penetration depends on the melting temperature of the activator and on the energy characteristics of the welding process, namely the arc heat power and the welding energy input (heat input to the welded joint). As these values increase, activation of the arc welding process requires the application of fluxes with higher melting temperatures. For TIG welding, within the optimum welding current range (up to 250 A), an increase in arc penetration is achieved by using activating fluxes consisting of combinations of medium-melting oxides and refractory oxides with melting temperatures up to 2400 °C. For improving arc penetration in MIG welding, combinations of medium-melting oxides and refractory oxides with melting temperatures exceeding 2500 °C are more suitable.

Key words: arc penetration, oxide activating fluxes, heat input, arc thermal power, melting temperature of the activator

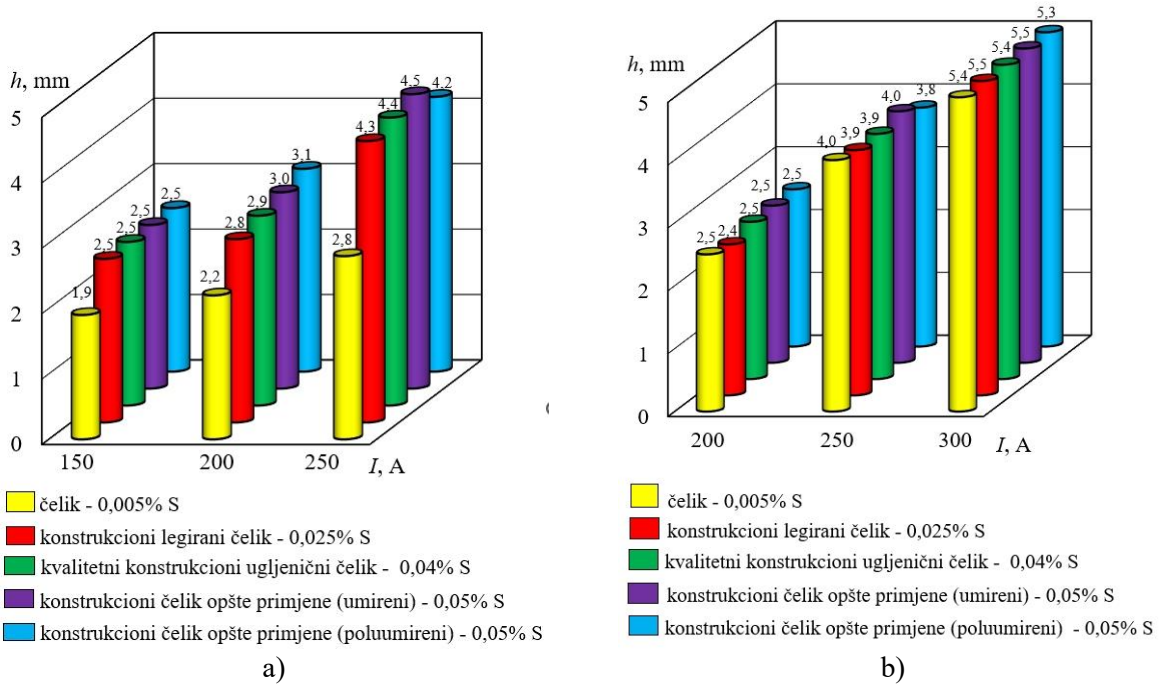
1. UVOD

Istraživanja i razvoj u oblasti aktivacije elektrolučnih procesa prvobitno su bila usmjerena na zavarivanje netopljivom volframovom elektrodom (TIG), dok su početkom devedesetih godina prošlog vijeka započeta istraživanja aktivacije električnog luka pri zavarivanju topljivom elektrodom u zaštitnim gasovima (MIG) [1].

I prije tog perioda, postojali su pokušaji primjene aktivacije električnog luka pri MIG zavarivanju. Međutim, postignuti rezultati nijesu ispunili očekivanja, iako je uočeno određeno povećanje dubine uvara. U to vrijeme, aktivacija električnog luka pri MIG zavarivanju prvenstveno se primjenjivala u cilju poboljšanja prenosa metala elektrode, smanjenja njenog rasprskavanja i unapređenja formiranja zavarenog spoja [2, 3]. Povećanje dubine uvara tada nije predstavljalo cilj istraživanja.

Rezultati istraživanja sprovedenih tokom devedesetih godina prošlog vijeka omogućili su definisanje najperspektivnijeg postupka MIG zavarivanja sa aspekta primjene aktivirajućih topitelja – AMIG postupka [1]. Pokazano je da aktivacija električnog luka omogućava ne samo povećanje dubine uvara, već i odustajanje od primjene zaštitnih gasnih smješa, pri čemu se kao zaštitni gas može koristiti samo argon.

Na slici 1 prikazani su rezultati koji daju procjenu uticaja stepena čistoće čelika na dubinu uvara (h) pri TIG (slika 1,a) i MIG (slika 1,b) zavarivanju. Izražen uticaj čistoće čelika na h pri TIG zavarivanju posledica je prisustva sumpora (S) u čeliku [4]. Sumpor predstavlja izuzetno površinski aktivan element, pa se njegov uticaj na h ispoljava već pri njegovom sadržaju od 0,01% [5].

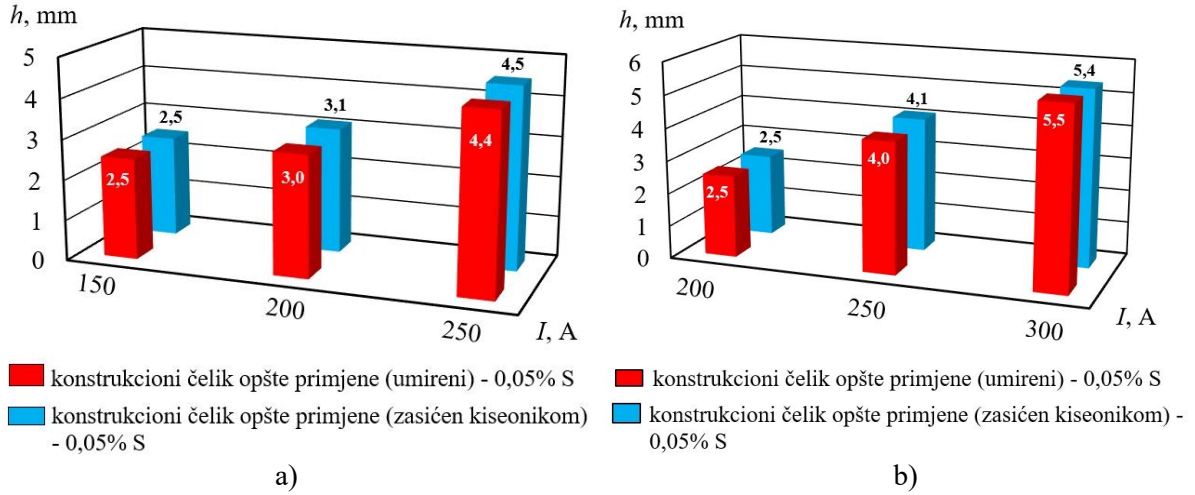


Slika 1. Uticaj čistoće čelika na dubinu uvara (h) pri: a) TIG zavarivanju; b) MIG zavarivanju

Karakteristično svojstvo MIG zavarivanja je da stepen čistoće osnovnog materijala (OM) nema značajan uticaj na h. Za razliku od TIG-a, pri MIG zavarivanju stepen čistoće čelika praktično ne utiče na h (slika 1,b). U čitavom opsegu struja zavarivanja, h kod rafinisanih čelika, kvalitetnih konstrukcionih legiranih čelika povećane čistoće,

konstrukcionih čelika običnog kvaliteta – umireni (dobro deoksidovan) i poluumireni (slabo deoksidovan) – praktično su jednake, pri čemu razlika ne prelazi 0,2 mm. Ovakvo ponašanje objašnjava se činjenicom da svaka legirana žica za MIG zavarivanje sadrži do 0,025% S, dok niskougljenične žice za zavarivanje sadrže S do 0,03% [6, 7]. Žice sa povećanim i visokim sadržajem ugljenika (C) sadrže S od 0,035 – 0,04% [7].

Kiseonik (O) je još jedan značajan površinski aktivan element koji je prisutan u konstrukcionim čelicima. Rezultati istraživanja zajedničkog uticaja S i O na *h* pri elektrolučnom TIG i MIG zavarivanju prikazani su na slici 2. U istraživanjima su korišćena dva tipa ugljeničnih konstrukcionih čelika običnog kvaliteta opšte namjene: umireni i poluumireni čelik sa sadržajem S do 0,05%. Rezultati ovih istraživanja pokazuju da je *h* pri TIG zavarivanju praktično jednaka kod oba tipa čelika (slika 2,a). Ista zakonitost utvrđena je i pri MIG zavarivanju (slika 2,b).



Slika 2. Uticaj primjesa S i O na *h* pri: a) TIG zavarivanju; b) MIG zavarivanju

Pojedinačni uticaj svakog od ovih elemenata pri TIG zavarivanju detaljno je analiziran u radu [4]. Kiseonik, prema intenzitetu uticaja na penetracionu sposobnost električnog luka, približno 1,5 puta nadmašuje S. Zbog relativno visokog sadržaja S u žicama za zavarivanje, kod MIG zavarivanja ovakav uticaj praktično se ne ispoljava. Pored toga, zaštitna atmosfera pri ovom postupku zavarivanja – bilo da se koristi čisti argon (Ar) ili njegove mješavine sa CO_2 i O_2 – uvijek sadrži dovoljnu količinu kiseonika. To objašnjava odsustvo značajnijeg uticaja stepena čistoće OM na *h*.

2. ANALIZA EKSPERIMENTALNIH REZULTATA

2.1. Uticaj energetskih parametara procesa zavarivanja na izbor topitelja

Dosadašnja iskustva [8–10] stečena u razvoju i primjeni aktivirajućih topitelja za TIG zavarivanje u zaštiti Ar pokazuju da se kao njihove aktivne komponente najčešće koriste hemijska jedinjenja koja sadrže fluor ili kiseonik. U literaturi [10] postoje i podaci o primjeni aktivirajućih topitelja na bazi hlorida, ali zbog njihove izražene toksičnosti u ovom istraživanju nisu razmatrani. Shodno tome, ispitivane su dvije grupe hemijskih jedinjenja: oksidi i fluoridi.

Rezultati istraživanja [11] pokazaju da pri zavarivanju ugljeničnih konstrukcionih čelika fluoridi, kao aktivatori, nemaju značajan uticaj na penetracionu sposobnost električnog luka. Zbog toga su oksidi izabrani kao osnova za razvoj aktivirajućih topitelja namijenjenih zavarivanju ugljeničnih čelika u zaštitnim gasovima.

Do danas su fizički i hemijski procesi u zoni električnog luka pri ATIG zavarivanju detaljno istraženi [12–14]. Međutim, gotovo da nema podataka o uticaju energetskih parametara procesa zavarivanja na aktivaciju električnog luka, prije svega: efektivna toplotne snage električnog luka (q, J), količine unijete toplote u zavareni spoj, pogonskoj energije zavarivanja (q/v_z) i termofizičkih svojstava oksida koji se koriste kao aktivatori.

Pogonska energije analitički se određuje izrazom:

$$q/v_z=(IU\eta)/v_z \qquad (1)$$

gde je: v_z, cm/min – brzina zavarivanja; I, A – struja zavarivanja; U, V – napon električnog luka; η – efektivni koeficijent korisnog dejstva električnog luka.

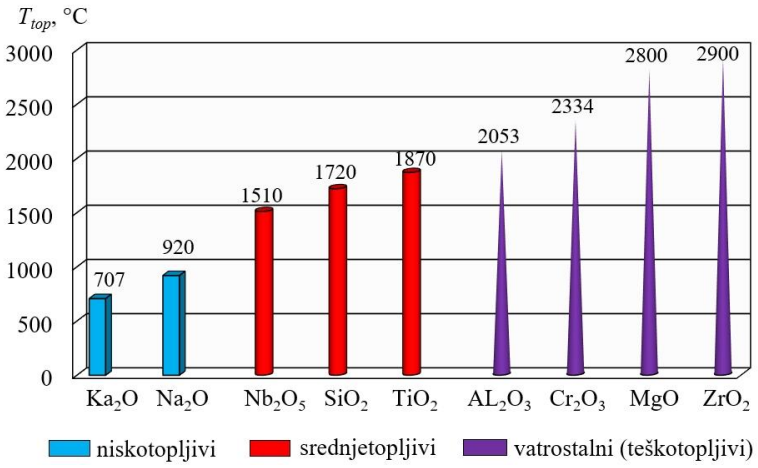
Razmatranje uticaja ovih parametara neophodno je iz više razloga. Prije svega, oksidi imaju različite temperature topljenja, što značajno utiče na penetracionu sposobnost električnog luka [11]. S druge strane, TIG i MIG zavarivanje predstavljaju izrazito termičke procese koje karakterišu: lokalno topljenje OM; formiranje kupke zavara i zagrijavanje okolnog metala na visoke temperature. Takvi uslovi neminovno utiču na efikasnost pojedinih oksida, aktivatora topitelja.

Pored toga, aktivacija električnog luka pri TIG i MIG zavarivanju odvija se u različitim uslovima, pri čemu se oba postupka razlikuju kako po tehnološkim karakteristikama, tako i po energetskim parametrima procesa. Uticaj ovih faktora na procese elektrolučnog zavarivanja do sada nije bio sistematski istražen. Iz navedenih razloga sprovedena su odgovarajuća eksperimentalna istraživanja primjenom oksida različitih temperatura topljenja.

Zavarivanje (ATIG i AMIG) je izvođeno u zaštiti Ar preko nanešenog sloja topitelja. Kao OM korišćen je niskolegirani konstrukcioni čelik 09G2S (GOST 5520) (S355JR EN), dok je kao dodatni materijal (DM) korišćena žica Sv-08G2S (GOST), prečnika 1,2 mm (tabela 1).

Tabela 1. Hemijski sastav korišćenih materijala [6, 7]

Materijal	Maseni udio elemenata, %									
	C	Si	Mn	max						
				Cr	Ni	Cu	P	S	As	N
OM - čelik 09G2S	≤0,12	0,5-0,8	1,3-1,7	0,30	0,30	0,30	0,035	0,040	0,08	0,008
DM – žica Sv-08G2S	0,5-0,11	1,8-2,10	0,7-0,95	0,20	0,25	-	0,025	0,030	-	-



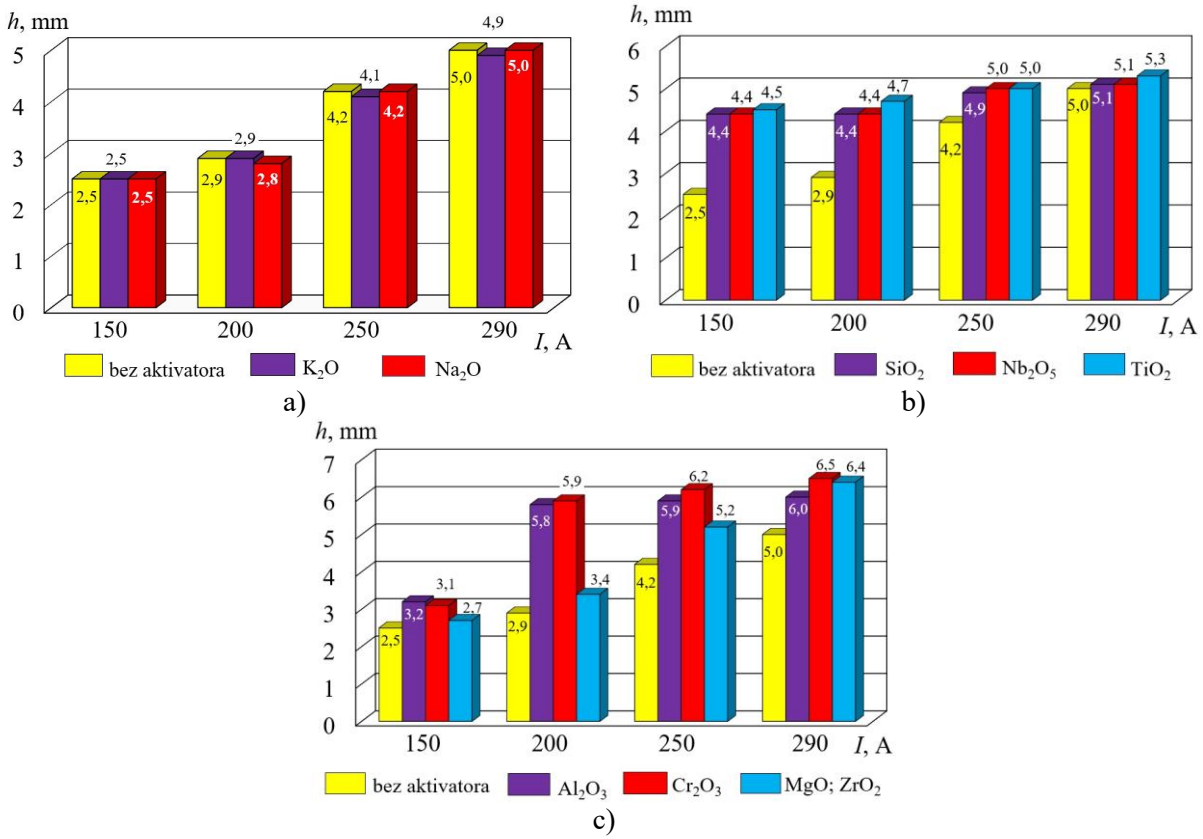
Slika 3. Hemijski sastav i temperature topljenja oksida koji se koriste kao aktivatori [15]

Za lakšu analizu rezultata istraživanja, korišćeni oksidi razvrstani su u tri grupe (slika 3) [15], pri čemu je kao referentna vrijednost uzeta temperatura topljenja ugljeničnih čelika (oko 1500 °C). Prvu grupu čine niskotopljivi oksidi K i Na, čije su temperature topljenja niže od temperature topljenja čelika. Drugoj grupi pripadaju oksidi sa srednjim temperaturama topljenja – oksidi Nb (niobijuma), Si i Ti – čije se temperature topljenja

kreću u opsegu od 1500 – 2000 °C. Treću grupu čine vatrostalni oksidi Al, Cr, Mg i Zr cirkonijuma), čije temperature topljenja prelaze 2000 °C i približavaju se vrijednosti od 3000 °C.

2.2. Uticaj oksida na *h* pri TIG zavarivanju

Rezultati istraživanja uticaja odabranih oksida na *h* pri TIG zavarivanju prikazani su na slici 4. Ispitivanja su pokazala da niskotopljivi oksidi K i Na praktično ne utiču na prodornu sposobnost električnog luka (slika 4,a).



Slika 4. Uticaj oksida na *h* pri TIG zavarivanju:
a) niskotopljivi oksidi; b) oksidi sa srednjim temperaturama topljenja; c) vatrostalni oksidi

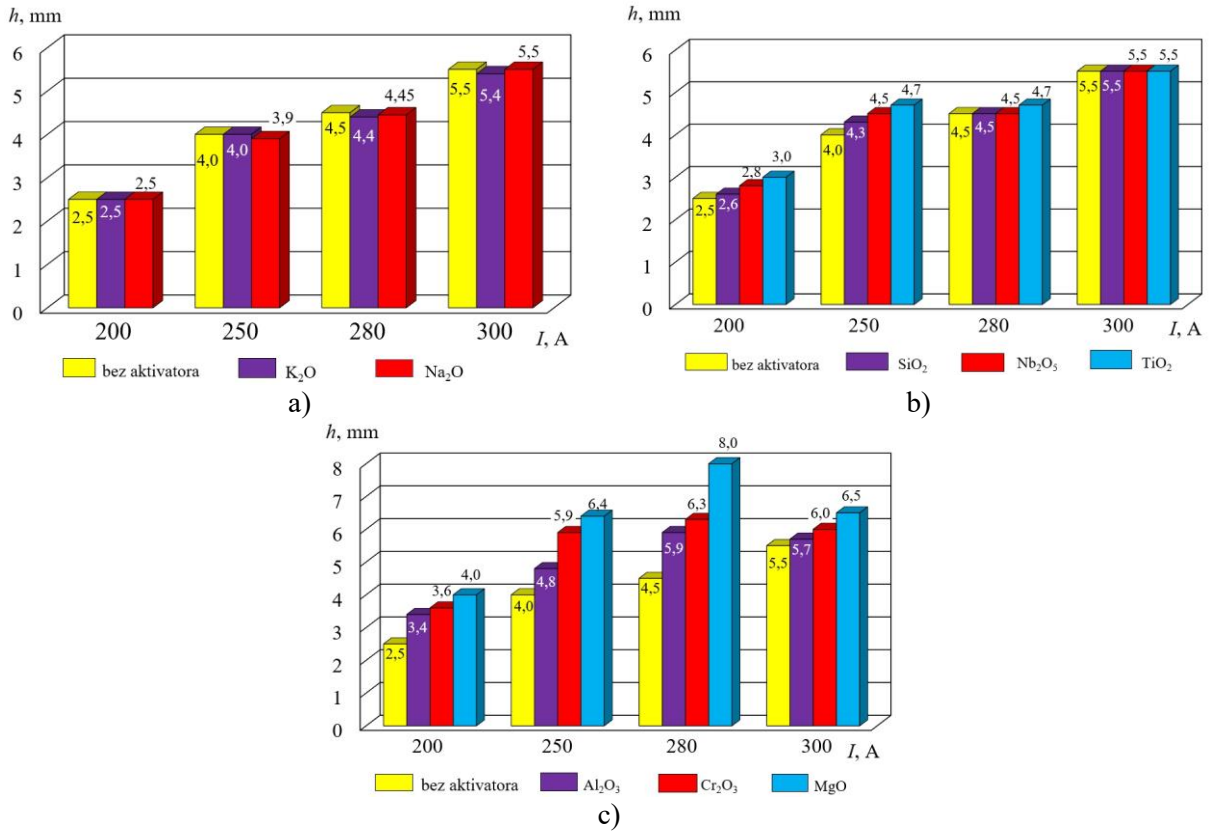
Nasuprot tome, oksidi Si, Nb i Ti, čije su temperature topljenja više od temperature topljenja čelika, ali ne prelaze 2000 °C, ispoljavaju izražen uticaj na prodornu sposobnost električnog luka (slika 4, b). Njihovo dejstvo je, međutim, najizraženije pri manjim vrijednostima struje zavarivanja, dok sa njenim povećanjem postepeno slabi. Na primer, SiO_2, čija je temperatura topljenja 1720 °C, pri struji zavarivanja od 150 A povećava dubinu uvara približno 80% u odnosu na zavarivanje bez aktivatora. Povećanjem struje zavarivanja na 200 A i 250 A intenzitet njegovog dejstva se smanjuje, tako da *h* raste približno 50%, odnosno 20%. Pri daljem povećanju struje zavarivanja na 290 A, uticaj SiO_2 gotovo potpuno nestaje. Slična zavisnost utvrđena je i za okside Nb_2O_5 i TiO_2.

Vatrostalni oksidi MgO i ZrO_2, čije su temperature topljenja bliske 3000 °C, pri manjim strujama zavarivanja (150 A) gotovo da ne utiču na *h* (slika 4,c). Za razliku od njih, oksidi Al_2O_3 i Cr_2O_3, čije temperature topljenja ne prelaze 2400 °C, povećavaju *h* za 28% odnosno 24%. Povećanjem struje zavarivanja na 200 A i 250 A, efikasnost Al_2O_3 i Cr_2O_3 naglo raste. U tim uslovima *h* je približno dvostruko veća nego pri zavarivanju bez aktivatora. Daljim povećanjem struje zavarivanja na 250 A i 290 A njihovo dejstvo slabi.

U opsegu struja zavarivanja od 150 - 250 A, vatrostalni oksidi MgO i ZrO_2 imaju relativno mali uticaj na *h*. Međutim, sa povećanjem struje zavarivanja njihov efekat postepeno raste: pri 150 A povećanje dubine uvara iznosi oko 8%; pri 250 A oko 24% i pri 290 A približno 28%. Može se pretpostaviti da bi pri daljem povećanju struje zavarivanja iznad 300 A efikasnost oksida Al i Cr nastavila da opada, dok bi uticaj oksida Mg i Zr postajao sve izraženiji. Međutim, za potvrdu ove pretpostavke bilo bi neophodno ispitivanje pri $I > 300$ A, a poznato je da se optimalni opseg struja zavarivanja pri TIG zavarivanju uglavnom kreće do 250 A, dok se zavarivanje pri strujama pri $I < 300$ A primjenjuje samo izuzetno. Na osnovu dobijenih rezultata može se zaključiti da je u optimalnom opsegu struja pri TIG zavarivanju za povećanje dubine uvara najpogodnije koristiti: pri strujama zavarivanja do 150 – 200 A okside sa srednjim temperaturama topljenja; pri strujama zavarivanja 200 – 250 A vatrostalne okside tipa Al_2O_3 i Cr_2O_3.

2.3. Uticaj oksida na *h* pri MIG zavarivanju

Dobijeni reziltati istraživanja uticaja oksida na *h* pri MIG zavarivanju prikazani su na slici 5. Prezentovani rezultati pokazuju da niskotopljivi oksidi nemaju nikakav uticaj na *h* (slika 5, a). Oksidi sa srednjim temperaturama topljenja pri MIG zavarivanja djeluju znatno slabije nego kod TIG postupka, povećavajući *h* svega 10 - 15% u odnosu na konvencionalno zavarivanje (slika 5, b).



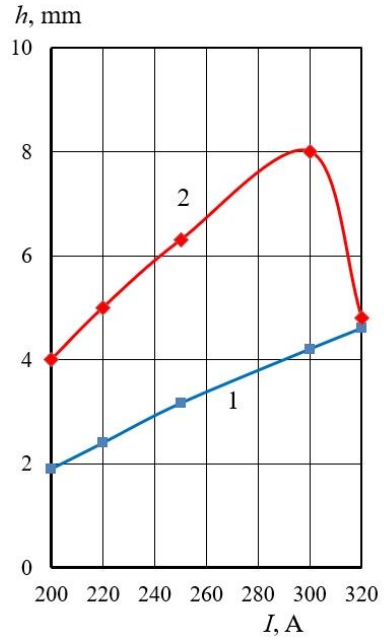
Slika 5. Uticaj oksida na *h* pri MIG zavarivanju:
a) niskotopljivi oksidi; b) oksidi sa srednjim temperaturama topljenja; c) vatrostalni oksidi

Najizraženiji efekat ostvaruju vatrostalni oksidi, prije svega MgO (slika 5, c). Primjena magnezijum-oksida pri $I < 280$ A povećava *h*, 60 - 78%. Nešto slabiji efekat ostvaruje Cr_2O_3, koji povećava penetracionu sposobnost električnog luka ~40%. Još manje dejstvo ima Al_2O_3, pri čemu se *h* povećava približno 30% u odnosu na zavarivanje bez aktivatora.

Međutim, povećanjem struje zavarivanja do 300 A, efikasnost svih vatrostalnih aktivatora naglo opada. U tim uslovima h se povećava svega oko 18%. Autori ovaj fenomen objašnjavaju dostizanjem kritične zakrivljenosti površine kupke zavara, pri kojoj aktivatori, odnosno aktivirajući topitelji, gube sposobnost da utiču na penetracionu sposobnost električnog luka.

Promjenom parametara režima zavarivanja, prvenstveno brzine zavarivanja i ugla nagiba gorionika, bilo je moguće produžiti efikasno dejstvo MgO do struje zavarivanja od 300 A (slika 6). Povećanjem struje zavarivanja na 320 A, njegov uticaj praktično potpuno nestaje. Kod manje vatrostalnih aktivatora granica efikasnog delovanja nalazi se već oko 280 A.

Ovakav stepen razlike između dejstva oksida sa srednjim temperaturama topljenja i vatrostalnih oksida pri TIG i MIG zavarivanju ukazuje na potrebu analize energetskih karakteristika oba postupka, pre svega toplotne snage električnog luka (1), koja predstavlja jedan od osnovnih parametara procesa zavarivanja.

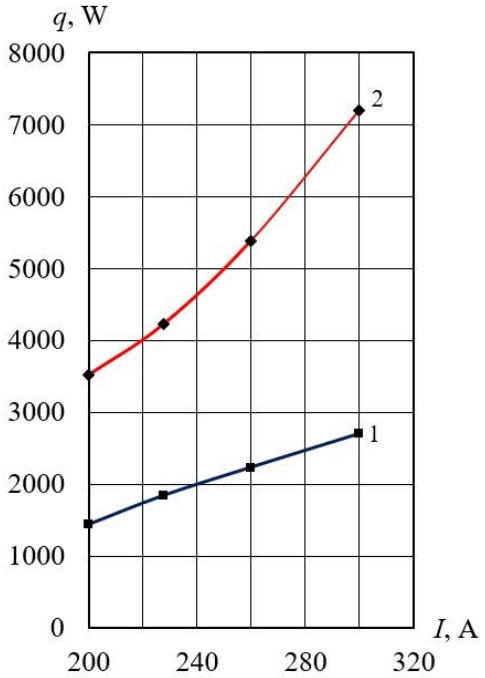


Slika 6. Uticaj MgO na h pri MIG zavarivanju u funkciji struje zavarivanja:
1 – bez aktivatora; 2 – primjena aktivatora

2.4. Uticaj efektivne toplotne snage električnog luka i pogonske energije zavarivanja

Na osnovu eksperimentalno određenih parametara režima zavarivanja i izraza (1) [16, 17] izračunata je efentivna toplotna snaga električnog luka (q) za oba postupka zavarivanja pri svim primjenjenim vrijednostima struje zavarivanja. Rezultati prikazani na slici 7 pokazuju da je pri MIG zavarivanju, pri istim vrijednostima struje zavarivanja, toplotna snaga električnog luka dva do tri puta veća nego pri TIG zavarivanju. Ovakva razlika posledica je nekoliko faktora. Prije svega, napon električnog luka (U) pri MIG zavarivanju, uprkos nastojanjima da se ograniči njegova vrijednost, približno je 1,5 – 2 puta veći nego kod TIG zavarivanja. Pored toga, efektivni koeficijent korisnog dejstva električnog luka (η) pri MIG zavarivanju veći je za 20 –35% u odnosu na TIG postupak [16, 17].

Iz toga proizlazi da je pri istim vrijednostima struje zavarivanja efektivna toplotna snaga električnog luka uvek veća kod MIG zavarivanja, pri čemu se razlika dodatno povećava sa porastom struje zavarivanja. Upravo zbog toga je pri ovom postupku za aktiviranje elektrolučnih procesa opravdano koristiti vatrostalnije okside, odnosno aktivatore sa višim temperaturama topljenja. Drugim rečima,



Slika 7. Toplotna snaga električnog luka pri

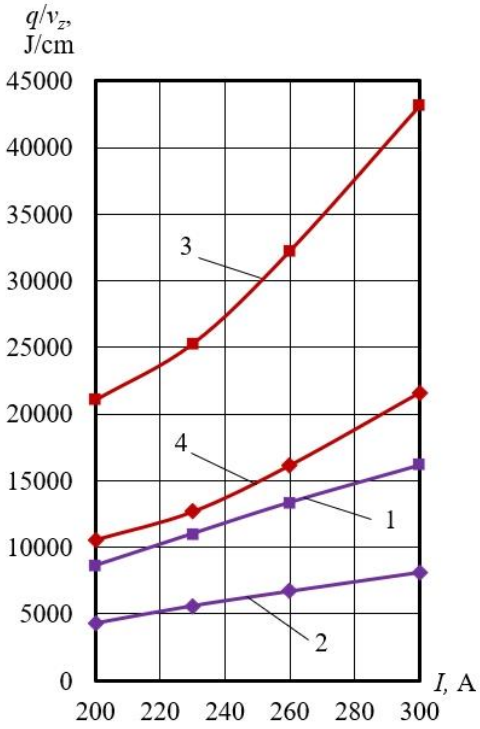
povećanjem toplotne snage električnog luka potrebno je koristiti okside čije su temperature topljenja sve više.

zavarivanju: 1 – TIG; 2 – MIG

Pored efektivne toplotne snage električnog luka, značajan pokazatelj energetske intenzivnosti procesa predstavlja i pogonska energija zavarivanaj (q/v_z), odnosno količina unešene toplote po jedinici dužine zavarenog spoja.

U praksi se TIG zavarivanje najčešće izvodi pri brzinama 10 – 20 cm/min što predstavlja optimalan opseg. Samo u pojedinim slučajevima brzina zavarivanja može biti povećana do 30 cm/min. Nasuprot tome, MIG zavarivanje uobičajeno se izvodi pri brzinama većim od 20 cm/min, koje mogu dostići 40 - 50 cm/min. Bez primjene posebnih tehnoloških postupaka TIG zavarivanje ne može ostvariti tako velike brzine, čak ni uz korišćenje aktivatora. Radi objektivnog poređenja potrebne pogonske energije oba postupka, autori su za MIG zavarivanje analizirali iste brzine koje su karakteristične za TIG postupak, odnosno 10 cm/min i 20 cm/min.

Krive prikazane na slici 8 predstavljaju zavisnost pogonske energije od struje zavarivanja pri TIG zavarivanju u zaštiti Ar i MIG zavarivanja na navedenim brzinama.



Slika 8. Pogonska energija zavarivanja:
TIG zavarivanje: 1 – v_z = 10 cm/min; 2 – v_z = 20 cm/min;
MIG zavarivanje: 3 – v_z = 10 cm/min; 4 – v_z = 20 cm/min

Rezultati jasno pokazuju da je pri istim strujama zavarivanja pogonska energija MIG zavarivanja veća od pogonska energije TIG postupka zavarivanja, bez obzira na brzinu zavarivanja. Eksperimentalnim putem utvrđeno je da pri TIG zavarivanju, u opsegu pogonskih energija koje odgovaraju krivima 1 i 2 (slika 8), oksidi sa srednjim temperaturama topljenja, kao i vatrostalni oksidi, efikasno povećavaju h u odgovarajućim optimalnim opsezima struja zavarivanja.

Nasuprot tome, pri MIG zavarivanju, u području pogonskih energija koje odgovaraju krivima 3 i 4 (slika 8), nijedan od ispitivanih oksida nije pokazao značajniji uticaj na povećanje vrijednosti h.

6. ZAKLJUČAK

Rezultati sprovedenih istraživanja pokazali su da stepen čistoće OM značajno utiče na penetracionu sposobnost električnog luka pri TIG zavarivanju, dok se kod MIG zavarivanja takav uticaj praktično ne ispoljava.

Utvrđeno je i da efikasnost kiseoničnih aktivatora zavisi od međusobnog odnosa između temperature topljenja aktivatora i energetskih karakteristika procesa zavarivanja, odnosno: toplotne snage električnog luka i količine unijete toplote u zavareni spoj (pogonska energije zavarivanja).

Sa povećanjem toplotne snage električnog luka i pogonska energije zavarivanja potrebno je primjenjivati aktivatore sa višim temperaturama topljenja. Na taj način moguće je odrediti optimalne grupe oksida za aktiviranje elektrolučnih procesa pri različitim postupcima elektrolučnog zavarivanja u zaštitnim gasovima, kao i za različite režime zavarivanja unutar svakog postupka.

Pri TIG zavarivanju, u optimalnom opsegu struje zavarivanja do 250 A, za povećanje dubine uvara preporučuje se primjena aktivirajućih topitelja koji predstavljaju kombinaciju: oksida sa srednjim temperaturama topljenja (SiO_2, Nb_2O_5, TiO_2) i vatrostalnih oksida sa temperaturama topljenja do približno 2400 °C.

Kod MIG zavarivanja optimalni rezultati postižu se primjenom kombinacije: oksida sa srednjim temperaturama topljenja i vatrostalnih oksida čije temperature topljenja prelaze 2500 °C.

Takođe, utvrđeno je da se pri TIG zavarivanju intenzitet djelovanja aktivatora povećava sa porastom struje zavarivanja do približno 200 A, nakon čega u opsegu 200 – 250 A postepeno opada.

Pri MIG zavarivanju aktivatori najefikasnije povećavaju dubinu uvara pri strujama zavarivanja do 280 A. Povećanje struje zavarivanja iznad ove vrijednosti dovodi do naglog smanjenja efikasnosti aktivirajućih topitelja, dok pri strujama zavarivanja većim od 300 A njihov uticaj na prodornu sposobnost električnog luka praktično potpuno prestaje.

LITERATURA

[1] Dydko, D. A., Savitskii, A. M., Savitskii, M. M., Consumable electrode welding in shielding gases using an activating flux, The Paton Welding Journal, 1996, 10, pp. 599–601.

[2] Воропай, Н. М., Бельфор, Л. М., Механизированная сварка в CO_2 активированной проволокой диаметром 3...4 мм, Автоматическая сварка, 1981, 10, pp. 51–54.

[3] Воропай, Н. М., Костенюк, Н. И., Влияние состава активированной проволоки на характеристики процесса сварки в углекислом газе, Автоматическая сварка, 1986, 7, pp. 2– 5.

[4] Savytsky, O. M., Savytsky, M. M., Bajic, D. Shkrabalyuk, Y., Influece of the impurities on the depth of penetration with carbon steel weldings, Metalurgija, 2014, 2, pp. 167–170.

[5] Макара, А. М., Савицкий, М. М., Кушниренко, Б. Н., и др., Влияние рафинирования на проплавление металла при дуговой сварке, Автоматическая сварка, 1977, 9, pp. 7–10.

[6] Патон, Б. Е., Технология электрической сварки плавлением, М.: Машиностроение, Москва, 1974.

[7] Сорокин, В. Г., Марочник сталей и сплавов, М.: Машиностроение, Москва, 1989.

[8] Паршин, С. Г., Состав и выбор пастообразных флюсов для дуговой сварки промышленного оборудования, Промышленная энергетика, 2000, 2. pp. 18 – 21.

[9] Паршин, С. Г., Техника применения химических активаторов дуги в пастообразном

и сухом состоянии, Энергосбережение Поволжья, 2001, 4. pp. 93 – 95.
[10] Паршин С.Г. Электродуговая сварка с применением активирующих флюсов. Тольятти.: Тольяттинский государственный университет, 2005.
[11] Savitskyi, O. M., Savitskyi, M. M., Bajic, D., Influence of thermophysical properties of materials on formation conditions and quality of welded joints, *Proceedings, 10. International scientific-professional conference SBW 2019 "Engineering technologies in manufacturing of welded constructions and product, SBW 2019"*, Slavonski Brod, October 16-18, 2019, pp. 27 – 36.
[12] Паршин, С. Г., Влияние активирующих флюсов на формирование сварных швов при ручной аргонодуговой сварке, Сварочное производство, 2000, 10, pp. 23 – 27.
[13] Патон, Б. Е., Савицький, М. М.. Савицький, О. М., Ващенко, В. М., Шкрабалюк, Ю. М., Пат. 74706 Україна, МПК B23K 9/095, B23K 9/12. Автоматизований зварювальний пристрій для одностороннього ATIG-зварювання неповоротних стиків труб; заявник і патентовласник інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України. № u 2012 04415; заявл. 09.04.2012; опубл. 12.11.2012, Бюл. №21.
[14] Savitskij, M. M., Savitskij, A. M., Bajic, D., Blecic, Z., Tehnologija elektrolučnog zavarivanja čelika korišćenjem aktivirajućih topitelja, *Međunarodna konferencija „Zavarivanje 2003",* Beograd, 2003.
[15] Самсонов, Г. В., Физико-химические свойства окислов: справочник, М.: Металлургия, Москва, 1978.
[16] Рыкалин, Н. Н., Пугин, А. И., Тепловые процессы при сварке плавлением. М.: Профиздат, Москва, 1959.
[17] Фролов, В. В., Теория сварочных процессов: учебник. М.: Высшая школа, Москва, 1988.

Broj rada: 1.3
DOI: 10.65156/wws.sjdp.si.003

UTICAJ MIG POSTUPKA ZAVARIVANJA NA MEHANIČKA SVOJSTVA SUČEONIH ZAVARENIH SPOJEVA ISTOVRSNIH I RAZNOVRSNIH ALUMINIJUMSKIH LEGURA 2024-T351 I 6082-T6 – KOMPARATIVNA ANALIZA

EFFECT OF MIG WELDING PROCESS ON MECHANICAL PROPERTIES OF BUTT WELDED JOINTS OF SIMILAR AND DISSIMILAR ALUMINUM ALLOYS 2024-T351 AND 6082-T6 – A COMPARATIVE ANALYSIS

dr Dragan Milčić[1], redovni profesor, ORCID broj: 0000-0002-3936-7462
dr Miodrag Milčić[1], vanr. profesor, ORCID broj: 0000-0002-1089-8390
dr Tomaž Vuherer[2], docent, ORCID broj: 0000-0002-1866-8266
dr Nataša Zdravković[1], docent, ORCID broj: 0000-0001-6085-7522
dr Damjan Klobčar[3], vanr. profesor, ORCID broj: 0000-0002-6130-0328
dr Aleksija Đurić[4], docent, ORCID broj: 0000-0002-0251-6364

[1]Mašinski fakultet, Univerzitet u Nišu, Aleksandra Medvedeva 14, 18000 Niš, Srbija
[2]Faculty of Mechanical Engineering, University of Maribor, Smetanova 17, 2000 Maribor, Slovenia
[3]Faculty of Mechanical Engineering, University of Ljubljana, Aškerčeva 6, 1000 Ljubljana, Slovenia
[4]Mašinski fakultet, Univerzitet u Istočnom Sarajevu, Vuka Karadžića 30, 71123 Istočno Sarajevo, Bosna i Hercegovina, Republika Srpska

E-mail: dragan.milcic@masfak.ni.ac.rs

Abstrakt: U ovom radu prikazana je komparativna analiza uticaja MIG postupka zavarivanja na mehanička svojstva i mikrostrukturu sučeonih zavarenih spojeva istovrsnih aluminijumskih legura 2024-T351 i raznovrsnih aluminijumskih legura 2024-T351 i 6082-T6. Kao dodatni materijal korišćena je žica EN ISO 18273: S Al 4043A (AlSi5(A)), a kao zaštitni gas mešavina argona i helijuma (ISO 14175 - I3 – ArHe -30). Ocena mehaničkih svojstava zavarenih spojeva izvršena je ispitivanjem tvrdoće po Vikersu, zateznim ispitivanjem i ispitivanjem savijanjem. Analiza mikrostrukture sprovedena je primenom svetlosne (LM) i skenirajuće elektronske mikroskopije (SEM). Rezultati pokazuju da MIG postupak zavarivanja uzrokuje značajno smanjenje čvrstoće i tvrdoće u metalu šava i zoni uticaja toplote (ZUT) kod obe kombinacije legura. Lom pri zateznom ispitivanju spoja istovrsnih legura nastaje u metalu šava i ima karakter krtog loma, dok kod raznovrsnih legura lom nastaje u osnovnom metalu 6082-T6 i ima karakter žilavog loma.

Ključne reči: MIG postupak zavarivanja, aluminijumska legura 2024-T351, aluminijumska legura 6082-T6, istovrsni zavareni spojevi, raznovrsni zavareni spojevi, mehanička svojstva

Abstract: This paper presents a comparative analysis of the effect of the MIG welding process on the mechanical properties and microstructure of butt welded joints of similar

aluminum alloys 2024-T351 and dissimilar aluminum alloys 2024-T351 and 6082-T6. The filler material used was wire EN ISO 18273: S Al 4043A (AlSi5(A)), and the shielding gas was an argon-helium mixture (ISO 14175 – I3 – ArHe-30). The mechanical properties of the welded joints were evaluated by Vickers hardness testing, tensile testing, and bend testing. Microstructural analysis was performed using light microscopy (LM) and scanning electron microscopy (SEM). The results show that the MIG welding process causes a significant reduction in strength and hardness in the weld metal and heat-affected zone (HAZ) for both alloy combinations. Fracture during tensile testing of the similar alloy joint occurs in the weld metal and exhibits a brittle fracture character, whereas in the dissimilar alloy joint fracture occurs in the base metal 6082-T6 and exhibits a ductile fracture character.

Keywords: MIG welding process, aluminum alloy 2024-T351, aluminum alloy 6082-T6, similar welded joints, dissimilar welded joints, mechanical properties

1. UVOD

Primena lakih konstrukcija u savremenom transportu postala je jedan od ključnih inženjerskih imperativa u kontekstu globalne dekarbonizacije i povećanja energetske efikasnosti. Aluminijumske legure zauzimaju centralnu poziciju u ovom procesu zahvaljujući izuzetnom odnosu čvrstoće i mase, inherentnoj otpornosti na koroziju i visokoj stopi reciklabilnosti [1, 2]. U industriji šinskih vozila, brodogradnji, automobilskoj i vazduhoplovnoj industriji aluminijumske legure postepeno zamenjuju čelik u nosećim strukturama - u drumskim i železničkim vozilima aluminijum omogućava smanjenje mase konstrukcije i do 50% u poređenju sa čelikom [3].

U praksi se često javlja potreba za spajanjem komponenti od različitih aluminijumskih legura, od kojih svaka nosi specifičan kompromis između čvrstoće, zavarljivosti i otpornosti na koroziju. Legura AA 2024-T351 pripada seriji 2XXX (Al-Cu-Mg), dostiže zateznu čvrstoću od 425 MPa i odlikuje se visokom zamornom čvrstoćom, što je čini preferiranim materijalom za primarne nosive elemente vazduhoplovnih konstrukcija [4]. Međutim, zbog visokog sadržaja bakra, ova legura ima izuzetno širok interval očvršćavanja, što je čini visoko osetljivom na tople prsline pri fuzionom zavarivanju - MIG zavarivanje AA 2024 bez podložne trake i pažljivo odabranog dodatnog materijala praktično nije izvodivo [5, 6]. Legura AA 6082-T6 pripada seriji 6XXX (Al-Mg-Si), ima umerenu čvrstoću ($R_m \approx 310$ MPa) i odličnu zavarljivost fuzionim postupcima, zbog čega se široko koristi u konstrukcijama šinskih vozila i brodogradnji [7].

Zavarivanje precipitaciono ojačanih aluminijumskih legura fuzionim postupcima nosi niz metalurških izazova koji direktno degradiraju mehanička svojstva zavarenog spoja. Termički ciklus zavarivanja izaziva rastvaranje, prezrevanje i rast ojačavajućih precipitata u zoni uticaja toplote (ZUT), što uzrokuje lokalno omekšavanje materijala - kod legura serije 6XXX omekšavanje ZUT može dostići i 50% u odnosu na osnovi metal [8, 9]. Pored toga, visoka toplotna provodljivost i visok koeficijent linearnog širenja aluminijuma pogoduju nastanku poroznosti, prslina pri skrućivanju i likvacionih prslina, posebno u legurama serije 2XXX [5]. Studije su pokazale da zatezna čvrstoća MIG zavarenih spojeva legure AA 2024-T351 ne prelazi 50% čvrstoće osnovnog metala, a lom ima izražen krto-transkristalni karakter [6].

Kao alternativa fuzionom zavarivanju, zavarivanje trenjem sa mešanjem (FSW) eliminiše probleme topljenja i skrućivanja, ostvaruje uže ZUT i znatno veće mehaničke performanse spojeva legure 2024-T351 - FSW spojevi dostižu i do 80% više vrednosti UTS od MIG i TIG spojeva iste legure [6]. Ipak, MIG postupak ostaje tehnološki i ekonomski relevantan u serijskoj industrijskoj proizvodnji zbog fleksibilnosti, brzine i mogućnosti automatizacije, te se istraživački napori usmeravaju ka razumevanju i optimizaciji ponašanja MIG zavarenih spojeva heterogenih aluminijumskih kombinacija [10].

U dosadašnjoj literaturi istovrsni MIG zavareni spojevi 2024-T351/2024-T351 i raznovrsni spojevi 2024-T351/6082-T6 nisu sistematično poređeni u istim eksperimentalnim uslovima. Prethodna istraživanja autora [11, 12] utvrdila su karakteristične obrasce degradacije mehaničkih svojstava i raspodale tvrdoće za oba tipa spoja, ali komparativna analiza uzroka i mehanizama razlike u lokaciji loma i iznosu pada čvrstoće nije bila predmet posebne studije.
Cilj ovog rada je da kroz sistematičnu komparativnu analizu MIG zavarenih spojeva 2024-T351/2024-T351 i 2024-T351/6082-T6 - izrađenih identičnim parametrima procesa i istim dodatnim materijalom - kvantifikuje razliku u mehaničkim svojstvima, identifikuje kritične faktore koji određuju mesto i karakter loma, i pruži osnovu za odabir optimalne tehnologije spajanja u industrijskim primenama.

2. MATERIJALI I METODE

Eksperimentalno istraživanje obuhvata dva seta uzoraka zavarenih MIG procesom:

- Sučeoni zavareni spoj iste aluminijumske legure AA 2024-T351/AA 2024-T351,
- Sučeoni zavareni spoj nesrodnih aluminijumskih legura AA 2024-T351/AA 6082-T6.

Hemijski i mehanički sastav osnovnih materijala i dodatnog materijala prikazani su u tabelama 1 i 2. Dimenzije ploča za zavarivanje bile su 300 mm × 125 mm × 8 mm. Za zavarivanje je korišćen uređaj Fronius Transpuls Synergic 4000. Zaštitni gas bio je mešavina argona i helijuma (ISO 14175 – I3 – ArHe–30).

Tabela 1. Hemijski sastav osnovnih materijala AA 2024-T351 i AA 6082-T6 (mas. %) (EN 573-3)

Legura	Mn	Fe	Mg	Si	Cu	Zn	Ti	Al
2024-T351	0,3-0,9	< 0,5	1,2-1,8	< 0,5	3,8-4,9	< 0,25	< 0,15	Osnova
6082-T6	0,4–1,0	0–0,5	0,6–1,2	0,7–1,3	0–0,1	0–0,2	0–0,1	Osnova

Tabela 2. Mehanička svojstva osnovnih materijala

Legura	R_{eh} (MPa)	R_m (MPa)	A (%)	Tvrdoća HV
2024-T351	310	425	10	137
6082-T6	260	310	10	95

Parametri MIG zavarivanja za oba seta uzoraka prikazani su u Tabeli 3. Uzorci su rezani hidroabrazivnim rezanjem. Ispitivanje mehaničkih svojstava obuhvata: merenje tvrdoće po Vikersu (aparat Wilson VH1150), zatezni test (Shimadzu AG-X 300 kN, prema ASTM E8M), test savijanja na troukladnoj prizi (lice i koren šava) i Charpy udarno ispitivanje. Analiza mikrostrukture sprovedena je na svetlosnom mikroskopu Leica Q500MC i skenirajućem elektronskom mikroskopu JEOL JSM-6610LV, nakon metalografske pripreme i nagrizanja Kellerovim reagensom.

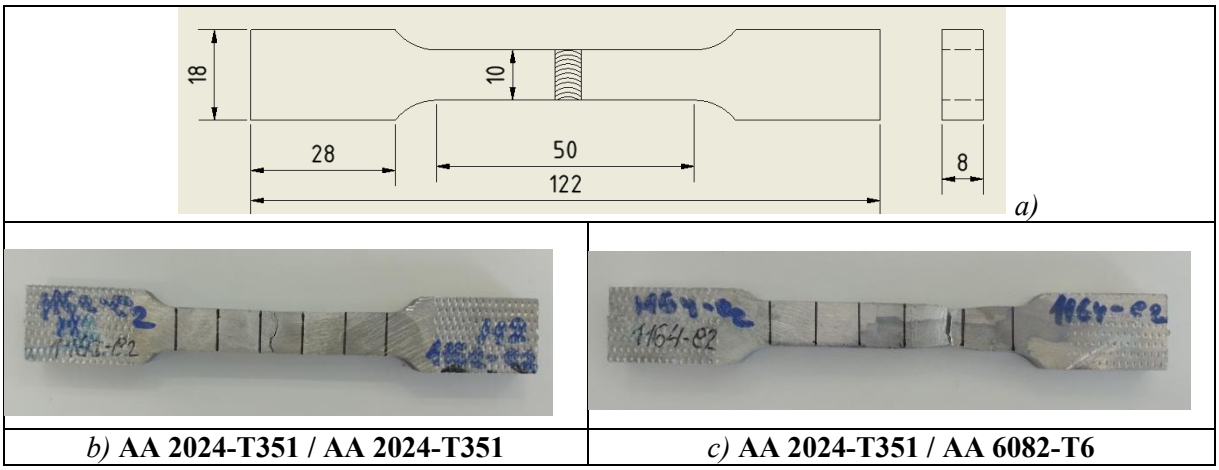
Tabela 3. Parametri MIG zavarivanja [12, 13]

Zavareni spoj	Prolaz	I (A)	U (V)	Brzina žice (m/min)	Brzina zav. (mm/s)	Unos toplote (J/mm)
AA 2024 / AA 2024	1	155	21,7	6,3	6,98	385
	2	180	23,2	7,5	8,82	379
	3	170	22,7	7,3	8,33	371
AA 2024 / AA 6082	1	150	21,0	6,2	7,00	360
	2	160	22,0	6,5	11,5	245
	3	160	22,0	6,5	7,70	366

3. REZULTATI

3.1. Zatezna čvrstoća

Zatezna svojstva zavarenih spojeva su određena na sobnoj temperaturi korišćenjem kidalice Shimadzu AG-X 300 kN. Za ispitivanje su korišćene epruvete dimenzija definisanih standardom ASTM E8M. Na slici 1a date su dimenzije epruvete korišćene za ispitivanje zateznih svojstava zavarenih spojeva AA 2024-T351 / AA 2024-T351 i AA 2024-T351 / AA 6082-T6 ostvarenih MIG postupkom zavarivanja.



b) **AA 2024-T351 / AA 2024-T351** | *c)* **AA 2024-T351 / AA 6082-T6**

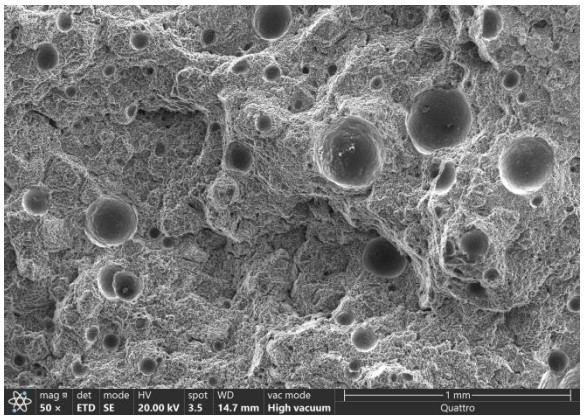
Slika 1. a) Dimenzije epruvete za ispitivanje na zatezanje, b) i c) Epruvete nakon ispitivanja na zatezanje

Rezultati zateznih ispitivanja prikazani su u Tabeli 4. Zavareni spoj legure 2024-T351 (ista legura) pokazao je maksimalnu zateznu čvrstoću od 261 MPa, što predstavlja pad od oko 40% u odnosu na osnovi metal (425 MPa). Lom je nastupio u metalu šava i bio je krtog karaktera, na šta ukazuje mala vrednost izduženja pri lomu (1,2%). Zavareni spoj nesrodnih legura 2024-T351/6082-T6 pokazao je zateznu čvrstoću od 198 MPa, što je smanjenje od oko 36% u odnosu na slabiji od dva osnovna metala (legura 6082-T6, R_m = 310 MPa). Lom je nastao u zoni legure 6082-T6, žilavog karaktera, sa izdužanjem od 7,3%.

Tabela 4. Rezultati zateznih ispitivanja zavarenih spojeva [12, 13]

Zavareni spoj	$R_{p0,2}$ / R_{eh} (MPa)	R_m (MPa)	A (%)	Mesto loma
AA 2024-T351/ AA 2024-T351	209	261	1,2	Metal šava (krto)
AA 2024-T351/ AA 6082-T6	113	198	7,3	Osnovi metal 6082-T6 (žilavo)

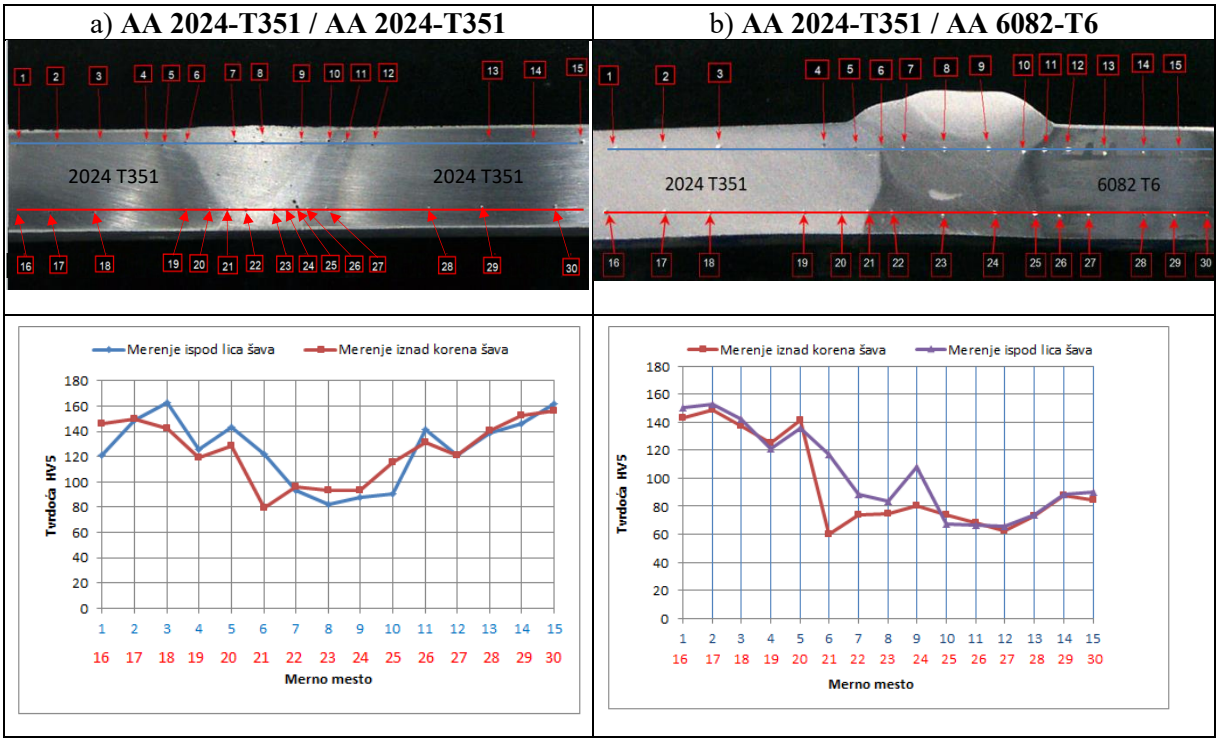
SEM analiza površine loma zateznih epruveta spoja 2024-T351/2024-T351 pokazala je prisustvo krupnih pora i transkristalnih prslina karakterističnih za krti lom u metalu šava (Sl. 2). Pore u metalu šava nastaju tokom očvršćavanja zbog visokog sadržaja vodonika rastvorenog u tečnom aluminijumu, koji se oslobađa pri naglom padu rastvorljivosti tokom solidifikacije [3, 5]. Kod spoja 2024-T351/6082-T6, lom je žilavog karaktera sa izraženim jamičastim (dimple) morfologijama na površini loma, što odgovara mestu loma u osnovnom metalu 6082-T6 unutar oslabljenog ZUT-a [11].



Slika 2. Površina loma zatezne epruvete spoja AA 2024-T351/AA 2024-T351 – prisustvo pora (SEM).

3.2. Raspodela tvrdoće

Merenje tvrdoće prema Vikersu je vršeno na uređaju za merenje tvrdoće Wilson VH1150. Prema standardnoj proceduri po tri merenja tvrdoće su rađena u osnovnom metalu (OM1), tri u zoni uticaja toplote (ZUT1) na strani OM1, tri u metalu šava (MŠ), tri u zoni uticaja toplote (ZUT2) na strani osnovnog metala (OM2) i tri u osnovnom metalu (OM2). Na slici 3a i 3b prikazana su mesta merenja tvrdoće u zavarenom spoju blizu lica šava i blizu korena šava.



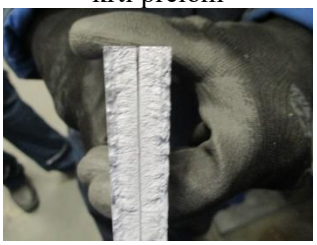
Slika 3. Raspodela tvrdoće kroz sučeoni MIG zavareni spoj legura a) AA 2024-T351/AA 2024-T351 b) AA 2024-T351/AA 6082-T6 [12, 13]

Kod zavarenog spoja istorodnih legura AA 2024-T351/AA 2024-T351, tvrdoća metala šava iznosi oko 85–95 HV, što je znatno niže od tvrdoće osnovnog metala (oko 160 HV). U ZUT-u izmerena je tvrdoća od oko 120–140 HV. Pad tvrdoće u metalu šava iznosi oko 40% u odnosu na osnovi metal. Kod zavarenog spoja raznorodnih legura AA 2024-T351/AA 6082-T6,

tvrdoća metala šava iznosi oko 80 HV, što je manje od oba osnovna metala (150 HV za 2024-T351 i 90 HV za 6082-T6). Tvrdoća ZUT-a prema strani legure 6082-T6 je oko 60 HV, a prema strani 2024-T351 oko 120 HV. Ovakva raspodela tvrdoće posledica je termodinamičkih promena u legiranim fazama tokom zavarivanja.

3.3. Test savijanja

Test savijanja (lice i koren šava) pokazao je mali ugao savijanja do pojave prsline kod oba tipa zavarenog spoja, što ukazuje na ograničena plastična svojstva zavarenih spojeva. Spoj 2024-T351/2024-T351 pokazao je izrazito krti karakter loma pri savijanju. Kod spoja nesrodnih legura 2024-T351/6082-T6, spoj pokazuje nešto veću sposobnost deformacije pri testu lica šava u poređenju sa testom korena šava.

Zavareni spoj	**a) Savijanje oko korena MIG zavarenog spoja**	**b) Savijanje oko lica MIG zavarenog spoja**
AA 2024-T351 / AA 6082-T6		
Ugao savijanja	≈50 °	≈80 °
AA 2024-T351 / AA 2024-T351		Vrlo mali ugao savijanja ≈10° – krti prelom 

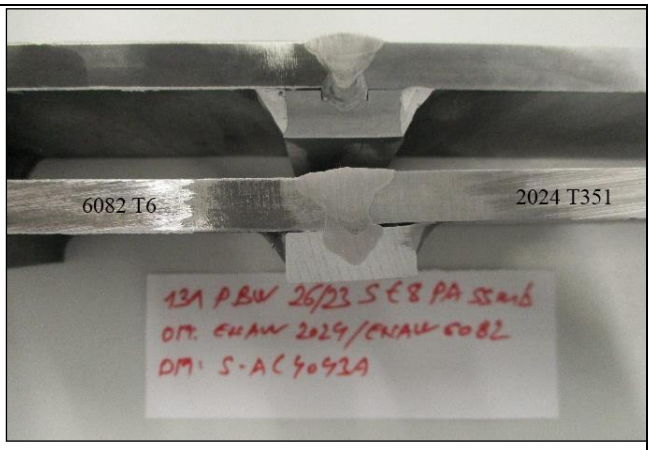
Slika 4. Ispitivanje na savijanje MIG zavarenih spojeva Al legura AA 2024-T351/AA 6082-T6 [12, 13]

3.4. Mikrostrukturna analiza

Pre mikrostrukturne analize pojedinih zona zavarenih spojeva, prikazana je makrostruktura poprečnog preseka oba zavarena spoja. Makrostruktura spoja AA 2024-T351/AA 2024-T351 (Slika 5) i spoja AA 2024-T351/AA 6082-T6 (Slika 6) pokazuje pravilan simetričan oblik šava bez vidljivih defekata kao što su prsline, zajedi i poroznost.

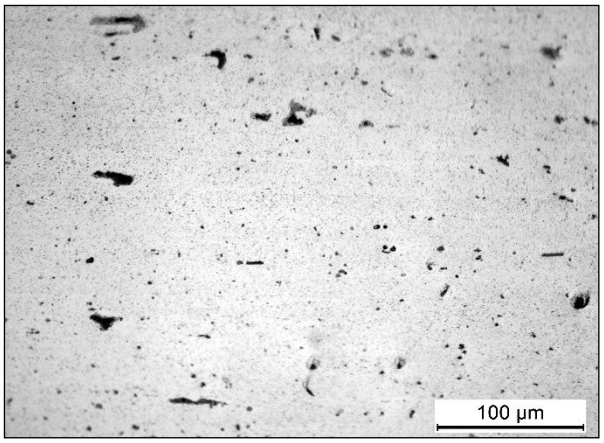


Slika 5. Makrostruktura sučeonog zavarenog spoja AA 2024-T351/AA 2024-T351 [12].

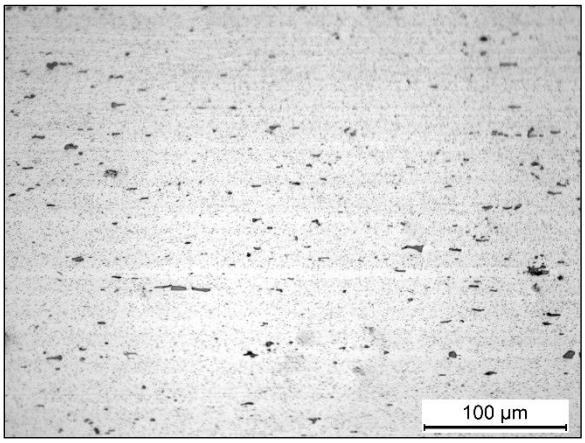


Slika 6. Makrostruktura sučeonog zavarenog spoja AA 2024-T351/AA 6082-T6. [13]

Slike 7 i 8 prikazuju mikrostrukturu osnovnih materijala: aluminijumske legure 2024-T351 i aluminijumske legure 6082-T6. Na uzorku legure 2024-T351 uočena su izdužena zrna u pravcu valjanja.

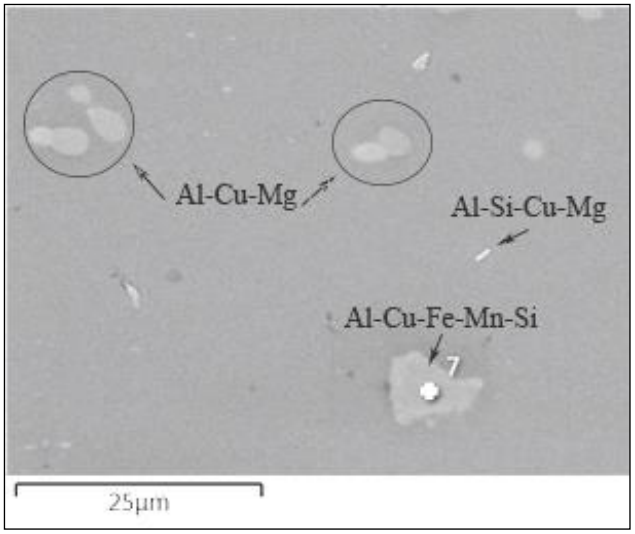


Slika 7. Raspodela čestica druge faze u leguri aluminijuma AA 2024-T351 (LM).

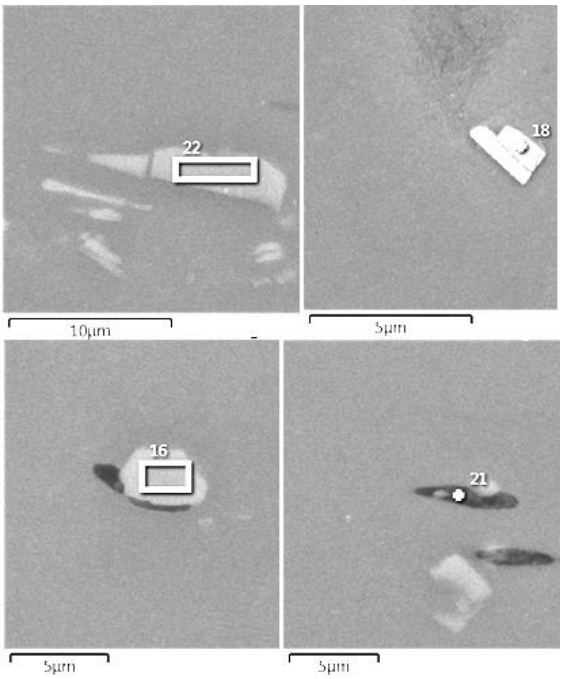


Slika 8. Raspodela čestica druge faze u leguri aluminijuma AA 6082 T6 (LM).

Mikrostruktura osnovnog metala legure AA 2024-T351 karakteriše se izduženim zrnima u pravcu valjanja sa koherentnim precipitatima S′ (Al_2CuMg) i θ′ (Al_2Cu) koji su nosioci precipitacionog ojačavanja u T351 stanju [12]. SEM/EDS analizom identifikovane su krupne intermetalne čestice (IMP) tipa Al–Cu–Fe–Mn (Al_7Cu_2Fe, veličine ~10 µm) i finije čestice Al–Cu–Mg baze, nasumično raspoređene po matrici i granicama zrna (Slika 9). Mikrostruktura osnovnog metala legure AA 6082-T6 sadrži izdužena zrna u pravcu valjanja i intermetalne faze Al–Fe–Mn–Mg–Si–Cr i Al–Mg–Si–Mn (Slika 10), kao i fine precipitate tipa Mg_2Si nastale procesom veštačkog starenja, koji su primarni nosioci ojačavanja ove legure [12].



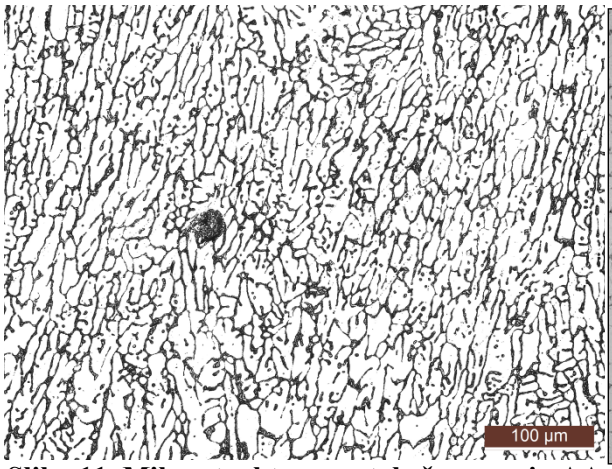
Slika 9. Čestice druge faze u legurama aluminijuma AA 2024-T351 (SEM).



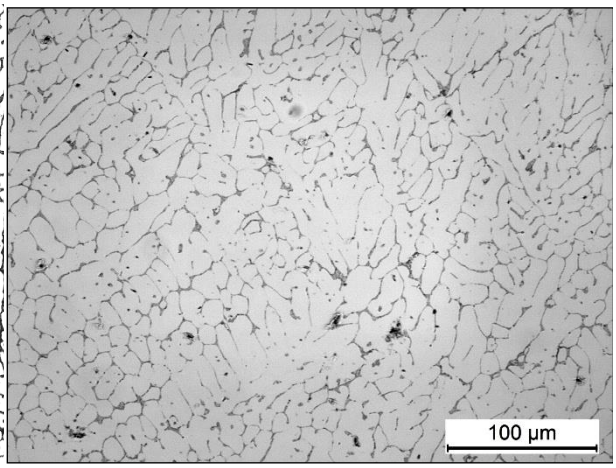
Slika 10. Čestice druge faze u legurama aluminijuma AA 6082-T6. Al-Fe-Mn-Mg-Si-Cr, Al-Si-Mg, Al-Mg-Si-Mn, Al-Mg-Si,. (SEM).

Mikrostruktura metala šava (MS) kod oba zavarena spoja nastala je topljenjem i mešanjem osnovnog i dodatnog materijala (AlSi5 / EN ISO 18273: S Al 4043A), te se značajno razlikuje od mikrostrukture osnovnih metala. Zona topljenja, odnosno oblast metala šava, formirana je popunjavanjem prethodno pripremljenog žleba rastopljenim dodatnim materijalom koji se meša sa rastopljenim osnovnim metalima.

Mikrostrukturu metala šava spoja AA 2024-T351/AA 2024-T351, datu na slici 11, karakteriše livačka dendritska struktura sa zrnima različitih veličina i usmerenošću rasta u pravcu odvođenja toplote od kupke ka hladnijem osnovnom metalu. Slična morfologija uočava se i na slici 12, koja prikazuje metal šava spoja AA 2024-T351/AA 6082-T6 — dendritska struktura je prisutna i u ovom slučaju, s tim što heterogen hemijski sastav metala šava, nastao mešanjem dva osnovna metala različitih legirnih sistema (Al-Cu-Mg i Al-Mg-Si) sa dodatnim materijalom AlSi5, rezultuje nešto izraženijom hemijskom nehomogenošću međudendritskih oblasti u poređenju sa istovrsnim spojem.

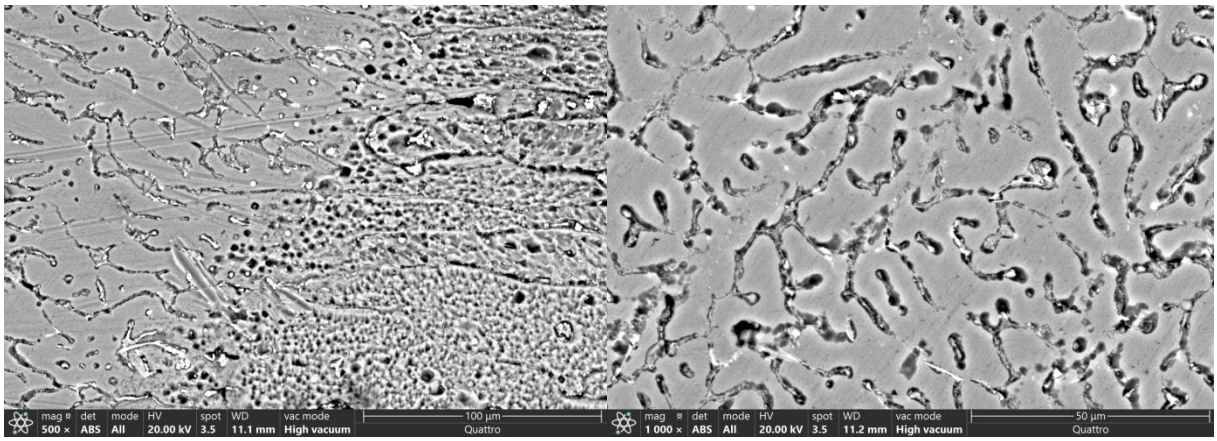


Slika 11. Mikrostruktura metala šava spoja AA 2024-T351/ AA 2024-T351 (LM).



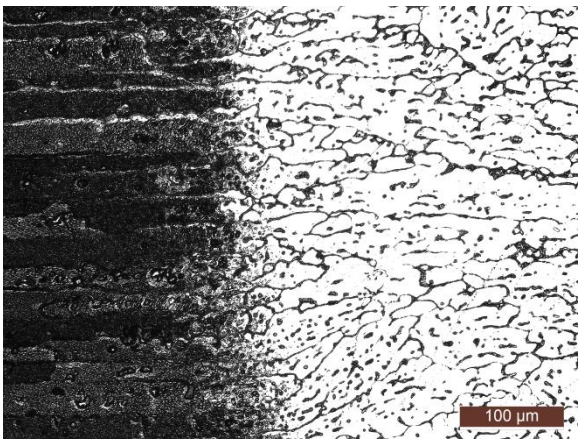
Slika 12. Mikrostruktura metala šava spoja AA 2024-T351/AA 6082-T6 (LM).

Kod sučeonog zavarenog spoja istovrsnih legura AA 2024-T351/AA 2024-T351, u metalu šava su SEM analizom uočene intermetalne čestice tipa $Al_2CuFeMn$ (svetla faza) na granicama i unutar zrna, nasumičnog rasporeda i različitih dimenzija (Slika 13) [6, 12]. Visok sadržaj bakra u leguri 2024-T351 doprinosi nastanku pomenutih krupnih IMP tokom skrućivanja metala šava, koje deluju kao mesta inicijacije prslina i uzrokuju krt karakter loma zavarenog spoja [5]. Dodatni materijal AlSi5 unosi povišen udeo Si (~5 mas. %) koji snižava tačku topljenja i poboljšava tečnost kupke, čime se smanjuje osetljivost na tople prsline, ali istovremeno doprinosi krtosti metala šava [10, 12].

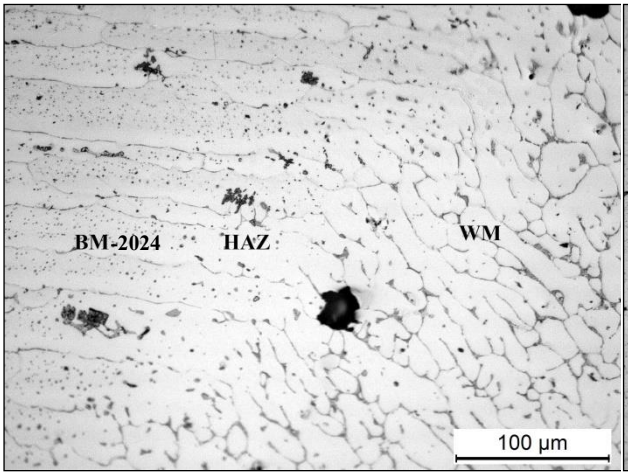


Slika 13. Mikrostruktura metala šava spoja AA 2024-T351/ AA 2024-T351 (SEM).

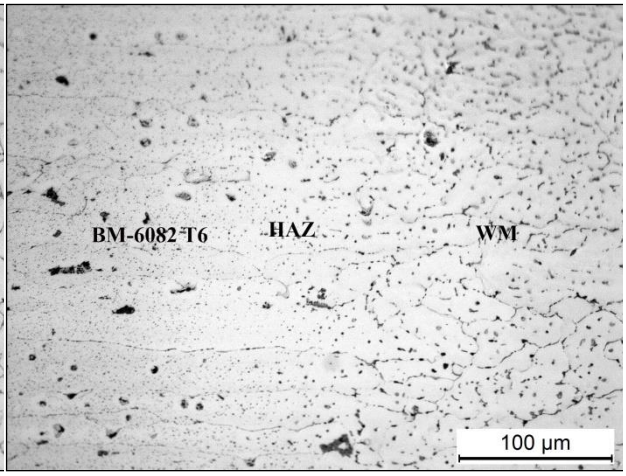
U zoni uticaja toplote (ZUT) spoja 2024-T351/2024-T351 uočava se niža gustina precipitata u poređenju sa osnovnim metalom (Slika 14). Toplotni ciklus zavarivanja uzrokuje rastvaranje i grubljenje ojačavajućih precipitata S′/θ′ u ZUT-u, što rezultuje padom tvrdoće i čvrstoće u toj zoni [5, 8]. Granica stapanja prema leguri 2024-T351 karakteriše se prisustvom IMP precipitovanih na granicama zrna u kolumnarnoj orijentaciji, dok su u ZUT-u prisutne krupne IMP na granicama zrna [6].



Slika 14. Zavareni spoj 2024-T351/2024-T351 - Mikrostruktura Zone uticaja toplote između metala šava i osnove AA 2024-T351 (LM).



Slika 15. Zavareni spoj AA 2024-T351/AA 6082-T6 - Mikrostruktura Zone uticaja toplote između metala šava i osnovnog metala AA 2024-T351 (LM).



Slika 16. Zavareni spoj AA 2024-T351/AA 6082-T6 - Mikrostruktura Zone uticaja toplote između metala šava i osnovnog metala AA 6082-T6 (LM).

Kod sučeonog zavarenog spoja nesrodnih legura AA 2024-T351/AA 6082-T6, mikrostruktura metala šava nastaje mešanjem oba osnovna metala i dodatnog materijala AlSi5, što rezultuje heterogenim hemijskim sastavom metala šava sa povišenim sadržajem Si. Mikrostruktura je dendritskog karaktera sa IMP raspoređenim na granicama i unutar zrna [11]. ZUT prema strani legure 6082-T6 pokazuje asimetričan karakter u odnosu na ZUT prema strani 2024-T351. Na strani legure 6082-T6, u ZUT-u su prisutni krupni precipitati Mg-Si tipa na granicama i unutar zrna globularnog oblika (Slika 16), dok se simultano zapaža niža gustina finih precipitata β″ (Mg_2Si faze) koji su nosioci ojačavanja u T6 stanju ove legure [14, 15]. Mehanizam omekšavanja ZUT-a prema leguri 6082-T6 leži u gubitku koherentnih β″ precipitata usled grubljenja i rastvaranja tokom termičkog ciklusa zavarivanja, što direktno korelira sa padom tvrdoće na ~60 HV u ZUT-u prema ovoj strani spoja [14]. ZUT prema strani legure 2024-T351 pokazuje nižu gustinu finih precipitata Al-Cu i Al-Cu-Mg baze, a tvrdoća u ovoj zoni iznosi oko 120 HV (Slika 15) [11].

Mikrostrukturna analiza oba zavarena spoja potvrđuje da MIG postupak zavarivanja izaziva značajne promene u rasporedu i morfologiji precipitata kako u metalu šava, tako i u ZUT-u, koje su direktan uzrok smanjenja mehaničkih svojstava. Precipitaciono ojačanje, koje je primarni mehanizam čvrstoće u legurama AA 2024-T351 (precipitati S′/θ′ Al-Cu i Al-Cu-Mg baze) i AA 6082-T6 (precipitati β″/β′ Mg-Si baze), ozbiljno je narušeno toplotnim ciklusom zavarivanja [5, 8, 14]. Livačka dendritska struktura metala šava sa krupnim IMP i poroznošću predstavlja mikrostrukturnu osnovu za povišenu krtost i smanjena mehanička svojstva zavarenih spojeva aluminijumskih legura serije 2XXX i kombinacije 2XXX/6XXX zavarenih MIG postupkom.

4. DISKUSIJA

Komparativna analiza mehaničkih svojstava zavarenih spojeva iste legure 2024-T351 i nesrodnih legura 2024-T351/6082-T6, zavarenih MIG procesom, ukazuje na sledeće ključne razlike i zajedničke karakteristike:

Pad čvrstoće zavarenog spoja prisutan je kod oba tipa spoja. Kod spoja iste legure 2024-T351/2024-T351 iznosi oko 40%, dok kod spoja nesrodnih legura 2024-T351/6082-T6 iznosi oko 36% u odnosu na slabiji osnovni metal. Ova razlika je posledica toga što se kod nesrodnog spoja za referencu uzima legura 6082-T6 koja je znatno niže čvrstoće od 2024-T351.

Mesto loma razlikuje se između dva tipa spoja. Krto lomljenje u metalu šava karakteristično je za spoj 2024-T351/2024-T351 i ukazuje na prisustvo poroznosti i krupnih intermetalnih čestica u metalu šava. Kod nesrodnog spoja, lom nastaje u zoni legure 6082-T6, žilavog karaktera, što znači da je metal šava, zahvaljujući dodatnom materijalu AlSi5, osetno čvršći od oslabljene ZUT legure 6082-T6.

Raspodela tvrdoće kod oba tipa spoja pokazuje najizraženiji pad tvrdoće u metalu šava, što je posledica otapanja ojačavajućih precipitata tokom termalnog ciklusa zavarivanja i njihovog grubog prekristalisanja. Kod legura serije 2XXX, precipitati Al2Cu i Al-Cu-Mg baze igraju ključnu ulogu u ojačavanju; njihovim otapanjem i pregrevanjem dolazi do pada tvrdoće. Kod legura serije 6XXX (6082-T6), precipitati Mg-Si tipa podložni su sličnim procesima u ZUT-u. Dodati materijal AlSi5 (4043A) povoljno utiče na smanjenje osetljivosti metala šava na vrele prsline, zahvaljujući visokom sadržaju Si koji snižava tačku topljenja i poboljšava tečnost rastopa. Ipak, visok Si sadržaj doprinosi krtosti metala šava, što se ogleda u lošim rezultatima ispitivanja savijanjem.

Zajednički zaključak za oba tipa spoja jeste da MIG zavarivanje legura serije 2XXX i kombinacija 2XXX/6XXX dovodi do degradacije mehaničkih svojstava, posebno žilavosti i plastičnosti. Za zahtevne primene u avio i transportnoj industriji preporučuje se razmatranje alternativnih postupaka spajanja, kao što je zavarivanje trenjem mešanjem (FSW).

5. ZAKLJUČAK

Na osnovu komparativne analize MIG zavarenih spojeva aluminijumskih legura 2024-T351/2024-T351 i 2024-T351/6082-T6 mogu se izvesti sledeći zaključci:

1. Zatezna čvrstoća zavarenog spoja 2024-T351/2024-T351 iznosi 261 MPa, što predstavlja pad od oko 40% u odnosu na osnovi metal (425 MPa). Lom je nastao u metalu šava, krtog karaktera.
2. Zatezna čvrstoća zavarenog spoja 2024-T351/6082-T6 iznosi 198 MPa, što je pad od oko 36% u odnosu na slabiji osnovi metal 6082-T6 (310 MPa). Lom je nastao u zoni osnovnog metala 6082-T6, žilavog karaktera.
3. Tvrdoća metala šava kod oba spoja je značajno niža od tvrdoće osnovnih metala: oko 40% niža kod spoja 2024-T351/2024-T351 i oko 55% niža u odnosu na tvrđi osnovi metal 2024-T351 kod nesrodnog spoja.
4. Rezultati testa savijanja ukazuju na loša tehnološka svojstva zavarenih spojeva – mali ugao savijanja do pojave prsline zabeležen je kod oba tipa spoja.
5. Mikrostrukturna analiza pokazala je da MIG postupak zavarivanja uzrokuje značajne promene u rasporedu i morfologiji precipitata u metalu šava i zoni uticaja toplote (ZUT) kod oba zavarena spoja. Livačka dendritska struktura metala šava sa krupnim intermetalnim česticama (IMP) tipa Al–Cu–Fe–Mn i poroznošću predstavlja mikrostrukturnu osnovu za povišenu krtost i smanjena mehanička svojstva spoja 2024-T351/2024-T351.
6. Precipitaciono ojačanje, kao primarni mehanizam čvrstoće legure AA 2024-T351 (precipitati S′/θ′ Al-Cu i Al-Cu-Mg baze) i legure AA 6082-T6 (precipitati β″/β′ Mg-Si baze), ozbiljno je narušeno toplotnim ciklusom zavarivanja. Asimetrični ZUT spoja 2024-T351/6082-T6, sa padom tvrdoće na ~60 HV prema strani 6082-T6, direktna je posledica gubitka koherentnih β″ precipitata, što objašnjava lokaciju loma u osnovnom metalu 6082-T6.
7. Za postizanje boljih mehaničkih svojstava zavarenih spojeva preporučuje se optimizacija parametara MIG zavarivanja i razmatranje alternativnih procesa zavarivanja (FSW) koji ne zahtevaju topljenje materijala.

ZAHVALNICA

Ovaj istraživački rad finansijski je podržalo Ministarstvo nauke, tehnološkog razvoja i inovacija Republike Srbije (Ugovor br. 451-03-33/2026-03/200109).

LITERATURA

[1] Sharma, V., Živić, F., Adamović, D., Ljušić, P., Kotorčević, N., Slavković, V., Grujović, N. (2023). Multi-criteria decision making methods for selection of lightweight material for railway vehicles. *Materials*, 16(1), 368. https://doi.org/10.3390/ma16010368

[2] Cascino, A., Meli, E., Rindi, A. (2023). A strategy for lightweight designing of a railway vehicle car body including composite material and dynamic structural optimization. *Railway Engineering Science*, 31, 340–350. https://doi.org/10.1007/s40534-023-00312-6

[3] Xiaoguang, S., Xiaohui, H., Chaofang, D., Xiaogang, L. (2021). Applications of Aluminum Alloys in Rail Transportation. U: *Aluminium Alloys and Composites*. IntechOpen, Chapter 5. DOI: 10.5772/intechopen.96442; https://www.intechopen.com/chapters/75650

[4] Heinz, A., Haszler, A., Keidel, C., Moldenhauer, S., Benedictus, R., & Miller, W.S. (2000). Recent development in aluminium alloys for aerospace applications. *Materials Science and Engineering A*, 280(1), 102–107. https://doi.org/10.1016/S0921-5093(99)00674-7

[5] Novakova, I., Moravec, J., Novak, J., Solfronk, P. (2021). Influence of preheating temperature on changes in properties in the HAZ during multipass MIG welding of alloy AW 6061 and possibilities of their restoration. *Metals*, 11(12), 1902. https://doi.org/10.3390/met11121902

[6] Milčić, M., Klobčar, D., Milčić, D., Zdravković, N., Đurić, A., Vuherer, T. (2024). Comparison between Mechanical Properties and Joint Performance of AA 2024-T351 Aluminum Alloy Welded by Friction Stir Welding, Metal Inert Gas and Tungsten Inert Gas Processes. *Materials*, *17*(13), 3336. https://doi.org/10.3390/ma17133336

[7] Missori, S., Sili, A. (2000). Mechanical behavior of 6082-T6 aluminum alloy welds. *Metallurgical Science and Technology*, 18(1), 12–18. https://www.fracturae.com/index.php/MST/article/view/1057

[8] Bunaziv, I., Tomstad, A.J., Kvam-Langelandsvik, G., Eriksson, M. (2025). A through-process modelling approach of aluminium heat-affected zone softening and weld joint performance. *Int J Adv Manuf Technol* 137, 4011–4022. https://doi.org/10.1007/s00170-025-15395-0

[9] Machfuroh, T., Witono, K., Agustriyana, L., Rosady., S.D.N., Puspitasari, E., Emzain, .F. (2026). Mechanical performance and haz softening behavior of mig-welded AA6061 aluminium under varying welding parameters. *Journal of Engineering and Applied Science* 73, 71. https://doi.org/10.1186/s44147-026-00939-2

[10] Naing, T.H., Muangjunburee, P. (2022). Metallurgical and mechanical characterization of MIG welded repair joints for 6082-T6 aluminum alloy with ER 4043 and ER 5356. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 75, 1583–1593. https://doi.org/10.1007/s12666-022-02523-7

[11] Milčić, D., Vuherer, T., Radović, Lj., Milčić, M., Mladenović, M., Radovanović, A., Radović, N.: MIG welding process on the mechanical properties of butt welded joints of dissimilar aluminum alloys 2024-T351/6082-T6, Proceedings OTEH 2022, Beograd, 2022.

[12] Milčić, D., Milčić, M., Klobčar, D., Đurić, A., Zdravković, N.: Structure and mechanical properties of MIG welded butt-joints of aluminum alloy 2024 T351, DEMI 2023, Banja Luka, 2023.

[13] Milčić, D., Milčić, M., Đurić, A., M., Klobčar, D., Zdravković, N., Cvetković, P.R., Grabulov, V. (2024). A Comparative Investigation of Mechanical Properties of Butt Welded Joints of Dissimilar Aluminium Alloys AA 2024-T351 AND AA 6082-T6 Obtained by MIG and TIG Welding. *Zavarivanje i zavarene konstrukcije*, 1/2024, 31-40. https://doi.org/10.46793/Zavarivanje24.S2.1M

[14] Yang, S., Yang, X., Lu, X., Li, M.V., Zuo, H., Wang, Y.,: Strength calculation and microstructure characterization of HAZ softening area in 6082-T6 aluminum alloy CMT welded joints, Mater Today Commun, 37 (2023), Article 107077

[15] Cui, S., Tian, F., Ma, R., Yu, Y., & Xu, L. (2023). Study on the Morphology, Microstructure, and Properties of 6082-T6 Aluminum Alloy Joints in MIG Welding. *Metals*, *13*(7), 1245. https://doi.org/10.3390/met13071245

Broj rada: 1.4
DOI: 10.65156/wws.sjdp.si.004

ZAHTJEVI ZA KVALIFIKACIJU TIG RUČNOG POSTUPKA ZAVARIVANJA SUČEONOG SPOJA IZMEĐU NAVARENIH CIJEVI PREMA ASME BPVC SEKCIJA IX EDICIJA 2025

REQUIREMENTS FOR QUALIFICATION OF GTAW MANUAL WELDING OF BUTT JOINTS BETWEEN CLAD TUBES ACCORDING TO ASME BPVC SECTION IX EDITION 2025

Autori: Tihomir Marsenić IWE[1], Dean Lesan IWP[1], Ivan Đogaš IWT[1], dr.sc.Marko Dunđer[2], Božo Despotović[3]

[1] ANDRITZ TEP d.o.o., Ulica 108. brigade ZNG 84, 35000 Slavonski Brod, R.Hrvatska
[2]Sveučilište u Slavonskom Brodu, Strojarski fakultet, Ulica 108. brigade ZNG 36, 35000 Slavonski Brod, R. Hrvatska
[3] Društvo za tehniku zavarivanja Slavonski Brod, Slavonski Brod 35000, R. Hrvatska

E-mail: tihomir.marsenic@andritz.com

Rezime: Navarene kotlovske komponente primjenjuju se za izradu kotlova koji primjenjuju otpad kao gorivo. Ovi kotlovi poznati su kao waste to energy boilers. Andritz TEP d.o.o. je jedan od najvećih proizvođača ovih tipova kotlova u Europi. U svom 20 godišnjem iskustvu u proizvodnji ovakvih tipova kotlova proizveo ih je više od 50. Najkritičnija mjesta ovakvih kotlova su mjesta spajanja, sučeoni spojevi navarnih cijevi. Kako se kotlovsko postrojenje isporučuje u Kanadu, kvalifikacija postupka zavarivanja se izvodi prema zahtjevima ASME BPVC Sekcija IX, edicija 2025. Prilikom kvalifikacije potrebno je definirati metod kvalifikacije, bitne i nebitne varijable zavarivanja za TIG postupak zavarivanja, metode i opsege ispitivanja uključujući kriterije prihvatljivosti koji se određuju prema zahtjevima ASME BPVC Sekcije I i IX, edicije 2025. Osim standardnih zahtjeva za kvalifikaciju, potrebno je ispitati kemijski sastava metala navara, odrediti minimlanu debljinu navarenog korozijski postojanog sloja. Glavni zahtjev za kemijski sastav se temelji na leguri koja se primjenjuje za navarivanje ERNiCrMo-3 i maksimalnom sadržaju željeza. Maksimalni dopušteni sadržaj željeza za ručno zavarivanje iznosi 7% Fe.

Ključne reči: Sučeoni spoj navarenih cijevi, ASME BPVC Sekcija IX edicija 2025, TIG varijable zavarivanja, Zahtjevi za kvalifikaciju postupka zavarivanja

Abstract: Cladded boiler components are used to make boilers that use waste as fuel. These boilers are known as waste to energy boilers. Andritz TEP is one of the largest producers of these types of boilers in Europe. In his 20 years of experience in the production of these types of boilers, he has produced more than 50 of them. The most critical places of these boilers are the connection points, the butt joints of the clad tubes. As the boiler is delivered to Canada, the qualification of the welding process is performed according to the requirements of ASME BPVC Section IX, Edition 2025. During the qualification, it is necessary to define the qualification method, essential and non-essential welding variables for GTAW welding process, the methods and scope of examinations including the acceptance criteria according to the requirements of ASME BPVC Section I and IX, Edition 2025. In addition to the standard qualification requirements, it is necessary to examine the chemical composition of the

corrosion resistant overlay metal, determine the minimum thickness of the corrosion-resistant layer. The main requirement for the chemical composition is based on the alloy used for the corrosion resistant overlay, ERNiCrMo-3, and the maximum iron content. The maximum acceptable iron content for manual welding is 7% Fe.

Key words: Butt joint of clad tubes, ASME BPVC Section IX, edition 2025, GTAW variables, Qualification requirements

1. UVOD

Porastom broja stanovnika u velikim gradovima sve je više komunalnog otpada koji negativno utječe na okoliš samim tim i na kvalitetu života, odnosno zdravlje ljudi i životinja. Andritz Termoenergetska Postrojenja d.o.o. (ATEP) nudi rješenje u tretiranju komunalnog nerazgradivog otpada kontroliranim izgaranjem na visokim temperaturama pri čemu se proizvodi toplinska energija koja se primjenjuje; za proizvodnju pare i električne energije, za grijanje stambenih objekata u naseljima, gradovima, za podršku industriji u pojedinim industrijskim procesima. Postrojenja u kojim se ovakvi procesi odvijaju nazivaju se "Waste to energy" (WtE) postrojenja koja su s aspekta zagađenja okoliša provjerena i sigurna. Najosjetljiviji dio takvog postrojenja je ložište kotla zbog visokih temperatura i agresivnih produkata izgaranja nastalih izgaranjem komunalnog otpada. Zbog toga se ložište ovakvih postrojenja često prevlači navarivanjem korozijski postojanim slojem. Sklopovi komponenti ložišta se međusobno spajaju zavarivanjem tako da se pri izradi susrećemo sa kompozitnim spojevima, najčešće sučeonim spojevima između navarenih cijevi. Kako se radi o tlačno nosivim zavarenim spojevima prema zahtjevu norme The American Sociaty of Mechanical Engineers, Boiler Pressure Vessel Code Section I, edition 2025 (ASME BPVC. I-2025), ove spojeve je potrebno kvalificirati.

2. OSNOVNI ZAHTJEVI ZA IZRADU I KVALIFIKACIJU POSTUPKA ZAVARIVANJA

ATEP proizvodi kotlove za "waste to energy" postrojenja više od dvadeset godina. Proizvodi ih većinom za europsko i sjeverno američko tržite, te je stoga certificiran prema PED direktivi 2014/68 EU i od The American Society of Mechanical Engineers te posjeduje S i U žig. Trenutno u radionicama ATEP-a proizvodi se jedan takav kotao za kanadsko tržište prema zahtjevima ASME BPVC.I-2025, dok se kvalifikacija postupaka zavarivanja i zavarivača odvija prema ASME BPVC.IX-2025. Dominantni tlačno nosivi spojevi u kladiranom području su sučeljeni spojevi između navarenih cijevi. Način kvalifikacije sučeonog spoja između navarenih cijevi je specificiran u ASME BPVC. IX-2025, paragraf QW-217, a može se provesti prema Metodi A ili B, ovisno o tome je li debljina korozijski postojanog sloja - kladiranog sloja uključena u proračun čvrstoće ili ne. Kako u promatranom slučaju debljina korozijskog postojanog sloja - navara nije uključena u proračun, kvalifikacija postupka zavarivanja može biti provedena prema „Metodi A" kada je navareni sloj uključen u proračun ili prema „Metodi B" kada se vlačno ispituje samo nosivi tlačni dio spoja bez navara. Prema metodi A, navar i tlačno nosivi dio zajedno trebaju biti podvrgnuti vlačnom testu, dok prema Metodi B samo tlačno nosivi dio treba biti podvrgnut vlačnom testu. Kako se tijekom izrade zavarenog sučeonog spoja primjenjuju dva dodatna materijala i priprema spoja je takva da je teško odvojiti zavarivanje dodatnim materijalom s ugljičnim čelikom od niklenog dodatnog materijala, kvalifikacija spoja zavarivanja je izvedena prema "Metodi A".

3. OSNOVNI I DODATNI MATERIJALI

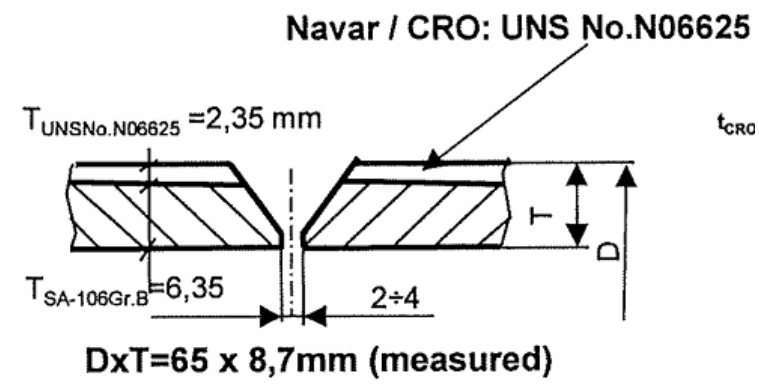
Na ovom projektu za izradu membranskih zidova kotla primjenjuje se osnovni materijal cijevi kvalitete SA-106 Gr.A, dimenzija 60,3 x 6,35 mm. Radi se o bešavnim cijevima s garantiranim kemijskim sadržajem za rad na visokim temperaturama. Cijev je izrađena od ugljičnog čelika s maksimalnim sadržajem ugljika 0,25% [1]. Ove cijevi su navarene niklenom legurom poznatom pod trgovačkim nazivom UTP A 6222 Mo, klasifikacijske oznake SFA A5.14: ERNiCrMo3 [2]. Prosječna debljina navarenog sloja iznosila je 2,35 mm, tako da ukupna debljina cijevi tlačno nosivog dijela i navarenog dijela iznosi 8,7 mm. Zavarivanje sučeonog spoja između navarenih cijevi je provedeno GTAW postupkom u položaju 5G, smjer zavarivanja odozdo prema gore (uphill progression). Zavarivanje je izvedeno s dva dodatna materijala, klasifikacijskih oznaka SFA-5.28: ER70S-A1, [3] i SFA A5.14: ERNiCrMo-3. Prvi dodatni materijal je niskolegirani ugljični čelik s 0,52% Mo, dok drugi dodatni materijal odgovara kemijskom sastavu navara, odnosno to je niklena legura koja spada u F-No.43 prema ASME BPVC IX-2025. Tablici QW-432. U Tablici 1. su prikazani kemijski sastavi osnovnog i dodatnih materijala iz pripadajućih certifikata. Kemijskih sastav i mehanička svojstva ovih materijala ispunjavaju zahtjeve navedene u specifikacijama.

Tablica 1. Kemijski sastav osnovnog i dodatnih materijala za zavarivanje

	KEMIJSKI SASTAV MATERIJALA CIJEVI (%)	KEMIJSKI SASTAV DODATNI MATERIJAL -1 (%)	KEMIJSKI SASTAV DODATNI MATERIJAL -2 (%)
Kemijski elementi ↓	SA-106 Gr.A; Heat No.754829	SFA-5.28: ER70S-A1 (DMO-IG) Heat No. 108374	SFA A5.14: ERNiCrMo-3 UTP A 6222 MO; UNS No.NO6626 Heat No. 107662
C	0,08	0,1	<0,01
Si	0,2	0,61	0,04
Mn	0,5	1,11	0,02
P	0,013	0,009	0,003
S	0,003	0,012	0,001
Cr	0,13	<0,1	22,36
Mo	0,04	0,52	8,9
Ni	0,12	<0,1	64,43
V	0,003	<0,01	-
Cu	0,18	<0,1	0,02
Ti	-	<0,01	0,17
Al	-	<0,01	0,14
Nb	-	-	3,47
Fe	-	-	0,36
Ta	-	-	0,003

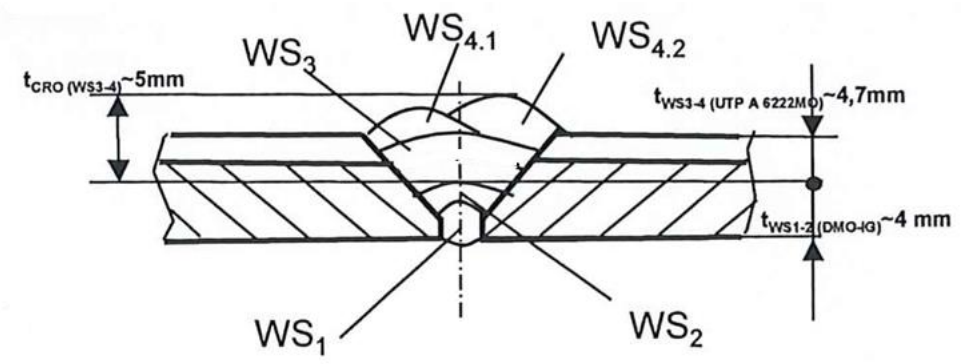
4. GTAW VARIJABLE ZAVARIVANJA I NAVARIVANJA

Zavarivanje i ispitivanje sučeljenih zavara ovisi o zahtjevima specificiranim na crtežu. Osnovni zahtjev se odnosi na nosivost zavarenog spoja, odnosno je li nosivost tlaka u cijevi ostvarena samo stijenkom cijevi ili zajedno stijenkom cijevi i navarom. Uglavnom dosadašnja praksa pokazuje da je za nosivost tlaka u cijevi zadužena debljina stijenke cijevi bez navara, dok je za korozijsku postojanost cijevi odgovoran navareni sloj.
Kvalifikacija zavarivanja je provedena prema ASME BPVC.IX-2025, Artiklu II. U Artiklu II su posebno definirane varijable za zavarivanje i navarivanje. Tijekom specificiranja upute za zavarivanje (WPS) posebno se definiraju bitne i nebitne varijable za zavarivanje, odnosno za navarivanje. Ispod su navedene varijable za zavarivanje [4];
- Postupak zavarivanja; TIG (GTAW) ručni – elektrolučni postupak zavarivanja između netaljive volframove elektrode i radnog komada u zaštiti inertnog plina.
- Priprema spoja je nebitna varijabla prema normi, ali je vrlo važna za korektno zavarivanje i navarivanje sučeonog spoja, slika 1.



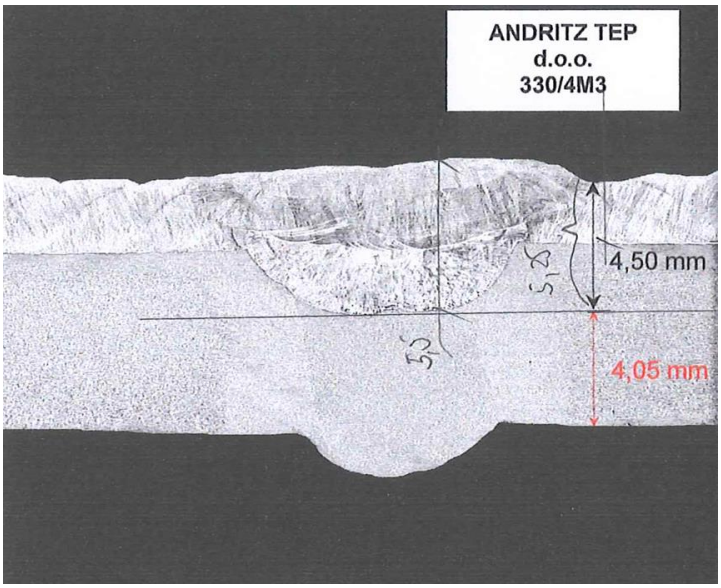
Slika 1. Priprema sučeonog spoja na navarenoj cijevi s otvorom kuta 60°

Razmak u grlu žlijeba ovisi o promjeru dodatnog materijala, položaju zavarivanja, broju međusobno povezanih spojeva na proizvodu, odnosno tvorničkoj praksi i iskustvu tako da može biti veći od 2 mm. Tijekom zavarivanja nije primjenjena podloga ili držač taline. Dimenzije spoja uključuju i navareni dio na cijevi, DxT=Ø65x8,7 mm.
- Dodatni materijal za zavarivanje ima klasifikacijsku oznaku ER70S-A1 prema SFA-5.28, gola puna šipka. Ovim dodatnim materijalom zavarena su prva dva sloja, korijen i vrući prolaz, debljine depozita 4 mm, slika 2. Po kemijskom sastavu nešto se razlikuje od osnovnog materijala cijevi, ima u sebi molidbena i po mehaničkim svojstvima ispunjava zahtjeve.



Slika 2. Broj prolaza i redoslijed polaganja gusjenica na sučeonom spoju navarene cijevi

Tijekom zavarivanja primjenjen je promjer dodatnog materijala Ø2,4 mm. Određene su bitne varijable; F-No.6 koja se odnosi na grupiranje elektroda i žica s aspekta primjene i zavarljivosti i A-No.2 koja se odnosi na kemijski sastav metala zavara. Nije primjenjivan prašak za povećanje penetracije. Nakon zavarivanja prva dva sloja zavarivanje je nastavljeno s dodatnim materijalom klasifikacijske oznake SFA A5.14 ERNiCrMo3, UNS NO. NO6625 kojem pripada F-No.43, a kako metal zavara proizveden s ovim dodatnim materijalom nije čelik, umjesto A-No.dodjeljen je nominalan kemijski sastava metala zavara SFA A5.14 ERNiCrMo3 na temelju zahtjeva norme. Debljina depozita ovim dodatnim materijalom je 4,7 mm, slika 2, što se uzima kao referentna debljina za određivanja područja kvalifikacije.
- Položaj zavarivanja je odgovarao položaju koji će se primjenjivati tijekom izvođenja u radionici; 5G vertikalno zavarivanje prema gore.
-Tijekom zavarivanja nije primjenjeno predgrijavanje, niti toplinska obrada nakon zavarivanja.
- Zaštitni plin je argon; AWS-5.32, klasifikacijske oznake I1, s protokom 8 l/min. Također nije primjenjen korijeni plin niti prateći plin (trailing gas) kao zaštitni plin.
- Struja zavarivanja je istosmjerna, gorionik na minus polu, a kretala se u području od 125 do 145A bez pulsiranja. Volframova elektroda je promjera Ø 2,4 mm, kvalitete WGLa17Zr0,8Y0,8. Zavarivanje je izvedeno jednostrano bez žljebljnja u dva sloja s njihanjem. Veličina unutarnjeg promjera sapnice je 10 mm. Tijekom i nakon zavarivanja spoj se čistio žičanom četkom bez popuštanja napetosti udaranjem „čekićanjem“.
Navarivanje se smatra specijalnim procesom prema ASME BPVC.IX-2025. Kod WtE kotlova primjenjuje se za kreiranje zaštitnog korozijski postojanog sloja gdje su produkti izgaranja najagresivniji, tako da je kvalifikacija postupka navarivanja provedena u skladu sa zahtjevima za „corrosion resistant overlay“. Za navarivanje je primjenjen također TIG (GTAW) ručni postupak. Bitne i nebitne varijable za TIG postupak navarivanja korozijski postojanog sloja su;
-Debljina navara na proizvodu treba odgovarati minimlanoj kvalificiranoj debljini navarenog sloja. U ovom slučaju uzima se ukupna debljina depozita; debljina metala zavara u žlijebu plus nadvišenje zavara izvedeno s niklenom žicom ERNiCrMo3, na mjestu gdje je kontroliran kemijski sastav, npr. slika 3.



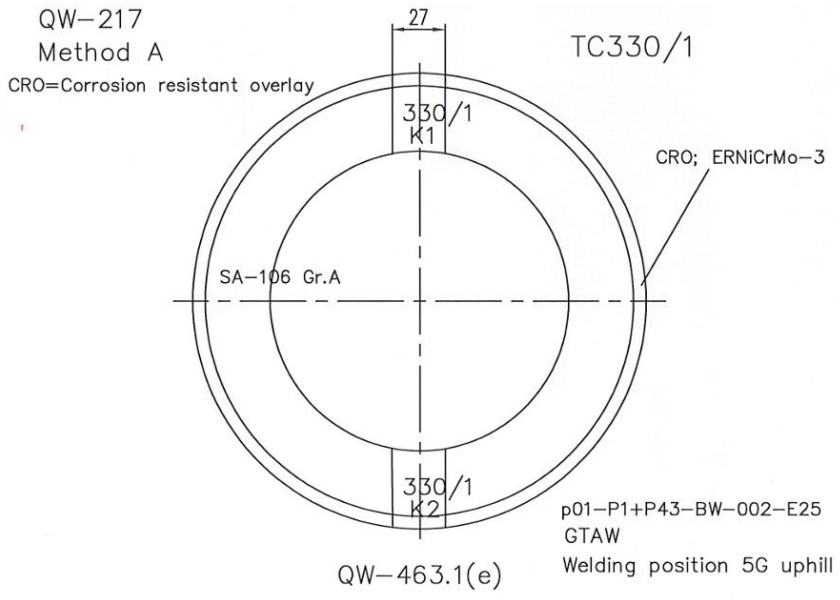
Slika 3. Minimalna debljina navarenog sloja iznosi 5,5 mm; depozit u žlijebu plus nadvišenje na mjestu mjerenja kemijskog sastava metala zavara

-Osim cijevi, materijal podloge je i debljina prva dva sloja izvedena TIG postupkom i iznosi 4,05 mm prema slici 3. Cijev kvalitete SA-106 Gr.A spada u P-No.1 dok kao podloga koristi se i metal zavara koji je A-No.2.
-Položaj navarivanja je 5G, navarivanje odozdo prema gore.
-Predgrijavanje nije primjenjivano, a najviša zabilježena međuprolazna temperatura je 120 ºC.
-Zaštitni plin je argon, AWS-5.32 - I1 s protokom 8 l/min.
-Što se tiče električnih karakteristika, navarivanje je izvedeno istosmjernom strujom jakosti 145 A, gorionik na minus polu, dok je napon iznosio 14,5 V. Unos topline je bitna varijabla samo za prvi sloj, a maksimalni zabilježeni je 213,8 J/mm^2.
-Opis tehnike navarivanja; izvedeno je s minimalnim šetanjem, maksimalna ukupna širina šetanja je 6 mm, unutarnji promjer keramičke sapnice je 10 mm, čišćenje između prolaza je ručnim četkanjem s četkom na bazi nikla, udaranje „čekićanje“za popuštanje napetosti se nije primjenjivalo. Navarivanje je izvedeno u tri sloja s jednom netaljivom volframovom elektrodom. Dodavanje dodatnog materijala, šipke u rastaljenu kupku je s prednje strane, odnosno ispred električnog luka. Maksimalna širina gusjenice iznosila je 10 mm.

5. ZAHTJEVANA ISPITIVANJA I REZULTATI ISPITIVANJA

Prema zahtjevima ASME BPVC.IX-2025, Table QW-453 provedena su sljedeća ispitivanja za sučeoni zavareni i navareni spoj na cijevi;

1. Vizulano ispitivanje zavarenog i navarenog spoja uključujući penetransko ispitivanje lica zavara, odnosno navara. Ispitivanja su ispunila zahtjeve ASME BPVC.IX-2025, QW-194 i QW-195. Dodatno u odnosu na zahtjev norme provedeno je radiografsko ispitivanje jer se isto provodi tijekom proizvodnje komponenti.
2. Lokacija uzimanja epruveta za ispitivanje vlačne čvrstoće je definirana u ASME BPVC.IX-2025, QW-463.1 (e), a na slici 4 je prikazana shematski za kvalifikacijski ispitni uzorak. Alternativna epruveta sa suženim dijelom za ispitivanje vlačne čvrstoće uključuje i navareni sloj, a pripremljena je u skladu s normom ASME BPVC.IX-2025, Figure QW-462.1(c)



Slika 4. Mjesto uzimanja epruveta za ispitivanje čvrstoće kidanjem prema Figure QW-463.1(e)

Rezultati ispitivanja vlačne čvrstoće prikazani su u Tablici 2.

Tablica 2. Vrijednosti vlačnih čvrstoća zavarenog sučeonog spoja na navarenoj cijevi [5]

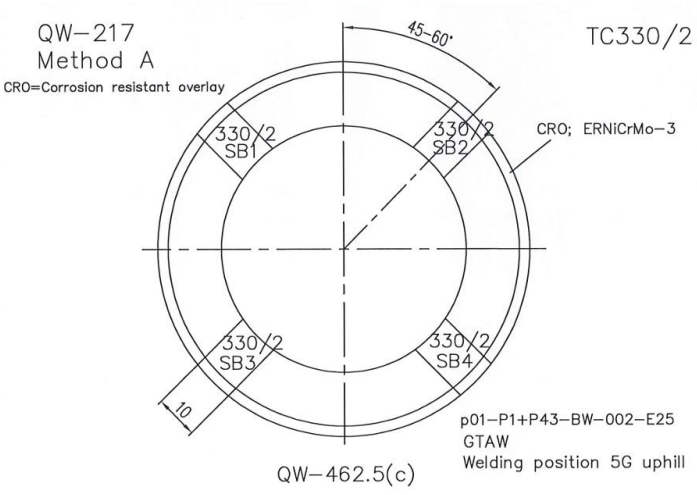
Uzorak	Vlačna čvrstoća (MPa)	Mjesto loma	Ocjena
330/1-K1	524	Osnovni materijal	Zadovoljava
330/1-K2	523	Osnovni materijal	Zadovoljava

Kriterij za vrijednost minimalne vlačne čvrstoće sučeono zavarene i navarene cijevi uzima se za osnovni materijal, cijev kvalitete SA-106 Gr.A, prema ASME BPVC.IX-2025, paragraf QW-217 (a) (5) i iznosi 450 MPa (N/mm2). Lom epruvete tijekom kidanja je bio na osnovnom materijalu, slika 5. Na temelju navedenih rezultata ispitivanja vlačne čvrstoće rezultati su zadovoljavajući.



Slika 5. Mjesto loma na epruveti za kidanje

3. Osim vlačne čvrstoće potrebno je ispitati četiri bočna savijanja. Na slici 6 su lokacije uzimanja epruveta za bočna savijanja.



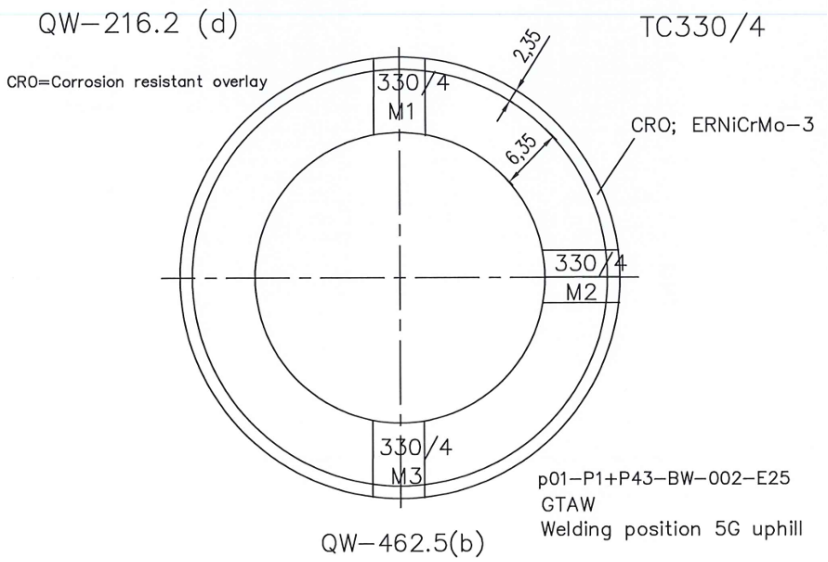
Slika 6. Lokacije uzimanja epruveta za bočna savijanja u skladu sa ASME BPVC.IX-2025 Figure QW-462.5 (c)

Epruveta je pripremljena prema ASME BPVC.IX-2025 Figure QW-462.2, a sama procedura savijanja provedena je prema QW-162, s radijusom savijanja 20 mm i kutem savijanja 180º. Kriteriji prihvatljivosti je definirani u QW-163 (b). Nisu dopušteni otvoreni diskontinuiteti veći od 1,5 mm na konveksnoj strani savijene epruvete u bilo kojem smjeru na navaru, dok za zavar maksimalni otvoreni diskontinuitet je 3 mm. Na slici 7. su prikazane savijene epruvete koje nisu imale otvorene diskontinuitete [5].



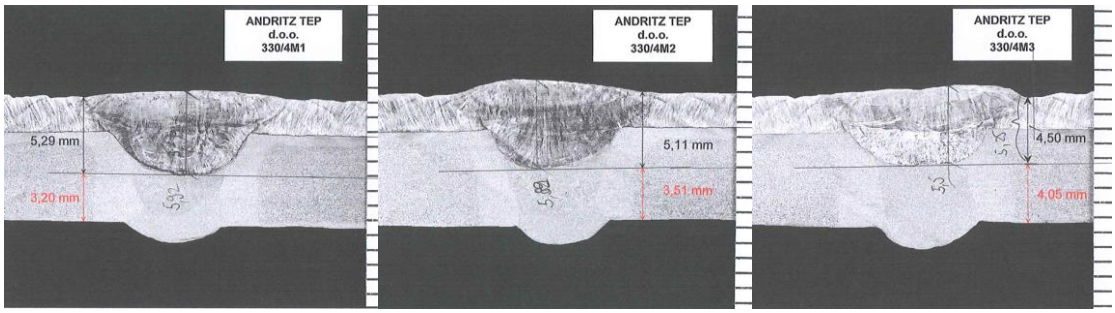
Slika 7. Bočno savijene epruvete sučeonog zavara na cijevi uključujući i navar

4. Kako se za zavarivanje sučeonog spoja navarene cijevi primjenjuju dva dodatna materijala, potrebno je odrediti područja debljina depozita za oba dodatna materijala. U WPS-u je definiran zahtjev za kemijski sastav navara, maksimalno 7% željeza, na temelju toga potrebno je odrediti minimalnu kvalificiranu debljinu navarenog sloja. Prema ASME BPVC.IX-2025, Figure QW-462.5 (b) potrebno je pripremiti 3 makro uzorka iz kojih se određuje minimalana kvalificirana debljina depozita navara. Na površini navara makro epruveta određuje se kemijski sastav navarenog sloja. Na slici 8 je skica uzimanja makro uzoraka u skladu sa ASME BPVC.IX-2025, Figure QW-462.5(b).



Slika 8. Lokacije ispitivanja kemijskog sastava navarenog sloja i uzimanja makro uzoraka za određivanje minimalne kvalificirane debljine navara za položaj zavarivanja 5G, minimalno tri uzorka

Nakon pregleda sva tri makro uzorka nisu otkrivene anomalije, slika 9. Najveća postignuta debljina depozita sa TIG žicom klasifikacijske oznake ER70S-A1 je 4,05 mm, dok je minimalna debljina navarenog sloja 5,5 mm izvedena niklenom žicom klasifikacijske oznake SFA A5.14 ERNiCrMo3, UNS NO. NO6625. Obje vrijednosti su zabilježene na makro uzorku 330/4M3 [6].



Makro uzorak 330/4M1 Makro uzorak 330/4M2 Makro uzorak 330/4M3

Slika 9. Makro uzorci pripremljeni iz sučeono zavarenog spoja navarene cijevi oznake 330/4 u skladu s ASME BPVC.IX-2025, Figure QW-462.5(a) i (b) [6].

Kvalificirana debljina navarenog sloja je prihvatljiva samo u slučaju ako je kemijski sastav u skladu sa sastavom specificiranim u WPS-u. U ovom slučaju maksimalni dopušteni sadržaj Fe je 7% za ručno TIG navareni sloj. U tablici 3 može se vidjeti kemijski sastav određen pozitivnom identifikacijom materijala primjenom spektroanalizatora Hitachi XMET 8000. Na sva tri makro uzorka sadržaj Fe je manji od 7% što upućuje da su definirane i primjenjene varijable tijekom zavarivanja i navarivanja prihvatljive. Također ostale vrijednosti elemenata Cr, Ni, Nb i Mo su u skladu sa specifikacijom dodatnog materijala ASME BPVC. IIC-2025, SFA 5.14.

Tablica 3. Kemijski sastav na površini navarenog sloja, maseni postotak [7]

Uzorak	Cr %	Fe %	Ni %	Nb %	Mo %
330/4M1	21,82	3,08	63,3	3,23	8,16
330/4M2	21,13	3,67	63,4	3,27	8,27
330/4M3	21,40	4,22	62,61	3,26	8,15

6. ZAKLJUČAK

Na temelju provedene kvalifikacije postupka zavarivanja i navarivanja na navarenoj cijevi kvalitete SA106 Gr.A i navarenog sloja kvalitete SFA A5.14: ERNiCrMo-3, zaključak je sljedeći:

1. TIG (GTAW) postupak uspješno je kvalificiran za zavarivanje sučeonih spojeva navarenih cijevi.
2. Vlačna ispitivanja pokazala su vrijednosti čvrstoće od 524 MPa i 523 MPa, što je veće od minimalno specificirane vlačne čvrstoće 450 MPa i zadovoljava zahtjeve ASME BPVC. IX-2025, paragraf QW-153.

3. Lomovi na vlačnim epruvetama nastali su izvan metala zavara, čime je potvrđena kvaliteta i nosivost zavarenog spoja.
4. Bočnim savijanjem nisu otkriveni otvoreni diskontinuiteti na ispitnim palicama
5. Kemijskom analizom navarenog sloja potvrđena je prisutnost karakterističnog kemijskog sastava za dodatni materijal klasifikacijske oznake ERNiCrMo-3 uz sadržaj željeza manji od 7% što ukazuje da tijekom navarivanja sučeonog spoja unos topline treba biti maksimalno 213,8 J/mm^2.
6. Makrostruktura zavara i navara nije otkrila nikakve anomalije ili prisutnost neprihvatljivih grešaka poput pukotina, naljepljivanja, neprovarenosti korijena. Na makro uzorcima su utvrđene kvalificirane debljine depozita za oba dodatna materijala; ER70S-A1 i ERNiCrMo-3 .
7. Kvalificirani postupak zavarivanja i navarivanja prikladan je za primjenu u proizvodnji tijekom izrade komponenti za WtE kotlove, gdje se zahtijeva visoka korozijska postojanost i dug radni vijek komponenata u agresivnoj sredini.
8. Proces kvalifikacije sučeonog spoja između navarenih cijevi prema ASME BPVC. IX-2025 je vrlo kompleksan i dugo traje jer uključuje; pripremu preliminarnog WPS-a koji sadrži varijable za zavarivanje i navarivanje, definiranje potrebnih ispitivanja i provođenje istih, zatim izradu dokumenata koji se zahtjevaju za kvalifikaciju postupaka zavarivanja i navarivanja.

LITERATURA

[1] ASME BPVC. IIA-2025, SA-106/SA-106M: Standard Specification for Seamless Carbon Steel Pipe for High-Temperature Service, The Society of Mechanical Engineers, New York, Edition 2025.

[2] ASME BPVC. IIC-2025 SFA-5.14: Specification for Nickel and Nickel-Alloy Bare Welding Electrodes and Rods, The Society of Mechanical Engineers, New York, Edition 2025.

[3] ASME BPVC. IIC-2025, SFA-5.28: Specification for Low-Alloy Steel Electrodes and Rods for Gas Shielded Arc Welding, The Society of Mechanical Engineers, New York, Edition 2025.

[4] ASME BPVC. IX-2025, Qualification Standard for Welding, Brazing, and Fusing P; Welders; Brazers; and Welding, Brazing, and Fusing Operators, The Society of Mechanical Engineers, New York, Edition 2025.

[5] Josip Kušner mag.ing.mech., Izvještaj o mehaničkim svojstvima, M-043/26, Đuro Đaković Centar za istraživanje i razvoj d.o.o., 2026, Slavonski Brod, R. Hrvatska.

[6] mr.sc. Mirella Sekulić-Mustapić, dipl.ing., Izvješće o ispitivanju, MG-078/26, Đuro Đaković Centar za istraživanje i razvoj d.o.o., 2026, Slavonski Brod, R. Hrvatska.

[7] Ilija Gluvaković, Pozitivna identifikacija materijala – izvještaj, Dok. Br.: 26.0282 1983 920.001.01 RPMI01 ANDRITZ TEP d.o.o., Slavonski Brod, R. Hrvatska

Broj rada: 2.1
DOI: 10.65156/wws.sjdp.si.005

СВОЈСТВА РУЧНО ЗАВАРЕНИХ ЛАСЕРСКИХ СПОЈЕВА

PROPERTIES OF HAND-WELDED LASER JOINTS

Ph.D., Eng. Wojciech Sosnowski, https://orcid.org/0000-0003-2140-3485

Ignacy Moscicki State Academy of Applied Sciences, 9 Gabriel Narutowicz Street, 06-400 Ciechanow, Poland

E-mail: wojciech.sosnowski@pansim.edu.pl

Abstract: Laser welding technology is a rapidly developing field of material joining. Compared to traditional welding methods, it has been relatively little studied. This article presents the results of tests on welded test joints made of stainless steel, using three types of shielding gases: nitrogen, argon, and a mixture of argon with hydrogen. Strength tests were conducted on hand-held laser welded joints, the chemical composition of welding fumes, and the corrosion resistance of test joints in neutral salt spray (NSS). Strength testing in a static tensile test showed that the welding process of X5CrNi18-10 (AISI 304) steel did not significantly reduce most parameters. None of the tested specimens fractured in the weld or in the HAZ zone, regardless of the type of shielding gas. The tensile strength for all specimens was at a similar level, only slightly lower compared to the steel before welding. The corrosion resistance test using the NSS test revealed a greater susceptibility to corrosion in welded joints made under a pure nitrogen shield. The first corrosion spots appeared after only 8 days of testing. The highest corrosion resistance was demonstrated by plates welded in a shielding gas mixture of argon with added hydrogen. An analysis of welding fumes was conducted for test joints welded. The content of manganese oxides, iron oxides, and nitrogen oxides was analyzed. Analysis of the content of manganese oxides and iron oxides in welding fumes showed a significantly higher concentration of these substances during welding in a nitrogen shield. The concentration of substances harmful to health was approximately 20% higher than during welding in an argon-hydrogen mixture shield. The results of the study indicate that the reducing properties of hydrogen have a beneficial effect on welders' working conditions and on corrosion resistance, without reducing the strength properties of the welded joints.
Key words: Laser welding, shielding gases, stainless steel, durability, quality, fracture.

Rezime: Технологија ласерског заваривања је брзо развијајућа област спајања материјала. У поређењу са традиционалним методама заваривања, она је релативно мало проучавана. Овај чланак представља резултате испитивања заварених испитних спојева од нерђајућег челика, користећи три типа заштитних гасова: азот, аргон и мешавину аргона са водоником. Проведена су испитивања чврстоће на ручно завареним ласерским спојевима, хемијског састава заваривачког дима и отпорности на корозију испитних спојева у неутралном сланом спреју (НСС). Статичко испитивање затезне чврстоће показало је да процес заваривања челика X5CrNi18-10 (AISI 304) није значајно смањио већину параметара. Ниједан од испитиваних узорака није пукао у зони завара или у зони утицаја топлоте (ЗУТ), без обзира на врсту заштитног гаса. Затезна чврстоћа свих узорака била је на сличном нивоу, само нешто нижа у поређењу са челиком пре заваривања. Тест отпорности на корозију помоћу НСС теста открио је већу склоност ка корозији код заварених спојева изведених под заштитом чистог азота. Прве мрље корозије појавиле су се након само 8 дана тестирања. Највећу отпорност на корозију показале су плоче

заварене у заштитном гасу мешавини аргона са додатим водоником. За заварене испитне спојеве спроведена је анализа заваривачког дима. Анализирани су садржај манган оксида, гвожђе оксида азотних оксида. Анализа садржаја манган оксида и гвожђевих оксида у заваривачким испарењима показала је значајно вишу концентрацију ових супстанци током заваривања у заштити азотом. Концентрација супстанци штетних по здравље била је приближно 20% виша него током заваривања у заштити од аргон-водоничне мешавине. Резултати истраживања указују да редукујућа својства водоника имају повољан утицај на радне услове заваривача и на отпорност на корозију, без смањења чврстоће заварених спојева.
Kljčne reči: Ласерско заваривање, заштитни гасови, нерђајући челик, трајност, квалитет, прелом

1. INTRODUCTION

Welding processes have long been one of the basic and most developed technologies for joining metal components, finding widespread use in both heavy industry and the production of thin-walled products. Their importance stems not only from the ability to permanently join materials but also from the direct impact of welding technology on the functional properties, durability, and quality of the entire structure. During welding, the material is exposed to a variable temperature field, which leads to changes in its structure and physical and mechanical properties. Therefore, the proper selection of process parameters and the assessment of the resulting joint, encompassing not only its strength but also its workmanship, durability, and surface appearance, are particularly important [1]. One technology that has gained increasing importance in recent years is laser welding. Compared to traditional welding methods, this process is characterized by very high energy density focused on a small area of the material. This allows for a limited width of the heat-affected zone (HAZ), reduced thermal impact on the structure, and limited deformation. At the same time, it allows for narrow and deep welds, high-speed welding, and precise control of the energy input. Another important advantage is the possibility of automating the process and monitoring its parameters, which creates conditions for obtaining repeatable, high-quality joints [2].

Despite these advantages, laser welding has long remained a more specialized solution than conventional welding technologies. Its use requires proper preparation of the joined components, high precision, and the correct selection of process parameters. Factors such as laser power, beam focus position, welding speed, and gas shielding conditions are particularly important. In the case of thin-walled components, even minor inaccuracies in edge preparation can lead to joint defects, such as lack of fusion. However, the development of laser technologies and their application in mass production demonstrate that these limitations can be compensated for by high precision, speed, and process repeatability. This technology is already used in vehicle manufacturing, mechanical engineering, energy production, electronics, medical technology, and the production of household appliances, among others [3, 4].

Therefore, research on laser-made joints is important not only for the development of welding technology itself, but also for the design and operation of steel structures. Determining the relationship between process parameters and the quality of the resulting joint allows for better utilization of laser technology, reducing the risk of inconsistencies, and increasing production repeatability. Therefore, it's worth considering a laser joint not only as a result of the technological process, but as an integral element of the design, the quality of which can determine its safety, durability, and functionality. Combining the assessment of appearance and workmanship with the analysis of mechanical properties allows for a more comprehensive characterization of this technology's capabilities. Determining process parameters that allow for a compromise between high joint quality, strength, durability, aesthetics, and method efficiency is particularly important.

It should be emphasized that one of the most important parameters of laser welding is the type of shielding gas used [5, 6]. It plays several key roles. First, it protects the molten metal from environmental influences, prevents the laser beam from dispersing, and protects the laser welder's optics from damage. The gas is responsible for isolating atmospheric air from the molten metal, reducing the formation of oxides [7, 8]. Additionally, a properly selected shielding gas minimizes laser beam dispersion, which translates into improved weld quality and increased welding efficiency. In manual laser welding, the most common shielding gases used are argon, helium, nitrogen, and carbon dioxide (CO_2), and less frequently, gas mixtures.

Argon is more commonly used than helium. It is cheaper and provides equally stable arc properties. It does not react with the materials being welded, so the area around the weld remains free of contaminants. This is especially important when welding metals such as aluminum or stainless steel, which are highly sensitive to oxidation [9].

Nitrogen is also a good solution for laser welding. It is often used for welding stainless steels. Nitrogen increases weld penetration and facilitates the formation of stronger bonds in the base material. Furthermore, nitrogen can prevent excessive oxidation and reduce slag formation.

Carbon dioxide is used less frequently because it can cause more spatter compared to argon. In some welding applications, it is used because it is more affordable than other gases. This makes it an attractive option in applications where cost-effectiveness is a priority. For economic reasons, pure argon or nitrogen is standard in commonly used handheld laser welders.

Sometimes, a specialized argon mixture with a small amount of hydrogen (e.g., 98% Ar + 2% H_2) is used for laser welding. Unfortunately, the use of hydrogen in welding is usually limited, primarily due to the protective attitude of standards authors. It's worth mentioning that the reducing properties of hydrogen help remove oxides from the metal surface, ensuring a cleaner weld and reduced porosity. Furthermore, adding hydrogen to the argon mixture increases the temperature and thermal efficiency of the arc or plasma, allowing for faster welding.

The properties of the argon-hydrogen mixture described above justify further research into joints made by laser welding, which may contribute to the wider and more informed use of this technology in the construction of steel structures.

The aim of this study was to examine handheld laser welds made in three types of gas shielding, in terms of:

- tensile strength,
- corrosion resistance of test joints in the NSS test,
- composition of welding fumes affecting welders' health.

2. PROPERTIES OF HAND-HELD LASER WELDED JOINTS DEPENDING ON THE SHIELDING GAS USED

Defining the quality requirements for welding processes is extremely important, but also difficult. This is primarily due to the inability to verify the completed joint without damaging it. Various testing methods are used to reveal defects and nonconformities in welded joints. These are selected depending on the responsibility and class of the structure, ranging from single methods to combinations of several independent testing methods conducted simultaneously. Testing is divided into non-destructive testing (NDT) and destructive testing (DT). The main purpose of NDT is to monitor welding processes in the workshop environment where these structures are manufactured. Technical inspection services inspect joints using visual testing (VT), penetrant testing (PT), ultrasonic testing (UT), or radiographic testing (RT), depending on the recommendations of the designers and technologists [10].

A second method for verifying the quality of welded joints is destructive testing (DT). This involves properly preparing standardized samples and then subjecting them to constant or

variable loads until failure. Destructive testing is also conducted at various (sometimes extreme) temperatures. The behavior of materials under these loads is assessed. In this type of testing, it is crucial to create samples that faithfully replicate actual joints and apply loads as closely as possible to the operating conditions of the tested structures. Destructive testing is used to assess the qualification of welded joints, verify the correctness of welding procedures, and verify welders' qualifications. The basic destructive tests used to evaluate welded joints include: static tensile testing, bend testing, impact testing, hardness measurement, and macroscopic and microscopic examinations.

STATIC TENSILE TEST

To verify the effectiveness of the welded joints created with the handheld laser, a static tensile test was performed. The test plates were welded using a BDP PROLINE Mini Weld 1500 handheld laser in a shielding atmosphere of nitrogen, argon, and an argon-based gas mixture with 2% hydrogen.

The test joints were created with the following parameters:

- Laser power: 1000 [W],
- Welding speed: 600 [mm/min],
- Shielding gas flow: 10 [l/min],

The strength properties of the joints were determined by axial tensile testing of the samples on a SHIMADZU AGS-X testing machine. As previously mentioned, samples with a cross-sectional area of 10 mm² were prepared from each test plate.

Figure 1 shows the relationship between elongation and load for the tested steel in its untreated state. Samples made of the base material (BM), similar to the welded samples, were cut from the sheet metal in the rolling direction. The test confirmed the high mechanical properties of the X5CrNi18-10 steel, and the obtained results exceeded those guaranteed by the manufacturer.

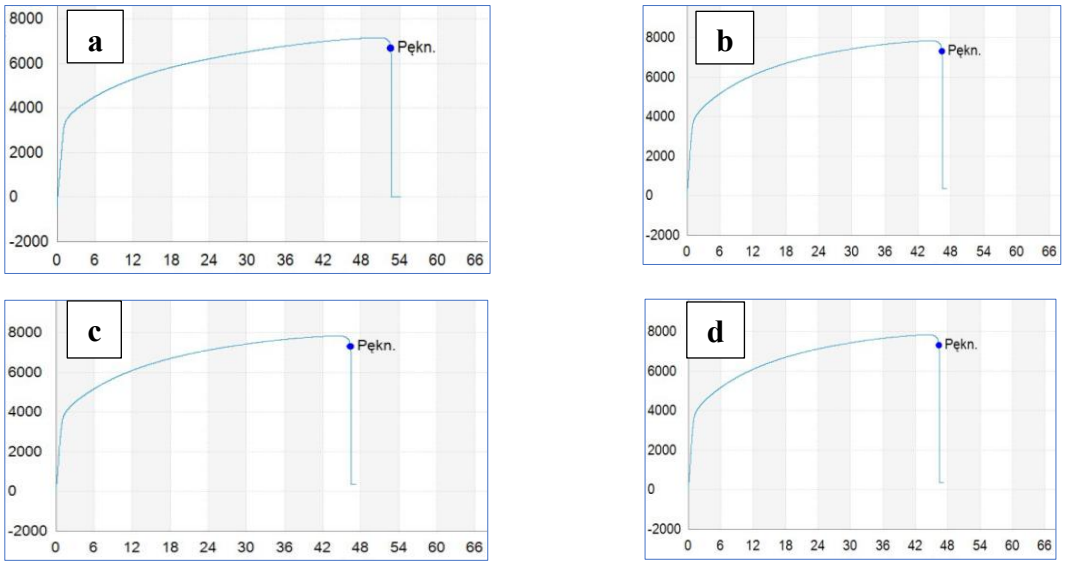


Fig. 1. Tensile test diagram. a) base material, b) sample welded in an Ar-H_2 gas shield, c) sample welded in a Ar gas shield, d) sample welded in a N_2 gas shield.

Strength tests of AISI 304 steel samples welded in nitrogen, argon, and argon-hydrogen gas did not significantly reduce the mechanical properties of the steel. The ultimate tensile strength (UTS) was 712–724 [MPa], which was 1–2% higher than the UTS of the base material. Welding slightly reduced the joint's ductility. The relative elongation of the welded samples (A_5) was 11–13% lower than that of the sheet before welding (**Table 1**). It should be noted that

welding in an argon-hydrogen gas shield requires slightly higher welding power than welding in a pure nitrogen shield.

Table 1. Test results in static tensile test

No.	Studied parameter	Base material	Shielding gas:		
		(BM)	N_2	Ar	98%Ar + 2%H_2
1	Tensile strength [MPa]	706	724	713	712
2	Elongation of welded specimens [mm]	52	47	46	46

Joints made in a pure argon shield, and especially in an argon-hydrogen mixture shield, were characterized by a much smoother transition from the weld material to the weld material itself, both on the face and root sides. This significantly improved the appearance of the joint itself and reduced stress concentration [11].

CORROSION RESISTANCE TESTING USING THE NSS METHOD

Testing the corrosion resistance of a material involves the controlled exposure of samples to destructive factors, such as salt spray. The test is conducted to quickly assess their durability. Samples are placed in a special chamber maintained at a constant temperature (usually 35°C). The chamber's interior is filled with a 5% sodium chloride (NaCl) solution.

Due to its nature, welding is a process that promotes corrosion. Testing the corrosion resistance of welded joints is a crucial element in assessing the quality of a structure, as the welding process drastically changes the material's structure [12]. High temperatures create a heat-affected zone (HAZ), which is often most susceptible to corrosion. This also applies to welding stainless steels, including the melted area and the heat-affected zone (HAZ). This not only leads to a reduction in the mechanical properties of the joined structural components but also promotes severe electrochemical corrosion, particularly in solutions containing chloride ions [12, 13].

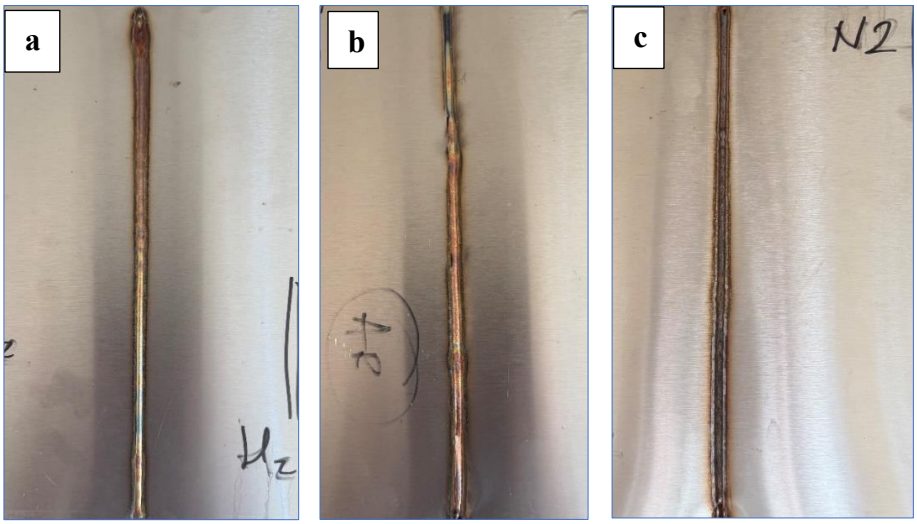


Fig. 2. Samples after 1440 hours of NSS testing. View from the weld face. a) sample welded in an Ar-H_2 gas shield, b) sample welded in a Ar gas shield, c) sample welded in a N_2 gas shield.

The aim of the study was to determine the corrosion resistance of sample plates welded with a handheld laser in a nitrogen, argon, and argon-hydrogen gas shield. A 1440-hour cycle

was assumed, with surface inspections every 240 hours. Visual inspection of the surface condition was performed on the weld face (**Fig. 2**) and root side (**Fig. 3**).

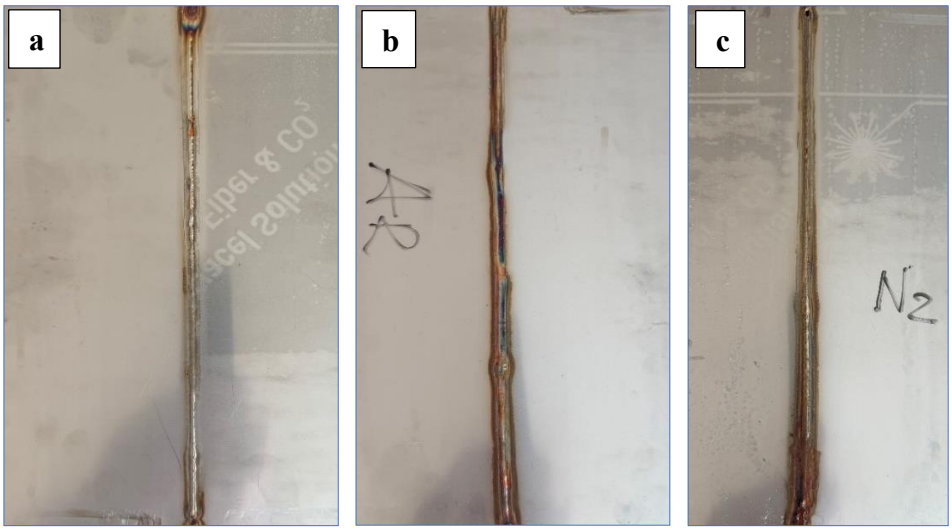


Fig. 3. Samples after 1440 hours of NSS testing. View from the root of weld. a) sample welded in a Ar-H_2 gas shield, b) sample welded in a Ar gas shield, c) sample welded in a N_2 gas shield.

The first corrosion spots appeared after just eight days of testing on samples welded in a pure nitrogen shield. After 1440 hours of testing, significant corrosion damage was already visible. The highest corrosion resistance was demonstrated by sheets welded in an argon-hydrogen gas mixture. In this case, only flash corrosion was visible, and the weld root side was virtually free of any corrosion.

WELDER'S WORKING ENVIRONMENT TEST RESULTS

The results of occupational exposure studies to health-hazardous factors in welders' work environments are presented below. Measurements were conducted on April 16, 2026. The welding facility is centrally heated, with a temperature of 20°C and humidity of 56% on the day of measurement. Measurements of iron oxides (Fe_2O_3), manganese, and its inorganic compounds (Mn and MnO_2) were conducted using individual dosimetry. Measurements of nitrogen oxide (NO) and nitrogen dioxide (NO_2) were conducted using the stationary method over a 60-minute period.

Table 2. Welding fume test results

Occupational exposure to health-damaging factors in the work environment.			**Measurement of concentration at the welding station [mg/m³]**	
No.	**Description of the substance**		**No. 1** shielding gas: **N_2**	**No. 1** shielding gas: **Ar+H_2**
1	Manganese and its inorganic compounds	inhalable fraction	**1,22**	**1,02**
		respirable fraction	**1,09**	**0,89**
2	Iron oxide	respirable fraction	**3,67**	**2,10**
3	Nitric oxide	STEL[1)] in air	**< 0,68**	**< 0,68**
4	Nitrogen dioxide	STEL in air	**< 0,43**	**< 0,43**

[1)]**STEL** - Short-Term Exposure Limit

Two test stations were set up in the laboratory to conduct the tests. The laboratory stations were constructed to filter out as much welding fume and the harmful substances contained within it as possible. Compared to the experimental conditions, the concentration of harmful substances in the workshop is lower because during normal operation, the concentrations of harmful substances are significantly lower and can sometimes be neglected.

At station 1, welding was conducted using a pure nitrogen mixture, while at station 2, welding was conducted using a 98% Ar and 2% H_2 mixture.

The experiment was conducted in laboratory conditions, during the production of a large number of short joints. To filter out as many harmful components of welding dust and fumes as possible, both general and workstation mechanical ventilation was turned off in the welder's work environment. The welders produced joints approximately 200 mm long each, using 1 mm thick sheet metal. The obtained test results (**Tab. 2**) indicate that the permissible concentrations of nitrogen oxide and dioxide were not exceeded at any workstation. However, significantly higher concentrations of manganese oxides and iron oxides were recorded at the workstation where welding was performed under a pure nitrogen shield (station 1). Manganese and its inorganic compounds, expressed as Mn, the respirable fraction were 20% higher, and the inhalable fraction was over 22% higher than those recorded at workstation 2, where welding was performed under an argon-hydrogen shield. Significantly higher concentrations of iron oxide (Fe_2O_3) were also recorded. Here, the content of harmful substances in welding fumes was over 74% higher during nitrogen welding (**Tab. 2**). The results of the experiment confirm that adding even a small amount of hydrogen to the shielding mixture can improve not only the quality of welded products but also the quality of working conditions for welders. It should be emphasized that this process is more environmentally friendly.

The reduction of the most harmful elements to human health is carried out according to the formula:

$$MnO_2 + 2H_2 \rightarrow Mn + 2H_2O \quad (2.1)$$

and:

$$Fe_2O_3 + 3H_2 \rightarrow 2Fe + 3H_2O \quad (2.2)$$

This means that significant amounts of harmful oxides are reduced during the welding process itself, shielded by a hydrogen-containing mixture, where they are generated. If they do not escape from the weld area, they cannot pose a hazard to workers. This is particularly important because research conducted in recent years has confirmed the extremely harmful effects of manganese and its inorganic compounds on human health [14]. Pure metallic manganese is considered harmless, but its compounds with oxygen are toxic – the higher the oxidation state, the more severe it is. For example, manganese oxides are significantly less harmful than manganese peroxides [15].

Studies of human exposure to manganese dust in the workplace have shown a link to neurological problems. Long-term exposure to manganese from welding fumes, in addition to neurological disorders, causes slowness of movement and difficulty speaking, symptoms similar to Parkinson's disease.

3. DISCUSSION

In parallel with the development of welding processes, research is also underway on the influence of shielding gas composition on the metallurgical process and the properties of welded joints. The literature indicates that adding hydrogen to argon increases arc energy, improves wettability, and process stability. However, most available studies do not address this issue for fear of harmful effects of hydrogen on steel during welding. There are few studies on

handheld laser welding using argon-hydrogen mixtures, especially with increased hydrogen content in relation to the strength properties of the finished joints.

The research gap primarily concerns the possibility of safely expanding the scope of hydrogen use while maintaining the required high quality of welded joints. Solving this problem is crucial for the development of welding technologies.

This is crucial for manufacturers producing welded products, as it will improve working conditions for welders.

4. CONCLUSIONS

Testing of welded samples of X5CrNi18-10 steel welded in the shielding gases discussed above showed that the controlled addition of hydrogen does not alter the strength properties of the steel more significantly than welding in pure nitrogen or argon. The reducing properties of hydrogen affect the chemical reactions occurring at high temperatures during the welding process.

Provided that technological recommendations are followed, particularly during steel preparation before welding, the controlled addition of hydrogen from the shielding mixture has a positive impact on the overall quality of welded joints.

The weld test results showed, in particular:

• Handheld laser welding in pure nitrogen allows for high-quality welded joints while maintaining optimal welding costs.

• The tests confirmed the beneficial effect of adding hydrogen to the argon shield on improving the corrosion resistance of welded joints compared to joints protected with pure nitrogen.

• The conducted research confirmed the beneficial effect of adding hydrogen to the argon shield on the chemical composition of welding fumes and the reduction of harmful substances produced during welding.

REFERENCES

[1] Sałaciński T., Sosnowski W. Use of laser led sources for welding of thin wall workpieces from stainless steel sheets, Welding Technology Review, Vol. 12/2016,

[2] Klimpel A. Review and Analysis of Modern Laser Beam Welding Processes. Materials, 17(18) 2024,

[3] Ferenc, K., Ferenc, J. Welding shielding and flammable gases. Scientific and Technical Publishing House. Warsaw, 2013.

[4] Fydrych, D., Rogalski, G., Świerczyńska, A., Łabanowski, J. Possibilities of controlling the amount of hydrogen diffusing in welded joints. Welding Review, vol. 89, 2017.

[5] Gao Z., et al. Formation mechanism and control of solidification cracking in laser-welded joints of steel/copper dissimilar metals. Metals (Basel), 12 (7) (2022), p. 1147,

[6] Hekmatjou H., Naffakh-Moosavy H. Hot cracking in pulsed Nd:YAG laser welding of AA5456. Opt. Laser Technol., 103 (2018), pp. 22-32,

[7] Sosnowski W., Sałaciński T. Study of quality of welded joints of high-strength ferritic steel made with a cover of a mixture of argon and hydrogen. Advances in Science and Technology Research Journal. 19(6) 2025, pp. 215-222.

[8] Sibillano T., et al. A study of the shielding gas influence on the laser beam welding of AA5083 aluminium alloys by in process spectroscopic investigation. Opt. Laser Eng. (2006),

[9] Kawahito Y., et al. High quality welding of stainless steel with 10 kW high power fiber laser Sci Technol. Weld Joining, (2009),

[10] Wang W., et al. A new test method for evaluation of solidification cracking susceptibility of stainless steel during laser welding. Materials (Basel), 13 (14) (2020), p. 3178,

[11] Kou S., Solidification cracking susceptibility associated with a teardrop-shaped weld pool. Sci. Technol. Weld. Joining, 26 (4) (2021), pp. 341-347,
[12] Agarwal G., et al. Study of solidification cracking susceptibility during laser welding in an advanced high strength automotive steel. Metals (Basel), 8 (9) (2018),
[13] Palanivel R., et al. Effect of Nd:YAG laser welding on microstructure and mechanical properties of Incoloy alloy 800. Opt. Laser Technol. (2021), p. 140,
[14] Robakowska I., Kaletha K., Sein Anand J.: Manganism – a neurodegenerative brain disease caused by manganese poisoning. Medical Review, Vol. 8/2012.
[15] Zawadzki M., Gać P., Poręba R., Andrzejak R.: The effect of manganese compounds on the cardiovascular system. Occupational Medicine, Vol. 5/2008.

Broj rada: 2.2
DOI: 10.65156/wws.sjdp.si.006

INFLUENCE OF FILLER MATERIAL TYPE AND GMAW PAD WELDING PROCESS PARAMETERS ON THE GEOMETRY AND WEAR RESISTANCE OF SURFACED COMPONENTS

UTICAJ TIPA DODATNOG MATERIJALA I PARAMETARA GMAW POSTUPKA NAVARIVANJA NA GEOMETRIJU I OTPORNOST NA HABANJE NAVARENIH KOMPONENTI

Tomasz Góral, ORCID: 0000-0003-0957-7626

AGH University of Krakow, al. Adama Mickiewicza 30, 30-059 Kraków, Poland

E-mail: tgoral@agh.edu.pl

Abstract: Pad welding is one of the techniques used to extend the service life of components. Although this method has been applied for many years, there is still much to explore, as increasingly advanced filler materials are being developed. These materials require thorough investigation to find the best technological parameters process parameters that enable full utilization of their material properties. One of the most efficient and versatile hardfacing methods is gas metal arc welding (GMAW). In this study, the influence of GMAW process parameters on the geometry and quality of single beads deposited onto a base material was analyzed for three selected wear-resistant materials. Based on the conducted experiments, process parameters ensuring the highest bead quality were identified. The selected parameters were subsequently used to manufacture specimens for wear resistance testing. The paper highlights all factors affecting the service life of wear-resistant surfaces. The results indicate that not only the selection of appropriate wear-resistant materials is critical, but also the proper choice of technological process parameters and the hardfacing technique.

Keywords: hardfacing, GMAW, wear resistant, abrasive wear

Rezime: Navarivanje je jedna od tehnika koja se koristi za produženje radnog veka komponenti. Iako se ova metoda primenjuje već dugi niz godina, još uvek ima mnogo prostora za istraživanje, budući da se razvijaju sve napredniji dodatni materijali. Ovi materijali zahtevaju detaljna ispitivanja kako bi se pronašli optimalni tehnološki parametri procesa koji omogućavaju potpunu iskorišćenost njihovih svojstava. Jedna od najefikasnijih i najuniverzalnijih metoda navarivanja je elektro-lučno zavarivanje topljivom elektrodom u zaštiti gasa (GMAW). U ovom radu analiziran je uticaj parametara GMAW postupka na geometriju i kvalitet pojedinačnih navara nanetih na osnovni materijal, i to za tri odabrana dodatna materijala otporna na habanje. Na osnovu sprovedenih eksperimenata, definisani su parametri procesa koji obezbeđuju najviši kvalitet navarenih slojeva. Odabrani parametri su potom iskorišćeni za izradu uzoraka za ispitivanje otpornosti na habanje. Rad ističe sve faktore koji utiču na radni vek navarenih površina otpornih na habanje. Rezultati ukazuju na to da je kritičan faktor ne samo izbor odgovarajućih materijala otpornih na habanje, već i pravilan odabir tehnoloških parametara procesa, kao i same tehnike navarivanja.

Ključne reči: navarivanje, GMAW, otpornost na habanje, abrazivno habanje

1. INTRODUCTION

Hardfacing technology is a well-established method for protecting components exposed to wear, particularly abrasive wear. It is applied both to newly manufactured components, such as large-scale parts used in the metallurgical industry (e.g., blast furnace closure systems), and to worn components for which replacement with new parts is not economically justified, such as working elements of agricultural machinery.

The tribological performance of hardfaced layers is primarily determined by the type and composition of the deposited material. However, the technological parameters of the MIG/MAG hardfacing process can also significantly affect the abrasive wear resistance of the deposited layer [1,2].

To evaluate the wear resistance of the deposited layers, abrasive wear tests were conducted. For research purposes, a specially designed abrasion-testing rig was used, in which the mass loss of the tested specimens was measured. The substrate material onto which the hardfacing layers were deposited was S235 steel, commonly used as a structural material in the manufacture of machinery and agricultural equipment. This material also served as the reference material for the results obtained during the abrasive wear tests.

2. EXPERIMENT

The study was conducted using a mechanized hardfacing workstation (Fig. 1) and an X8 MIG Welder welding power source manufactured by Kemppi (Fig. 2), employing the MAG welding process.



Fig. 1. Mechanized hardfacing workstation used for the deposition of weld overlays



Fig. 2. Kemppi X8 welding system [3]

For the study, metal-cored wires belonging to the wear-resistant filler material group were used. Wear-resistant wires manufactured by Castolin Eutectic from the EnDOtec product line,

designed for the refurbishment and protection of components requiring high wear resistance, were selected. All wires had a diameter of 1.6 mm.

In the first stage of the investigation, eight test specimens were produced using Wire A and eight specimens using Wire B. The samples were hardfaced with a single-layer deposit in the PA (flat) welding position. Several process parameters were maintained constant throughout the trials. A shielding gas mixture consisting of 82% Ar and 18% CO_2 was used, with a shielding gas flow rate of 10 l/min. The hardfacing travel speed was set at $v_n = 6$ mm/s.

The wire feed speed was investigated at four settings: 3, 6, 8, and 10 m/min. Each wire feed speed was tested in both standard transfer mode and pulsed mode. The welding current was automatically adjusted by the welding machine as a resultant parameter of the voltage setting, wire feed speed, and wire diameter. The contact tip-to-workpiece distance (CTWD) was maintained at 15 mm.

Specimens A1–A8 were produced using EnDOtec DO*351 wire supplied by Castolin Eutectic. For clarity, this consumable will hereafter be referred to as WIRE A. Specimens B1-B8 were produced using EnDOtec DO*332 wire, also supplied by Castolin Eutectic; throughout the paper, this consumable will be designated as WIRE B. The process parameters used in the experiments are summarized in Table 1. Owing to cost limitations, WIRE C (EnDOtec DO*611X) was not included in the first stage of the study. Fig. 3 shows the results of the first experimental stage, consisting of 16 different hardfacing beads, each approximately 100 mm in length. The samples were deposited on C45 steel plates. The dimensions of the plates used in the study were 450 × 150 × 25 mm. No preheating of the base material was applied prior to hardfacing.



Fig. 3. Hardfacing beads obtained during the experimental study.

Abrasive wear test

Abrasive wear test is performed using a comparative method. The mass loss of a steel reference specimen is compared with the mass loss of a specimen coated with a hardfacing layer.

The method of determining the abrasivity index has forced the design and construction of a laboratory test stand (Fig. 4). The test stand has a drive unit that carries out rotational movement of the steel pin at a constant speed. On the shaft of the gearmotor, there is a holder in which a steel pin is fixed. Together with the rock sample, they form an abrasive pair (Fig. 5). The steel pin is continuously pressed against the face of the rock sample by a gravity-loaded hold-down system using weights.[4]

The tests were conducted under the following basic input parameters: a normal load of 300 N applied between the specimen holder and the face of the rock sample, a rotational speed of 50 rpm, and a test duration of 8 minutes. The rock specimen used in the study was sandstone.

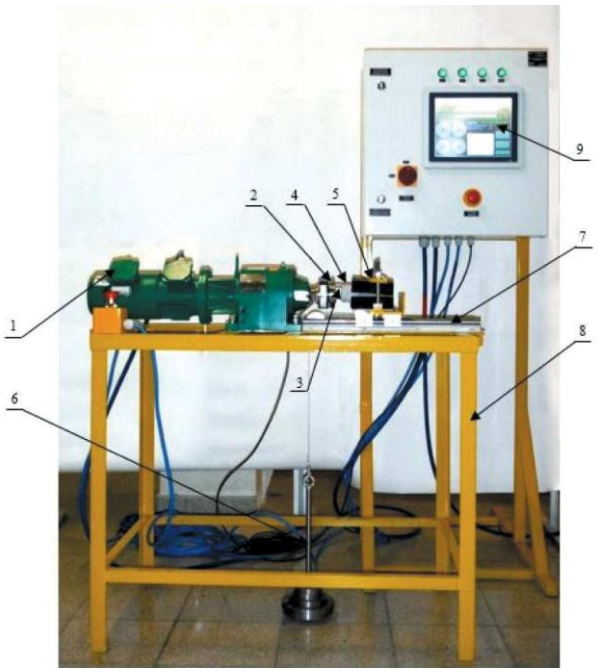


Fig. 4. Test stand for determining rock abrasivity: 1 – drive unit, 2 – steel pin, 3 – holder of steel pin, 4 – rock sample, 5 – holder of rock sample, 6 – gravity-loaded hold-down system, 7 – sliding system, 8 – supporting frame, 9 – control panel [4]

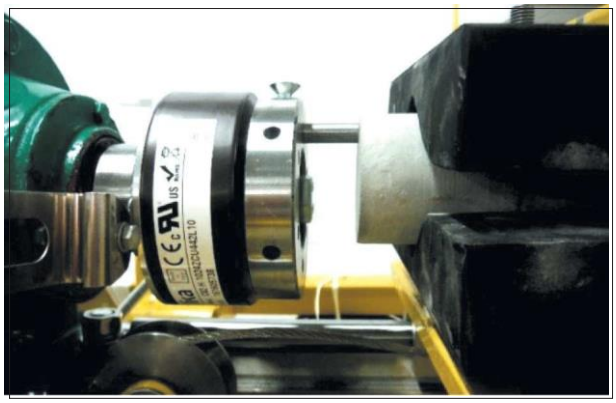


Fig. 5. View of abrasive pair [4]

3. RESULTS AND DISCUSSION

Specimens A1–A8 were hardfaced using Castolin Eutectic EnDOtec DO*351 wire. For the sake of clarity and brevity throughout the remainder of this paper, this consumable will be referred to as Wire A.

During the production of specimens A2–A5, the standard welding mode was employed, whereas specimens A1 and A6–A8 were deposited using the pulsed welding mode. For each welding mode, the wire feed speed was varied successively at 3, 6, 8, and 10 m/min.

Table 5.2 summarizes the hardfacing process parameters for Wire A, together with the basic geometrical characteristics of the deposited beads, including bead width (b), reinforcement height (h), and penetration depth (g), as well as the cross-sectional areas of the melted filler metal (A_n) and the melted base material (A_v). These parameters were determined using optical microscopy.

All specimens were properly prepared and subsequently examined using a Keyence VHX-7000 Series digital microscope. During the geometrical analysis, three parameters were

measured: (1) bead width, b; (2) overlay height, h; and (3) penetration depth, g, as shown in Figure 6. These parameters were identified in this order on all measurements.

For the cross-sectional area analysis of the hardfacing layers, the following designations were used: (1) cross-sectional area of the melted filler metal (overlay reinforcement area), A_n; and (2) cross-sectional area of the melted base material (penetration area), A_v, as illustrated in Fig. 7.

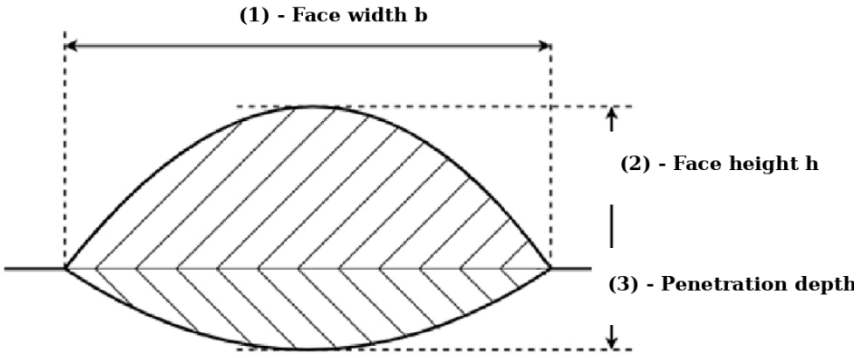


Fig. 6. Measurement scheme for the geometric dimensions of the hardfacing bead

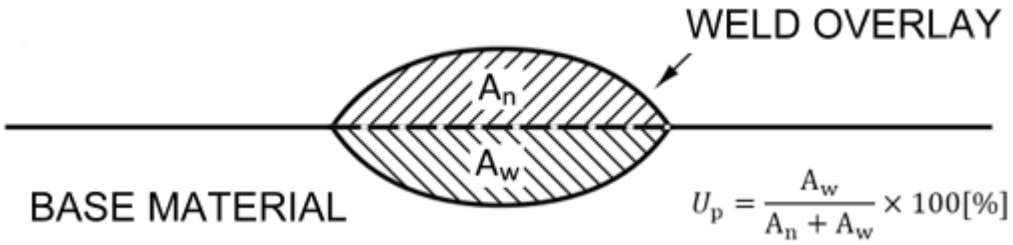


Fig. 7. Designation of the overlay reinforcement area (A_n) and penetration area (A_v) of the hardfacing bead [5]

Tab. 1. Summary of hardfacing process parameters and the corresponding measurement and calculation results for Wires A and B

Specimen No.	Wire	Welding Mode	v_{el} [m/min]	U_n [V]	U [V]	I [A]	b [mm]	h [mm]	g [mm]	A_n [mm²]	A_w [mm²]	U_p [%]
A2	DO*351	Standard	3	22	22.4	221	9.56	2.66	2.46	16.05	13.67	46%
A3	DO*351	Standard	6	22.1	21.9	341	16.43	3.66	3.57	39.79	25.21	39%
A4	DO*351	Standard	8	22.1	21	398	13.60	4.56	4.94	47.52	32.73	41%
A5	DO*351	Standard	10	22.1	16.1	453	10.55	5.59	3.02	53.68	15.8	23%
A1	DO*351	Puls	3	21.7	15.3	191	6.29	3.29	1.48	15.45	4.38	22%
A6	DO*351	Puls	6	25.2	15.3	328	8.66	4.18	1.05	28.49	4.04	12%
A7	DO*351	Puls	8	27.2	16.9	382	11.51	5.23	0.71	43.87	2.93	6%
A8	DO*351	Puls	10	29.2	16.3	436	10.96	5.30	1.43	47.95	5.63	11%
B1	DO*332	Puls	3	21.7	21.7	129	7.90	2.71	1.76	16.35	7	30%
B2	DO*332	Puls	6	25.2	23.9	224	11.16	3.84	2.19	32.17	14.87	32%
B3	DO*332	Puls	8	27.2	20.7	273	11	4.45	2.37	39.38	13.66	26%
B4	DO*332	Puls	10	29.2	23.6	304	11.22	5.35	2.61	52.67	15.31	23%
B8	DO*332	Standard	3	22.1	22.4	160	7.66	2.82	2.35	15.51	10.96	41%
B7	DO*332	Standard	6	22.1	22	242	9.31	4.03	2.24	29.16	11.05	27%
B6	DO*332	Standard	8	22.1	22.4	267	9.12	4.79	2.30	36.96	12.05	25%
B5	DO*332	Standard	10	22.1	22.5	302	10.41	5.63	2.11	54.43	10.51	16%

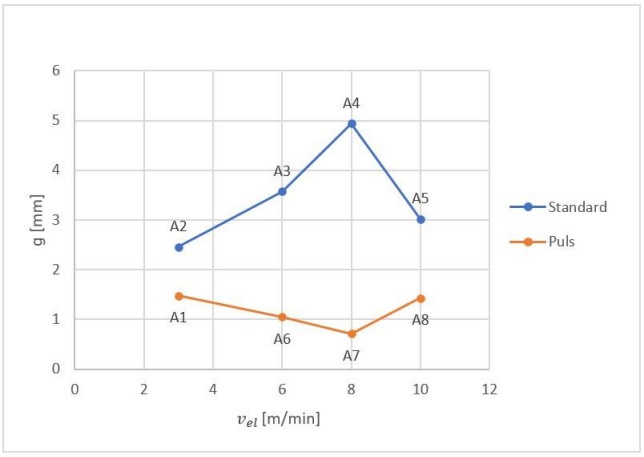


Fig. 8. Effect of electrode wire feed speed (v_{el}) on the penetration depth (g) of hardfacing beads produced with Wire A (EnDOtec DO*351)

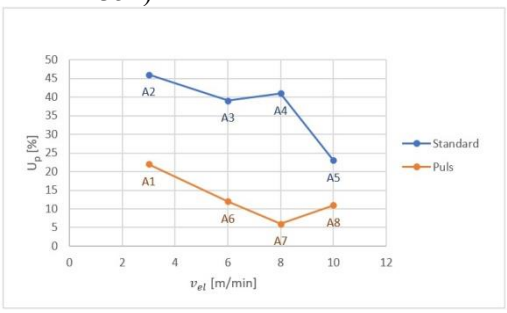


Fig. 9. Effect of electrode wire feed speed (v_{el}) on the dilution ratio (U_p) of hardfacing beads deposited using Wire A (EnDOtec DO*351)

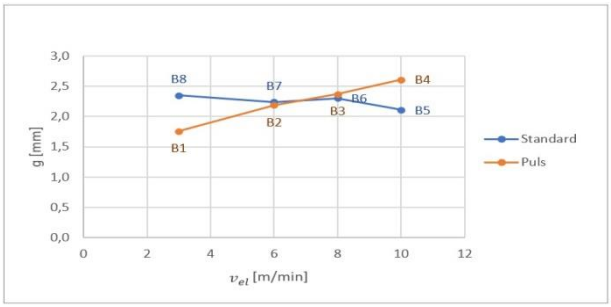


Fig 10. Effect of electrode wire feed speed (v_{el}) on the penetration depth (g) of hardfacing beads deposited using Wire B (EnDOtec DO*332)

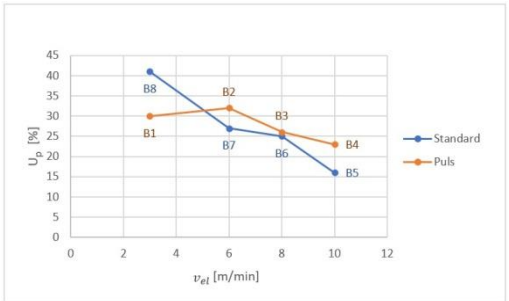


Fig. 11. Effect of electrode wire feed speed (v_{el}) on the dilution ratio (U_p) of hardfacing beads deposited using Wire B (EnDOtec DO*332)

By analyzing the results presented in Table 1, it can be observed that, as expected, an increase in the electrode wire feed speed (v_{el}) leads to a pronounced increase in the welding current, as well as in the width and reinforcement height of the deposited beads.

Analysis of the plots shown in Figures 8 and 10 indicates that, for Wire A deposited in the standard welding mode, the penetration depth initially increases significantly with increasing wire feed speed and then decreases sharply at the highest wire feed setting. In contrast, for Wire A deposited in the pulsed mode and for Wire B deposited in both welding modes, only minor changes in penetration depth were observed.

The plots presented in Figures 9 and 11 show that, for both filler materials, an increase in the electrode wire feed speed (v_{el}) results in a reduction of the dilution ratio, i.e., the proportion of base material incorporated into the deposited layer decreases. The lowest dilution values were recorded for Wire A deposited in the pulsed mode.

The conducted experiments clearly demonstrate the influence of individual process parameters on the geometry of the hardfacing bead. Such investigations are essential because the obtained results do not always follow trends reported in the literature. The observed discrepancies are most likely associated with the use of metal-cored wires rather than solid wires.

As mentioned previously, no geometrical investigations were performed for Wire C. Instead, the analysis was based on the results reported in [6]. The process parameters selected for both specimens are summarized in Tab. 2, while all remaining parameters were kept identical to those used in the earlier experiments.

Tab. 2. Summary of hardfacing process parameters and the corresponding measurement and calculation results for Wire C.

Specimen No.	Wire	Welding Mode	v_{el} [m/min]	Un [V]	U [V]	I [A]	b [mm]	h [mm]	g [mm]	A_n [mm²]	A_w [mm²]	U_p [%]
C1	DO*611X	Standard	6	19	19	220	11.41	1.44	0.47	10.93	1.5	12.1
C2	DO*611X	Standard	8	24	23.8	261	12.37	1.73	1.78	13.87	6.99	33.5

Each specimen was evaluated with respect to the uniformity of tungsten carbide distribution within the cross-section of the hardfacing layer. To achieve the most uniform wear resistance throughout the deposit, these high-hardness carbide particles should be distributed as evenly as possible across the entire hardfacing cross-section. Fig. 12 shows an example of Specimen C1, in which the distribution of tungsten carbides can be considered uniform.



Fig. 12. Cross-section of Specimen C1

Fig. 13 shows a photograph of Specimen C2. In this specimen, the hardfacing process parameters selected during deposition, particularly the excessively high welding current, caused the tungsten carbide particles to settle at the bottom of the hardfacing layer. This non-uniform carbide distribution reduces the wear resistance of the upper region of the deposited layer, where protection against abrasive wear is most critical.

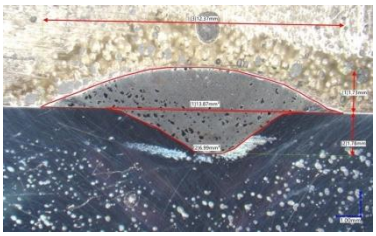


Fig. 13. Cross-section of Specimen C2

The results of the wear abrasive tests are presented in Tab. 3

Tab. 3. Results of the abrasive wear tests for the three filler wire types

Test Pin	Test Pin Mass		Test Pin Mass Loss [g]
	Before Testing [g]	After Testing [g]	
Test Pin without Hardfacing Layer	9.8001	9.7004	0.0997
Hardfaced Test Pin (Wire A)	11.5423	11.5379	0.0044
Hardfaced Test Pin (Wire B)	9.4240	9.4081	0.0159
Hardfaced Test Pin (Wire C)	12.4296	12.4237	0.0059

All test pins with hardfacing layers exhibited significantly lower mass loss compared with the unhardfaced test pin. However, the best performance was achieved by the hardfacing layer deposited using Wire A. In this case, the wear-related mass loss was less than 5% of that recorded for the unhardfaced specimen. For Wire B, the corresponding wear was less than 16%, while for Wire C it was less than 6% of the mass loss measured for the reference specimen without a hardfacing layer.

4. CONCLUSION

Based on the hardness measurements, tribological tests, and microscopic observations, the following conclusions can be drawn:

• All deposited hardfacing layers were free from welding defects such as cracks and porosity.

• For Wire A (EnDOtec DO*351), despite the increase in penetration depth, the proportion of base material incorporated into the hardfacing layer decreased.

• For Wire A (EnDOtec DO*351) deposited in the pulsed mode, the lowest dilution ratio between the deposited material and the substrate was achieved, reaching 6%.

• For Wire B (EnDOtec DO*332), despite the increase in welding current, only minor variations in penetration depth were observed. However, the dilution ratio, particularly in the standard welding mode, decreased significantly.

• The application of hardfacing layers produced with appropriate filler materials made it possible to substantially improve wear resistance. Compared with the unhardfaced reference specimen, wear was reduced by approximately 6 times for Wire B (EnDOtec DO*332), 17 times for Wire C (DO*611X), and nearly 23 times for Wire A (EnDOtec DO*351). Therefore, the selection of the hardfacing material plays a critical role in achieving the required wear resistance.

• The wear rate of the hardfacing layers, as determined by the abrasive wear tests, depends primarily on their chemical composition. However, the hardfacing process parameters also have a significant influence on bead geometry, penetration depth, overlay cross-sectional area, and the dilution ratio with the base material. These factors directly affect the performance and service properties of the deposited layer.

ACKNOWLEDGMENT

This work is the result of research funded by a subsidy from the Ministry of Science and Higher Education for scientific activity, conducted at the Faculty of Mechanical Engineering and Robotics, at the AGH University of Krakow.

REFERENCES

[1] Adamiec P., Dziubiński J.: „Wytwarzanie i właściwości warstw wierzchnich elementów maszyn transportowych", Gliwice, Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, 2005 (in polish)
[2] Pilarczyk J.: Poradnik inżyniera Spawalnictwo" Tom 2, Warszawa, WNT, 2005 (in polish)
[3] https://www.kemppi.com/pl-PL/oferta/family/x8-mig-welder/;15.01.2022 r.
[4] http://dx.doi.org/10.7494/miag.2018.3.535.17;03.09.2026r.
[5] Welding Handbook. Materials and applications, part 1. Volume 4, AWS, 2004.
[6] Kusiński J., Influence of surfacing technology on the geometry and quality of padding welds made of wear-resistant materials, diploma thesis, AGH University of Krakow, Poland, 2022.

Broj rada: 2.3
DOI: 10.65156/wws.sjdp.si.007

UTICAJ TERMIČKE OBRADE NAKON PROCESA IZRADE NA SVOJSTVA MARTENZITNOG NERĐAJUĆEG ČELIKA 15-5 PH PROIZVEDENOG POSTUPKOM ADITIVNE PROIZVODNJE ŽIČANIM ELEKTRIČNIM LUKOM (WAAM)

EFFECT OF POST-PROCESSING HEAT TREATMENT ON THE MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF WIRE ARC ADDITIVELY MANUFACTURED 15-5 PH MARTENSITIC STAINLESS STEEL

Damjan Klobčar[1], Drago Bračun[1], Uroš Trdan[1], Aljaž Ščetinec[2], Tomaž Vuherer[3] Marek Polanski[4], Aleksija Đurić[5], Miodrag Milčić[6], Nataša Zdravković[6], Dragan Milčić[6], Matija Bušić[7]

*[1]**Faculty of Mechanical Engineering, University of Ljubljana, Aškerčeva cesta 6, 1000, Ljubljana, Slovenia,** ORCID: damjan.klobcar@fs.uni-lj.si, 0000-0002-6130-0328, drago.bracun@fs.uni-lj.si 0000-0002-0107-9983, uros.trdan@fs.uni-lj.si 0000-0002-0688-2919*
*[2]**Brinox inženiring d.o.o., Sora 21, 1215 Medvode, Slovenia;** Aljaz.Scetinec@brinox.eu ORCID: 0000-0002-5096-7223*
*[3]**Faculty of Mechanical Engineering, University of Maribor, Smetanova 17, 2000 Maribor, Slovenia,** tomaz.vuherer@um.si ORCID: 0000-0002-1866-8266*
*[4]**Faculty of Advanced Technologies and Chemistry, Military University of Technology, ul. gen. Sylwestra Kaliskiego 200-908 Warsaw, Poland,** marek.polanski@wat.edu.pl ORCID: 0000-0003-0163-514X*
*[5]**University of East Sarajevo, Faculty of Mechanical Engineering Vuka Karadžića 30, East Sarajevo, RS, Bosnia and Herzegovina,** aleksija.djuric@ues.rs.ba ORCID: 0000-0002-0251-6364,*
*[6] **Faculty of Mechanical Engineering, University of Niš, Aleksandra Medvedeva 14, 18000 Niš, Republic of Serbia,** miodrag.milcic@masfak.ni.ac.rs ORCID: 0000-0002-1089-8390, natasa.zdravkovic@masfak.ni.ac.rs 0000-0001-6085-7522, dragan.milcic@masfak.ni.ac.rs 0000-0002-3936-7462*
*[7] **University Nord - University Center Varaždin, Department of Mechanical Engineering, J. Križanića 31b, 42 000 Varaždin, Croatia,** mbusic@unin.hr ORCID: 0000-0003-4027-3479*

E-mail: damjan.klobcar@fs.uni-lj.si

Rezime: U radu je istraženo navarivanje nerđajućeg čelika 15-5 PH postupkom direktnog nanošenja energije (DED), nakon čega je sprovedena termička obrada u vidu rastvornog žarenja i precipitacionog ojačavanja (PH) radi poboljšanja homogenosti mikrostrukture i mehaničkih svojstava. Parametarska analiza izvršena je kako bi se ispitao uticaj rastvornog žarenja i starenja pri različitim kombinacijama temperature i vremena zadržavanja. Karakterizacija materijala obavljena je u stanju nakon navarivanja, nakon rastvornog žarenja i nakon precipitacionog ojačavanja primenom metalografske analize, ispitivanja tvrdoće, zateznih ispitivanja i ispitivanja udarne žilavosti. Mikrostruktura u stanju nakon navarivanja sastojala se pretežno od martenzitnih letvica sa zaostalim δ-feritom. Optimizacija režima rastvornog žarenja bila je neophodna za postizanje homogene austenitne mikrostrukture pre procesa starenja. Nakon precipitacionog

ojačavanja, materijal je pokazao mehanička svojstva uporediva sa svojstvima konvencionalno proizvedenog nerđajućeg čelika 15-5 PH.

Ključne reči: DED-Arc postupak, usmereno taloženje energijom pomoću električnog luka, termička obrada, mikrostruktura, mehanička svojstva, precipitaciono očvršćavajući martenzitni nerđajući čelik 15-5 PH.

Abstract: This paper investigates the directed energy deposition (DED) of 15-5 PH stainless steel followed by post-processing through solution annealing and precipitation hardening (PH) to enhance microstructural homogeneity and mechanical performance. A parametric study was conducted to evaluate the effects of solution annealing and aging under various temperature and time combinations. Material characterization was performed in the as-deposited, solution-annealed, and precipitation-hardened conditions using microscopy, hardness testing, tensile testing, and impact toughness measurements. The as-deposited microstructure consisted primarily of martensitic laths with retained δ-ferrite. Optimization of the solution annealing treatment was essential to achieve a homogeneous austenitic microstructure prior to aging. Following precipitation hardening, the material exhibited mechanical properties comparable to those of conventionally manufactured 15-5 PH stainless steel.

Key words: Direct Energy Deposition - Arc (DED-Arc), heat treatment, microstructure, mechanical properties, 15-5 PH martensitic stainless steel.

1. INTRODUCTION

Wire arc additive manufacturing (WAAM) is a directed energy deposition process in which an electric arc melts metallic wire to build components layer by layer. Its high deposition rates and suitability for producing large metal components have encouraged its application to stainless steels [1]. Repeated melting, solidification and reheating generate microstructures that differ from those of conventionally manufactured materials. Microsegregation, phase transformations and precipitation during deposition can therefore influence both the as-deposited properties and the response to subsequent heat treatment [2].

The precipitation-hardening martensitic stainless steel 15-5 PH offers a combination of strength and corrosion resistance, with mechanical properties adjustable through solution treatment and aging. Solution treatment promotes chemical homogenisation and dissolution of soluble precipitates, while subsequent cooling produces a predominantly martensitic matrix. Aging strengthens this matrix through the formation of fine Cu-rich precipitates. The resulting properties depend on aging temperature and duration, which govern precipitation and the evolution of the matrix. At higher temperatures or longer holding times, precipitate coarsening and austenite formation can alter the balance between strength and ductility [3].

For WAAM materials, the thermal history during deposition must also be considered when selecting heat-treatment conditions. Xu et al. [4] demonstrated partial aging and spatially non-uniform precipitation in wire arc additively manufactured maraging steel, illustrating how repeated thermal cycling can produce heterogeneous properties. Although its precipitation chemistry differs from that of 15-5 PH, this finding supports evaluating heat treatments specifically for the deposited material. For WAAM 15-5 PH, Guo et al. [5] investigated the microstructure and mechanical properties before and after treatment at 1050 °C for 1 h. Their study provides a basis for examining the additional effects of aging on the balance between strength, ductility and impact resistance.

The present study examines the influence of post-deposition heat treatment on WAAM 15-5 PH stainless steel. Following solution treatment at 1105 °C for 1.5 h, aging at 400–600 °C is assessed through microstructural observations and hardness measurements. Tensile properties and Charpy absorbed energy are compared for the as-deposited condition and specimens aged for 2.5 h, establishing how aging temperature affects the resulting mechanical-property relationship.

2. MATERIALS AND METHODS

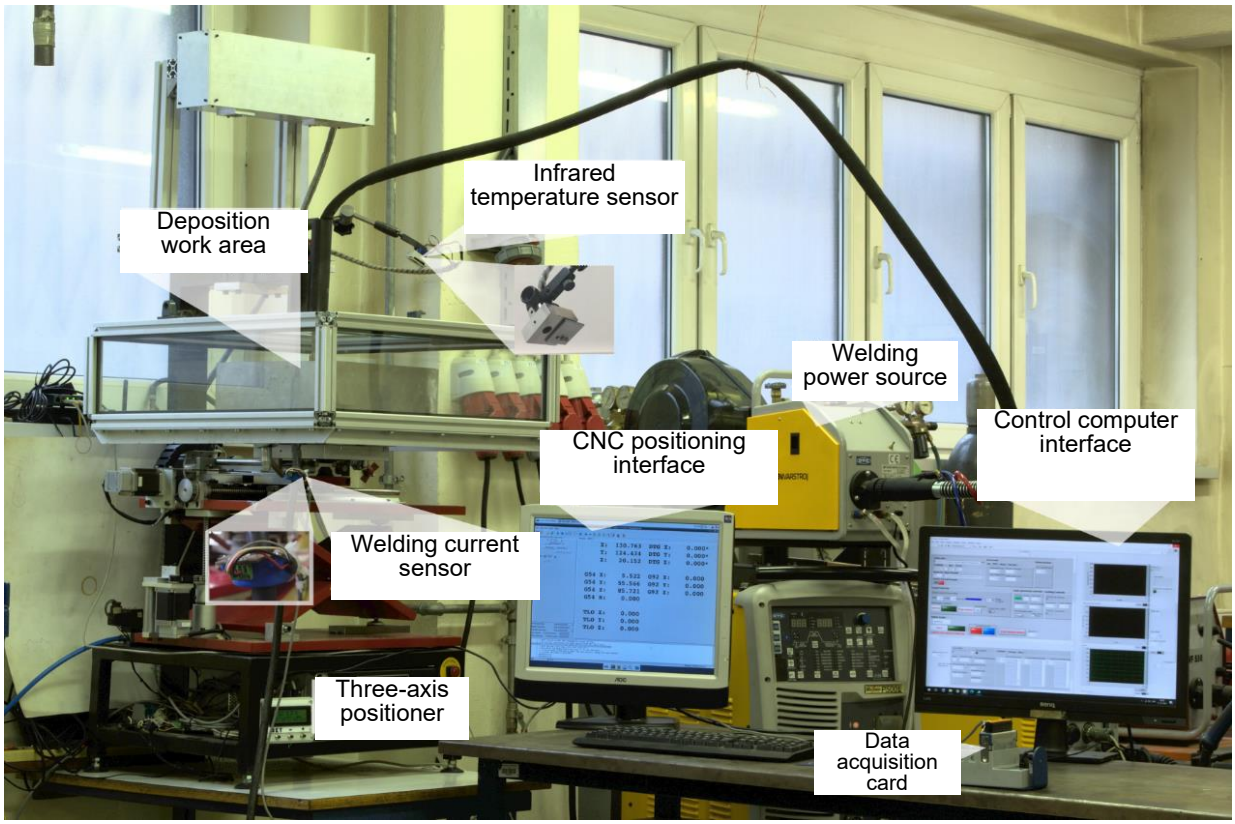
Wall specimens were manufactured by wire arc additive manufacturing (WAAM) using a commercial 3Dprint AM 15-5 PH stainless steel wire (1.4545) with a diameter of 1.2 mm. The nominal wire composition was 0.02 C, 0.50 Si, 0.50 Mn, 14.8 Cr, 4.5 Ni, 3.3 Cu and 0.28 Nb, with Fe as the balance, in wt.%. Deposition was done on 304 stainless steel (1.4301) substrates measuring 200 × 120 × 10 mm. The WAAM system comprised a Daihen Welbee P500L welding power source, a three-axis CNC positioning table and a stationary welding torch oriented perpendicular to the substrate (Figure 1a). Each wall consisted of 31 layers, with five overlapping passes per layer at a pass overlap of 55%. The arc start and stop positions were alternated between successive layers. The deposition strategy, a representative wall and the specimen extraction locations are shown in Figures 1b–d.

Deposition used pulsed gas metal arc welding (GMAW) with a deposition current of 120 A, an arc voltage of 19.9 V, a travel speed of 500 mm/min and a wire feed speed of 5.1 m/min. Shielding was provided by a mixture of 98% Ar and 2% CO_2 at a flow rate of 12 L/min. The shielding arrangement is shown in Figure 2. The substrate was preheated to 150 °C, and the interpass temperature was controlled at 120 °C using a Melexis MLX90614 infrared temperature sensor integrated into the process control system.

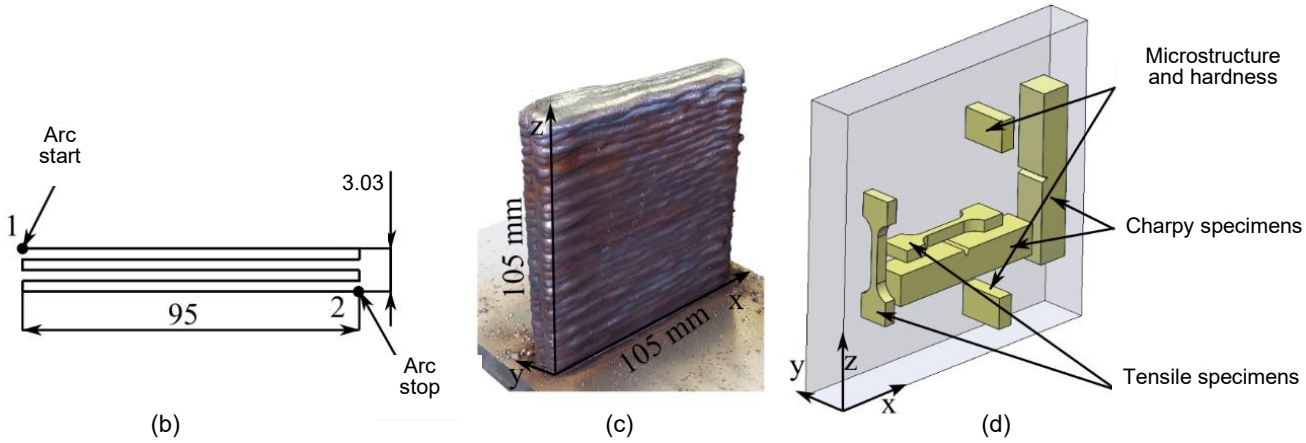
The material was examined in the as-deposited (AD), solution-treated (S) and solution-treated and aged (S+A) conditions. Solution treatment was done at 1105 °C for 1.5 h in a Pika tube furnace under an air atmosphere, followed by water quenching to approximately 20 °C. The furnace was heated at 35 °C/min and stabilised at the target temperature for 1.5 h before specimen insertion. Subsequent aging was done in an Inko EM2 chamber furnace under an air atmosphere at 400, 500 and 600 °C for 2.5 h, followed by air cooling to approximately 20 °C. The heat-treatment sequence is illustrated in Figure 3. Hardness measurements covered all nine aging conditions, whereas the microstructural comparison and tensile and Charpy results presented here focus on specimens aged for 2.5 h.

Metallographic specimens measuring 15 × 10 × 5 mm were extracted from the upper and lower regions of the walls and examined on sections parallel to the build direction. Specimens were ground sequentially using abrasive grades 220, 320, 500, 800 and 1000, followed by polishing with 3 and 1 μm diamond suspensions. The AD and S specimens were etched with Vilella's reagent, comprising 100 mL ethanol, 5 mL hydrochloric acid and 1 g picric acid. Aged specimens were etched with aqua regia, prepared using nitric and hydrochloric acids in a volume ratio of 1:3. Microstructures were examined using a Keyence VHX-6000 digital optical microscope.

Vickers hardness was measured using a Zwick ZHU Z2.5 hardness tester at a load of 98.1 N (HV10) and a dwell time of 11 s. Three to five indentations were made at each measurement location or material condition. In the AD condition, hardness was measured along the wall height to assess variation in the build direction. For the S and S+A conditions, measurements were made on the specimens used for metallographic examination.



(a) WAAM system and its principal components.



(b) (c) (d)

Figure 1. (a) WAAM system used to deposit 15-5 PH stainless steel; (b) deposition toolpath; (c) representative deposited wall; and (d) specimen extraction locations. Dimensions are in millimetres.

Tensile and Charpy V-notch tests were done on the AD material and specimens solution-treated and subsequently aged for 2.5 h at each selected temperature. Tensile testing used an Instron 8802 servohydraulic testing system equipped with an extensometer to determine the 0.2% proof stress, ultimate tensile strength and elongation after fracture. Charpy specimens were sectioned from the walls, milled and ground to their final dimensions, and V-notches were produced by broaching. Impact testing was done using an Amsler RPK 300 pendulum in accordance with EN ISO 148-1, with absorbed energy, KV, reported in joules. Three specimens were tested for each material condition in both tensile and impact testing.

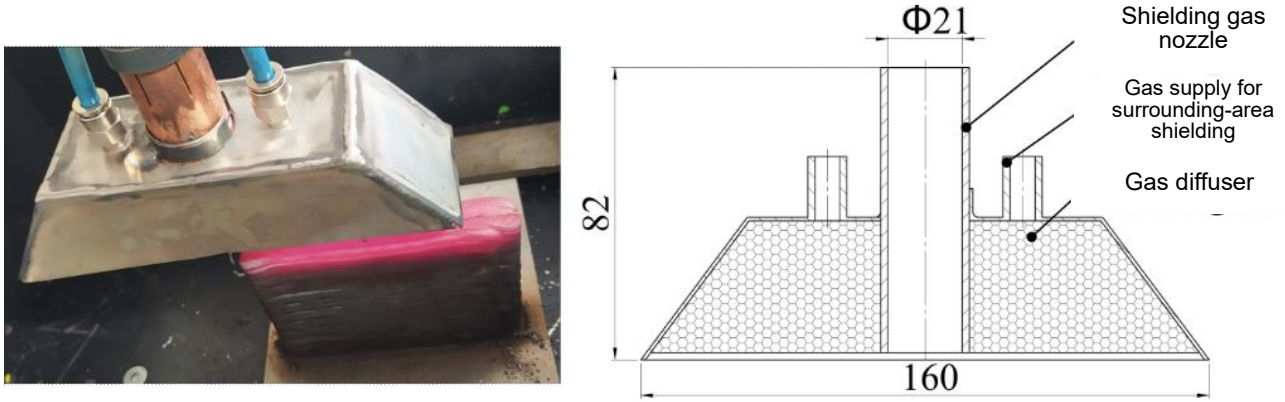


Figure 2. Shielding nozzle used to protect the melt pool and surrounding deposited material from oxidation: photograph and cross-sectional schematic. Dimensions are in millimetres.

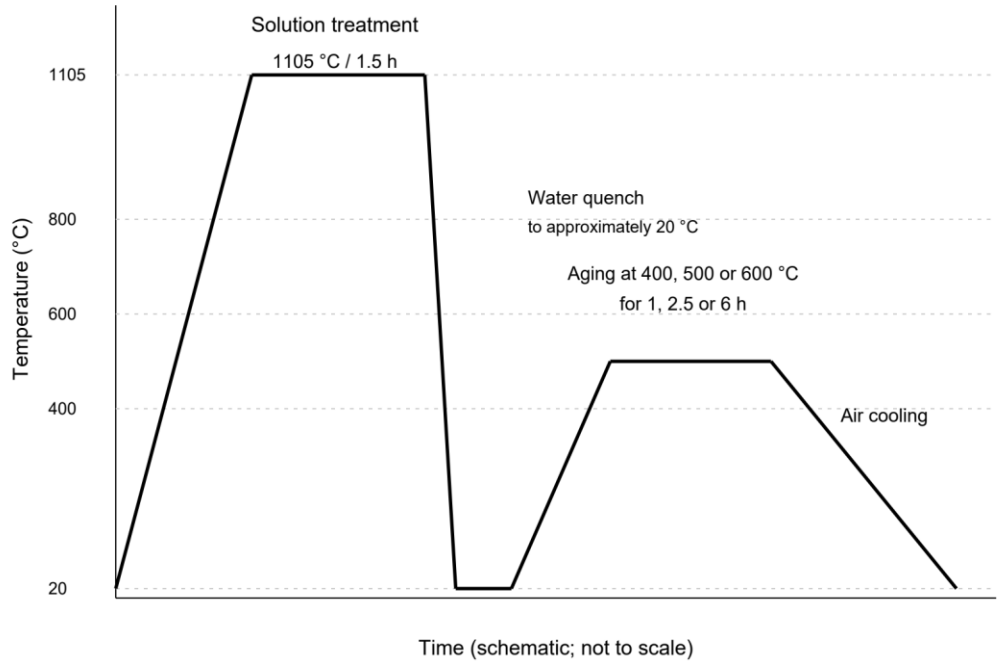


Figure 3. Heat-treatment sequence used for the reported aging experiments: solution treatment at 1105 °C for 1.5 h, water quenching to approximately 20 °C, aging at 400, 500 or 600 °C for 1, 2.5 or 6 h, and air cooling. The time axis is schematic.

3. RESULTS AND DISCUSSION

The optical micrographs in Figure 4 show the influence of aging temperature on the etched microstructure after solution treatment at 1105 °C for 1.5 h and aging for 2.5 h. At 400 and 500 °C, the microstructure retains the elongated features associated with the martensitic matrix. At 600 °C, these features appear more distinctly acicular, indicating changes in the matrix during aging. Optical contrast alone does not establish a transformation from lath to needle-shaped martensite or identify the phases responsible for these changes. Peng et al. [6], using transmission electron microscopy and X-ray diffraction, associated aging of conventionally produced 15-5 PH steel with progressive changes in the martensitic substructure, Cu-precipitate coarsening and austenite reversion. These mechanisms provide a basis for interpreting the present mechanical-property trends, although nanoscale precipitates and reverted austenite cannot be confirmed from the optical micrographs.

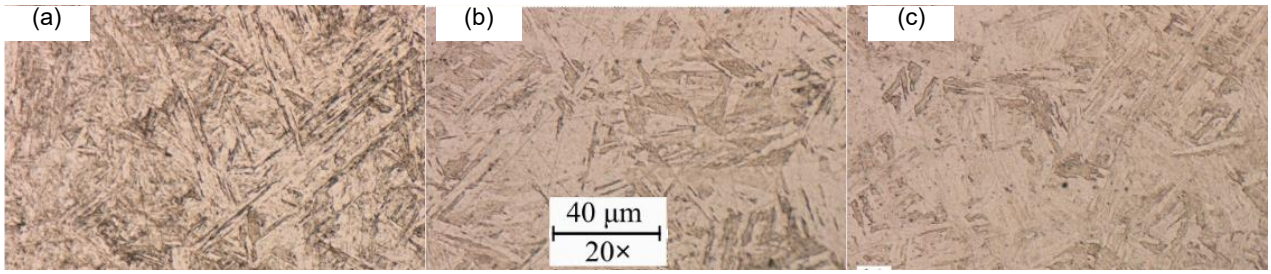


Figure 4. Optical micrographs of WAAM 15-5 PH stainless steel after solution treatment at 1105 °C for 1.5 h and aging for 2.5 h at (a) 600 °C, (b) 500 °C and (c) 400 °C. The images show the etched martensitic morphology; nanoscale Cu precipitates cannot be resolved by optical microscopy. Original magnification: 20×.

The as-deposited hardness profile in Figure 5 is relatively uniform within the deposited wall, with local mean values of approximately 337–353 HV10 and a reported average of 348 ± 4 HV10. No systematic decrease in hardness with increasing build height is apparent. The substantially lower value of 210 ± 14 HV10 corresponds to the measurement below the substrate–deposit interface and should therefore be distinguished from the deposited material. The limited variation within the wall indicates a relatively consistent indentation response despite the different thermal histories experienced along the build direction. This does not necessarily imply uniform phase fractions or precipitation states. In comparison, Xu et al. [4] observed a build-height-dependent hardness variation in WAAM maraging steel arising from partial aging during deposition. The difference illustrates that the effect of repeated thermal cycling depends on alloy chemistry and deposition conditions.

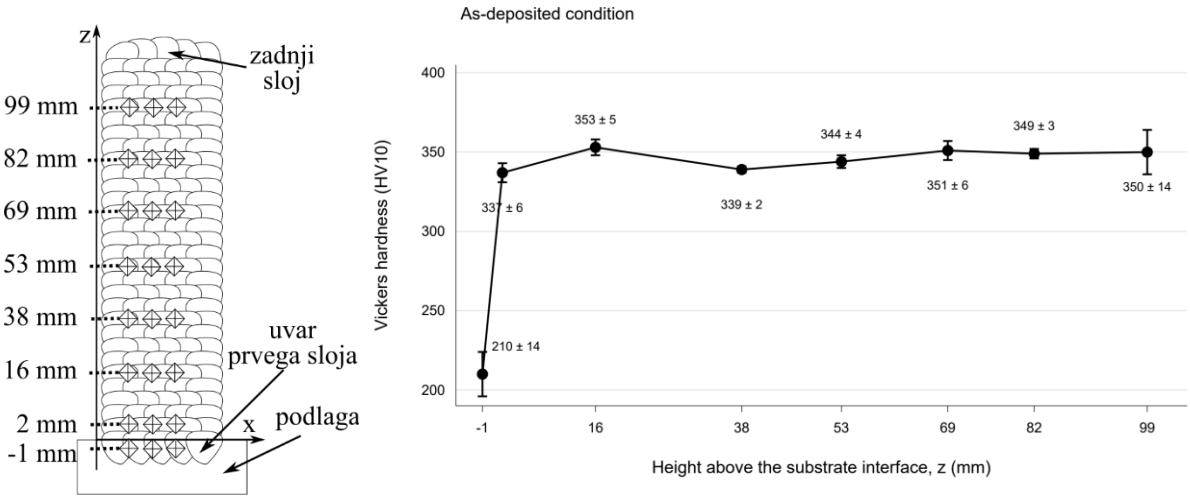


Figure 5. Vickers hardness profile along the build direction in the as-deposited wall. The position z = 0 denotes the substrate–deposit interface; the measurement at z = −1 mm is below the interface. Labels and error bars reproduce the values and reported uncertainties in the source figure.

Solution treatment reduced hardness to 326 ± 9 HV10 (Figure 6), approximately 6% below the reported as-deposited average. This decrease is consistent with dissolution of strengthening precipitates that may have formed during deposition and modification of the matrix during solution treatment and subsequent quenching. Nevertheless, hardness alone cannot establish

complete chemical homogenisation or quantify the contribution of individual microstructural constituents.

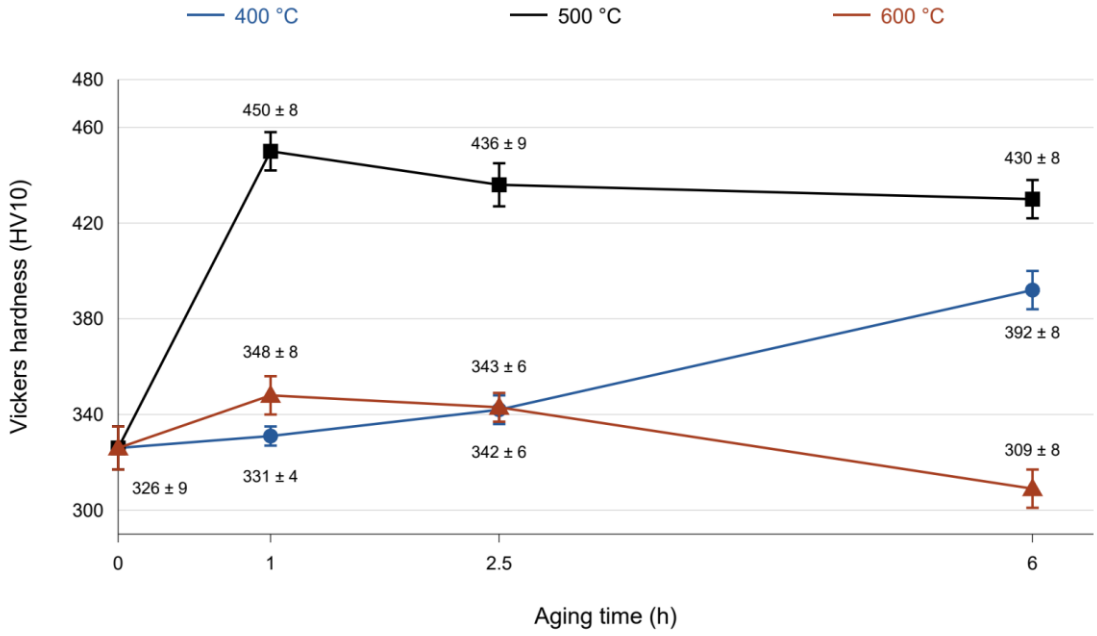


Figure 6. Effect of aging temperature and time on Vickers hardness after solution treatment at 1105 °C for 1.5 h. The value at zero aging time represents the solution-treated condition. Labels and error bars reproduce the source values and reported uncertainties.

The subsequent aging response depended strongly on temperature and holding time. At 400 °C, hardness increased from 331 ± 4 HV10 after 1 h to 342 ± 6 HV10 after 2.5 h and 392 ± 8 HV10 after 6 h. The continued increase indicates that the maximum hardening response had not been reached within the investigated time range. At 500 °C, the highest measured hardness, 450 ± 8 HV10, was obtained after 1 h, followed by a gradual decrease to 436 ± 9 and 430 ± 8 HV10 after 2.5 and 6 h, respectively. This behaviour is consistent with accelerated precipitation of strengthening Cu-rich particles, followed by the onset of overaging [3,6]. The 1 h condition represents the highest hardness among the tested conditions rather than a precisely resolved kinetic maximum.

At 600 °C, hardness decreased from 348 ± 8 HV10 after 1 h to 343 ± 6 HV10 after 2.5 h and 309 ± 8 HV10 after 6 h. This trend is consistent with an overaging regime in which precipitate coarsening and matrix softening outweigh further precipitation strengthening. Austenite reversion may also contribute: Peng et al. [6] detected reverted austenite in 15-5 PH steel aged at 550 °C and above. Its contribution to the present hardness decrease remains an interpretation, since phase fractions were not measured in the results presented here.

The tensile and Charpy results in Table 1 demonstrate that similar hardness values can accompany different mechanical responses. The as-deposited material exhibited a proof stress of 640 ± 28 MPa, an ultimate tensile strength of 1016 ± 6 MPa, an elongation of 17.4 ± 1% and a Charpy absorbed energy of 42.5 ± 2.5 J. After solution treatment and aging at 400 °C for 2.5 h, proof stress increased to 941 ± 51 MPa, whereas ultimate tensile strength increased more moderately to 1105 ± 7 MPa. Elongation remained comparable at 18.2 ± 2%, and absorbed energy was essentially unchanged at 42.5 ± 2.4 J. Thus, this treatment increased resistance to the onset of

plastic deformation without a discernible loss of elongation or absorbed energy within the reported scatter, despite hardness remaining close to the as-deposited value.

Table 3. Mechanical properties of WAAM 15-5 PH stainless steel in the as-deposited condition and after solution treatment at 1105 °C for 1.5 h followed by aging for 2.5 h.

Sample	Condition	0.2% proof stress, $Rp_{0.2}$ (MPa)	Ultimate tensile strength, Rm (MPa)	Elongation after fracture, A (%)	Charpy absorbed energy, KV (J)
AD	As-deposited	640 ± 28	1016 ± 6	17.4 ± 1	42.5 ± 2.5
S+A2	400 °C / 2.5 h	941 ± 51	1105 ± 7	18.2 ± 2	42.5 ± 2.4
S+A5	500 °C / 2.5 h	1130 ± 55	1350 ± 2	10.7 ± 1	20.7 ± 2.7
S+A8	600 °C / 2.5 h	907 ± 49	1012 ± 10	27.2 ± 2	56.4 ± 2.6

Aging at 500 °C for 2.5 h produced the highest strength among the conditions included in Table 3, with a proof stress of 1130 ± 55 MPa and an ultimate tensile strength of 1350 ± 2 MPa. These increases were accompanied by reductions in elongation to 10.7 ± 1% and Charpy absorbed energy to 20.7 ± 2.7 J. Relative to the as-deposited condition, proof stress increased by approximately 77%, while absorbed energy decreased by approximately 51%. The combination of high hardness and strength with reduced elongation and impact energy is consistent with strong precipitation hardening and a reduced capacity for plastic accommodation. However, the absorbed-energy measurements alone cannot distinguish changes in crack initiation resistance from changes in crack propagation resistance or establish the fracture mechanism.

Aging at 600 °C for 2.5 h shifted the property balance towards greater ductility and impact energy. Ultimate tensile strength was 1012 ± 10 MPa, essentially matching the as-deposited value, while proof stress remained higher at 907 ± 49 MPa. Elongation increased to 27.2 ± 2%, and Charpy absorbed energy increased to 56.4 ± 2.6 J. Compared with aging at 500 °C, this condition therefore sacrificed strength while allowing greater deformation and energy absorption before fracture. Its hardness of 343 ± 6 HV10 was almost identical to that obtained after aging at 400 °C for 2.5 h, yet its elongation and absorbed energy were higher. This comparison shows that hardness alone is insufficient for selecting the aging condition: the evolution of the matrix and strengthening precipitates must also be considered alongside tensile and impact properties.

4. CONCLUSIONS

Post-deposition solution treatment and aging enabled adjustment of the mechanical properties of WAAM 15-5 PH stainless steel. The as-deposited wall exhibited relatively uniform hardness, averaging 348 ± 4 HV10, which decreased to 326 ± 9 HV10 after solution treatment at 1105 °C for 1.5 h. Subsequent aging produced a temperature- and time-dependent response, with the highest measured hardness of 450 ± 8 HV10 obtained at 500 °C for 1 h. Longer holding times at this temperature progressively reduced hardness, consistent with the onset of overaging.

Among the conditions evaluated by tensile and Charpy testing, aging at 500 °C for 2.5 h produced the highest proof stress and ultimate tensile strength, reaching 1130 ± 55 and 1350 ± 2 MPa, respectively. However, elongation decreased to 10.7 ± 1% and Charpy absorbed energy to 20.7 ± 2.7 J. Aging at 400 °C for 2.5 h increased proof stress to 941 ± 51 MPa while retaining elongation and absorbed energy comparable to the as-deposited condition.

Aging at 600 °C for 2.5 h provided the highest elongation and absorbed energy among the tested conditions, reaching 27.2 ± 2% and 56.4 ± 2.6 J, respectively. Ultimate tensile strength remained comparable to the as-deposited value, while proof stress increased to 907 ± 49 MPa. The different tensile and impact responses of conditions with similar hardness demonstrate that heat-treatment selection should consider the required balance between strength, ductility and impact resistance.

The observed trends are consistent with precipitation strengthening followed by overaging and matrix softening, although the individual contributions of Cu-precipitate evolution and austenite reversion require further microstructural verification.

Acknowledgements

This research was funded by the Slovenian Research Agency under grant number P2-0270, and bilateral project Weave N2-0328. The research was also partly supported by EU ERASMUS+ Strategic Partnership Key Action 2, number: 2024-1-RO01-KA220-HED-000244949 (SMARTIE).

REFERENCES

[1] Martina F, Ding J, Williams S, Caballero A, Pardal G, Quintino L. Tandem metal inert gas process for high productivity wire arc additive manufacturing in stainless steel. *Additive Manufacturing*. 2019;25:545–550. doi:10.1016/j.addma.2018.11.022.
[2] Bajaj P, Hariharan A, Kini A, Kürnsteiner P, Raabe D, Jägle EA. Steels in additive manufacturing: A review of their microstructure and properties. *Materials Science and Engineering A*. 2020;772:138633. doi:10.1016/j.msea.2019.138633.
[3] Habibi Bajguirani HR. The effect of ageing upon the microstructure and mechanical properties of type 15-5 PH stainless steel. *Materials Science and Engineering A*. 2002;338:142–159. doi:10.1016/S0921-5093(02)00062-X.
[4] Xu X, Ganguly S, Ding J, Guo S, Williams S, Martina F. Microstructural evolution and mechanical properties of maraging steel produced by wire + arc additive manufacture process. *Materials Characterization*. 2018;143:152–162. doi:10.1016/j.matchar.2017.12.002.
[5] Guo C, Hu R, Chen F. Microstructure and performances for 15-5 PH stainless steel fabricated through the wire-arc additive manufacturing technology. *Materials Technology*. 2021;36:831–842. doi:10.1080/10667857.2020.1800296.
[6] Peng XY, Zhou XL, Hua XZ, Wei ZW, Liu HY. Effect of aging on hardening behavior of 15-5 PH stainless steel. *Journal of Iron and Steel Research International*. 2015;22:607–614. doi:10.1016/S1006-706X(15)30047-9.

Broj rada: 2.4
DOI: 10.65156/wws.sjdp.si.008

ISTRAŽIVANJE MOGUĆNOSTI ZAVARIVANJA CEVI OD ČELIKA X10CrMoVNb9-1 PRIMENOM AUSTENITNOG DODATNOG MATERIJALA BEZ NAKNADNE TERMICKE OBRADE

INVESTIGATION OF THE POSSIBILITY OF DIRECT WELDING OF X10CrMoVNb9-1 STEEL TUBES WITH AUSTENITIC FILLER MATERIAL WITHOUT POST-WELD HEAT TREATMENT

Vladan Jeremić[1] 0000-0002-3982-4731, Miloš Pavlović[1], Filip Zdraveski[2] 0009-0008-9189-0753, Aleksandra Krstevska[2] 0000-0002-5596-6596

[1] Zavod za zavarivanje, DOO Beograd, ulica Grčića Milenka 67, 11050 Beograd, Srbija
[2] Mašinski fakultet-Skopje, ul. Ruđer Bošković br.18, 1000 Skopje, R. Makedonija

E-mail: filip.zdraveski@mf.edu.mk

Rezime: Ideja za ovaj rad proizašla je iz praktičnog problema ko se pojavljuje prilikom zamene cevnih zmija međupregrejača sekundarne pare, izrađenih od čeličnih cevi oznake X10CrMoVNb9-1 i dimenzija 32x4mm. Naime, zavarivanje ovog materijala zahteva termičku obradu nakon zavarivanja. Zavarivanje montažnih spojeva između krajeva sabirnih cevi kolektora i krajeva cevi zmija, u uslovima ograničenog prostora, predstavlja poseban izazov zbog velikog broja takvih spojeva. Situacija je dodatno otežana činjenicom da redosled zavarivanja nije proizvoljan, već se mora strogo poštovati. U takvim uslovima, termička obrada svakog zavarenog spoja značajno komplikuje postupak montaže međupregrejača i znatno produžava vreme zastoja potrebno za završetak radova. Ovaj rad ispituje mogućnost izvođenja spojeva direktnim zavarivanjem, uz upotrebu austenitnog dodatnog materijala na bazi nikla, kako bi se izbegla termička obrada nakon zavarivanja, posebno imajući u vidu male prečnike i debljine zidova cevi koje čine zmije međupregrejača.

Ključne reči: Termička obrada nakon zavarivanja, dogrevač pare, dodatni materijal na bazi Ni, Thermanit Nicro 82, NIBAS 70/20-IG

Abstract: The idea for this paper was motivated by a practical problem encountered during the replacement of a boiler reheater coils made of X10CrMoVNb9-1 steel tubes with dimensions 32x4mm. Specifically, welding this material requires post-weld heat treatment (PWHT). Welding the site joints between the header tube ends and the coil tube ends, within a confined space, presents a particular challenge because there are to many. This is more demanding when the welding sequence is not arbitrary but must be strictly followed. Under these conditions, post-weld heat treatment of every welded joint significantly complicates the reheater assembly procedure, and substantially extends the downtime required for job completion. Therefore, the study examines whether the joint could be made via direct welding, using austenitic filler material based on Ni, to avoid post-weld heat treatment, especially considering the small diameter and wall thickness used in the coil tubes.

Key words: PWHT, X10CrMoVNb9-1, reheater, Ni based filler material, Thermanit Nicro 82, NIBAS 70/20-IG

1. INTRODUCTION

In modern high-efficiency power generation, boiler components operate under demanding thermal and mechanical stress. Superheater and reheater tubing systems represent the most thermally exposed zones of the steam generator, handling steam temperatures above 550°C and pressures exceeding 25 MPa [1]. Selecting an optimal material for these components is vital to ensuring long-term creep resistance, structural integrity, and resistance to high-temperature oxidation and steam-side scaling.

Among candidate materials, X10CrMoVNb9-1 (commonly designated as Grade 91) has established itself as the premier choice for high-temperature superheater and reheater tubing applications [2].

The alloy features a fully tempered martensitic structure stabilized by micro-alloying additions of vanadium (V) and niobium (Nb), which form fine MX-type carbonitrides that block dislocation movement and slow down creep deformation over long service times [3]. Steel X10CrMoVNb9-1 exhibits significantly higher allowable stress limits at temperatures up to 600°C–620°C compared to conventional low-alloy steels like 2.25Cr-1Mo (P22/T22).

Compared to austenitic stainless steels (such as 304H or 347H), Grade 91 offers lower thermal expansion coefficients and higher thermal conductivity. This minimizes thermal stresses during cyclic operation and reduces the risk of fatigue cracking. The high design strength allows for thinner tube walls. This reduces overall component weight, lowers fabrication and piping support costs, improves boiler heat-transfer efficiency, and reduces thermal gradient stresses across the tube wall [4].

A 9% chromium content provides adequate resistance against fireside corrosion and steam-side oxidation at operating temperatures up to 600°C [5].

Consequently, X10CrMoVNb9-1 bridges the gap between low-alloy ferritic/martensitic steels and expensive austenitic alloys, providing an optimal balance of mechanical performance, longevity, and cost-efficiency for critical boiler tubing systems.

Grade 91 derives its strength from a precise, delicate microstructure of tempered martensite reinforced by fine carbonitride precipitates (V, Nb). When subjected to the heat of welding, this microstructure is easily destroyed, leaving zero margin for error.

Post-Weld Heat Treatment (PWHT) is the most critical and narrow stage of welding X10CrMoVNb9-1. Because Grade 91 is a Creep Strength Enhanced Ferritic (CSEF) steel, its strength comes from a precise tempered martensitic matrix held together by fine vanadium/niobium carbonitride precipitates (V, Nb).

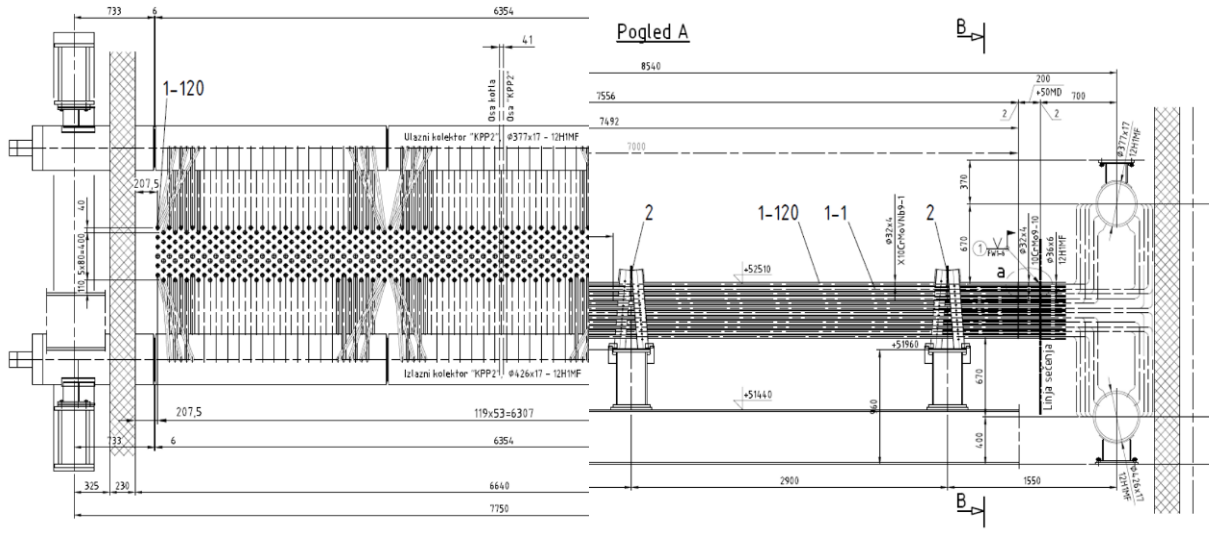


Fig.1: Reheater tubes arrangment

Fig.1 shows a case of a reheater reconstruction where only the tube coils are replaced, while the old headers remain unchanged. In this reheater (fig.2), the design of the tube coils is such that during replacement, on-site PWHT is virtually impossible due to the assembly sequence. Welding begins at the center of the headers and proceeds outwards, leaving the central sections inaccessible later.

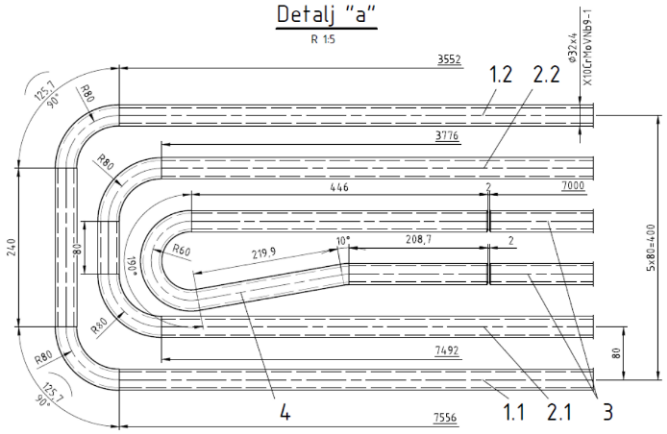


Fig.2: Tubes arrangment-three coils in one plane

For the reheater shown in fig.1 and 2, the tube coils are made of X10CrMoVNb9-1, whereas the headers connection tubes and the headers itself, are made of a dissimilar lower grade steel 10CrMo9-10, with a F+P+B microstructure.

In this case, the designer found an elegant solution by inserting a short tube (fig.3) of the same material-10CrMo9-10 as the header tubes. This allows the PWHT to be performed under controlled conditions in the workshop (fig.4) rather than on-site, which makes a huge difference in time and effort.

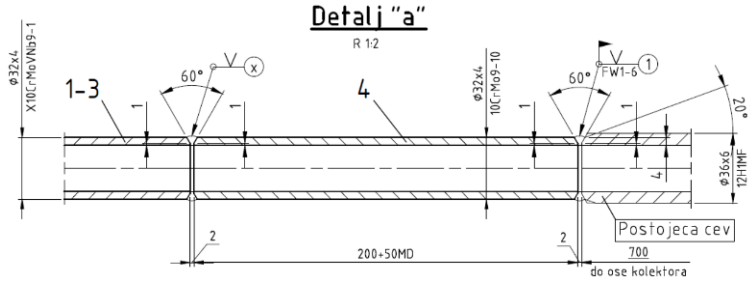


Fig.3: Solution for avoiding heat treatment during assembly by inserting dissimilar tube



Fig.4: PWHT of end tubes of boiler reheater

Finally, only the field welds remain, which involves welding tubes of the same material grade (10CrMo9-10) that do not require PWHT [6] for tube size 32x4.

But, if the entire reheater assembly is made of X10CrMoVNb9-1 steel, then field welding of the tube coils and the associated PWHT pose a real problem. In such a case, it is better to dismantle the inlet and outlet header, refurbish them in the workshop, and then install the entire assembly in several sections, as shown in Fig. 1. This represents a large volume of work, causing a long downtime. The goal when performing an overhaul of a power plant unit, such as a boiler or turbine, is to minimize the duration of the intervention and, consequently, the downtime.

Very often, in cases requiring rapid intervention on power plant boilers, Ni-based austenitic filler material [7] is used for welding to avoid the need for PWHT. These welding technologies appear attractive because they save time and money [8]. But for a weld to be considered successful, it needs to meet the acceptance criteria. For X10CrMoVNb9-1 steel, the most critical criteria to be met during welding concern the hardness in the heat-affected zone (HAZ) and the microstructure—specifically, the absence of untempered martensite [9,10].

Since the direct welding of thin-walled X10CrMoVNb9-1 steel tubes using an austenitic Ni-based filler material without PWHT is encountered in practice—yet no qualified welding procedure could be found—this paper examines such a case and presents the test results.

2. EXPERIMENT

The experiment was designed such that 9 test specimens were prepared by directly welding X10CrMoVNb9-1 steel, without PWHT (fig.5). Two types of filler material were used: Thermanit Nicro 82 TIG wire (2.4 mm diameter) and NIBAS 70/20-IG (2.0 mm diameter).

Specimens marked with No. 1–4 were welded using NIBAS filler material in three passes. Specimens marked with No. 5–8 were welded using T. Nicro 82 filler material in two passes. Speciment No.9 was welded with both filler materials, in two passes (root weld with Nibas, and cap weld with T. Nicro 82).



Fig.5: Nine pairs of tubes intended for welding samples made of X10CrMoVNb9-1 steel

For all specimens, welding was performed with argon purging. For the case where welding was performed using NIBAS filler material, the root pass was welded at I=80 A and U=13.2 V, while the subsequent passes were welded at I=85 A and U=13.4 V. For the T. Nicro 82 filler material, the root and cap passes were welded at I = 90 A and U = 13.5 V.

Tab.1: Mechanical properties of sample tubes used for speciments

Grade	Rp0.2 [MPa]	Rm [MPa]	A, [%]	HB	KV [J]	T [°C]
X10CrMoVNb9-1	450	630-830	19	/	/	20
Samples	585	690	22.3	-	-	20

Tab.2: Mechanical properties of filler rods

Grade	Rp0.2 [MPa]	Rm [MPa]	A, [%]	HB	KV [J]	T [°C]
Thermanit Nicro 82	400	620	35	/	150	20
NIBAS 70/20-IG	440	680	42	/	190	20
Filler rod 2.4 mm	-	1085	-	-	-	20
Filler rod 2 mm	-	1655	-	-	-	20

The fracture surface of the T. Nicro 82 filler rod has a specific appearance resembling a brittle fracture, with a coarse-grained structure (fig.6).



Fig.6: Break surface of sample No.9, welded with T. Nicro 82 (coarse break surface)

The 9 prepared specimens were tested according to the following plan:

- those that are labeled with No. 3, 4, 5, 6, and 9 were subjected to tensile testing at room temperature, metallographic analysis, and hardness testing,
- those that are labeled with 1 and 8 were examined in the undeformed state—using metallography and hardness testing—to avoid the effect of strain hardening,
- specimens 2 and 7 were subjected to short-term tensile testing at an elevated temperature of 630°C.

The results from the abovementioned tests were obtained in the following format:

- at which location does failure occur during the tensile test at room and elevated temperatures (in the base metal, the heat-affected zone, or the weld zone),
- Metallographic analysis determines whether untempered martensite is present in the welded joints within each zone,
- The Vickers hardness test provides the answer as to whether the welded joints comply with the technical requirements of the standard ISO 15614-1and the VGB-S-013 norm.

If one of the above-mentioned criteria is not met, the technology is considered unsuccessful.

3. RESULTS AND DISCUSSION

The structure of the base material consists of tempered martensite, carbides, and a small amount of retained austenite. The structure is homogeneous throughout the cross-section and is characterized by an exceptionally fine primary austenite grain, which resulted in a very fine and homogeneous microstructure after heat treatment (quenching and tempering).

The structure of the heat affected zone (HAZ) consists of untempered martensite and beinite. The weld metal structure is cast, dendritic, and austenitic, with a small amount of delta ferrite. There is no significant difference in microstructure between the samples (fig.7).

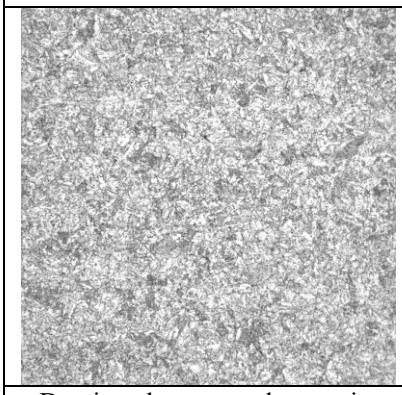
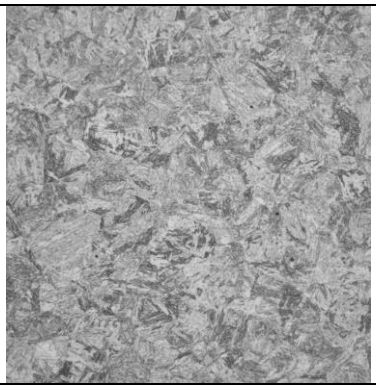
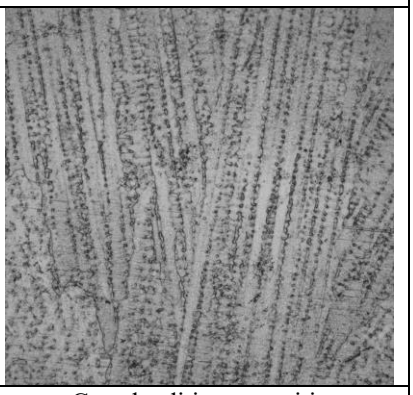
BM	HAZ	MW
		
Dominantly tempered martesite +carbides+retained austenite	Untempered martensite +bainite	Cast denditic+austenitic +delta ferrite

Fig.7: Representative microstructure in the weldment found in all 9 test samples

The acceptable hardness values for the welded joint of X10CrMoVNb9-1 steel are given in Tab.3. The presence of untempered martensite in the heat-affected zone (fig.7) contributes significantly to the high hardness measured (tab.5), which exceeds the permissible limits specified in tab.3.

Tab.3: Acceptable levels of Vickers hardness for X10CrMoVNb9-1 weldment

Standard/Norm	Weld metal HV	HAZ HV	Base metal HV
VGB-S-013	≤ 300	≤ 320	200 to 260
ISO 15614-1	≤ 350	≤ 350	≤ 350

Tab.4: Tensile test at elevated temperatures of 630°C

Sample No.	Rm,630°C [MPa]	Break location
2	458	BM
2	385	BM
7	416	BM
7	403	BM

Tab.5: Results from metallography and hardness test

1	Sample for hardness test	HV 5 values		
		Position	Cap	Root
		BM 1	211, 201, 2019	222, 221,220
		HAZ 1	409, 399, 330	426, 463, 416
	Only metallography and hardness (non-deformed)	MW	162, 155, 165	173, 150, 170
		HAZ 2	402, 412, 420	444, 421, 414
		BM 2	201, 213, 210	218, 222, 221

3	Sample for hardness test	HV 5 values		
	  Break location (BM)	Position	Cap	Root
		BM 1	212, 218, 210	230, 226, 214
		HAZ 1	418, 411, 415	450, 429, 424
		MW	194, 210, 210	259, 219, 258
		HAZ 2	413, 424, 429	461, 442, 422
		BM 2	227, 219, 221	225, 226, 231

4	Sample for hardness test	HV 5 values		
	  Break location (BM)	Position	Cap	Root
		BM 1	238, 233, 238	239, 242, 232
		HAZ 1	412, 428, 448	459, 460, 453
		MW	227, 217, 203	235, 249, 222
		HAZ 2	469, 462, 459	360, 356, 409
		BM 2	233, 227, 231	221, 237, 240

5	Sample for hardness test Break	HV 5 values		
	  Break location (MW)	Position	Cap	Root
		BM 1	224, 223, 224	231, 230, 231
		HAZ 1	413, 416, 407	429, 428, 433
		MW	277, 224, 303	310, 281, 286
		HAZ 2	421, 424, 429	422, 423, 420
		BM 2	225, 226, 230	234, 235, 233

6	Sample for hardness test	HV 5 values		
	  Break location (BM)	Position	Cap	Root
		BM 1	222, 221, 209	219, 221, 220
		HAZ 1	420, 411, 425	430, 428, 423
		MW	237, 236, 187	204, 209, 241
		HAZ 2	402, 417, 427	411, 428, 422
		BM 2	227, 227, 210	225, 227, 235

8	Sample for hardness test	HV 5 values		
		Position	Cap	Root
		BM 1	208, 205, 200	224, 219, 203
		HAZ 1	393, 364, 415	417, 429, 418
	Only metallography and hardness (non-deformed)	MW	140, 148, 156	146, 145, 165
		HAZ 2	374, 413, 421	402, 410, 419
		BM 2	199, 207, 211	209, 210, 212

9	Sample for hardness test	HV 5 values		
	  Break location (MW)	Position	Cap	Root
		BM 1	219, 228, 223	214, 221, 216
		HAZ 1	408, 421, 410	425, 418, 410
		MW	250, 287, 277	233, 254, 251
		HAZ 2	424, 410, 422	424, 428, 428
		BM 2	217, 224, 227	227, 231, 234

In the room-temperature tensile tests, only two specimens (specimens 5 and 9) exhibited a fracture point within the metal weld of the weld joint. The fracture surface appears coarse, a characteristic also observed in the T. Nicro 82 filler material itself.

In the elevated-temperature tensile test, both specimens marked as 2 and 7 fractured in the base material.

In general, it can be concluded that the welded joint made with NIBAS filler material was of higher quality than the one made with T. Nicro 82 filler material, when evaluated based on the tensile test.

A Charpy test was not performed because the pipes had a small wall thickness of 4 mm.

4. CONCLUSION

In both tensile test cases (sample No.5 and 9) where failure occurred in the welded joint, the cause of the failure was not a defect in the joint itself, but rather the undermatching of the weld relative to the base material. Generally speaking, no failure occurred during any of the tests in the heat-affected zone.

If the acceptance criteria are applied during the development of a qualified welding procedure for X10CrMoVNb9-1 steel without PWHT, such a procedure cannot be qualified. The EN 12952-5 standard clearly indicates in the note to Table 10.4-2 that, following welding, the X10CrMoVNb9-1 steel must first be fully transformed into martensite before undergoing PWHT. Otherwise, mixed phases such as bainite will form. Tempered martensite—and the effects of tempering in general—determines this steel's service life at elevated temperatures.

The small thickness and multi-pass welding did not have a microstructure-improving effect and cannot replace the effect of PWHT.

In practice, direct welding without PWHT can be considered only as a temporary repair solution, not as a replacement method.

Overall, the NIBAS filler material proved to be a better technical solution compared to T. Nicro 82.

REFERENCES

[1] Junak, G., Adamiec, J., & Łyczkowska, K. (2024). Mechanical Properties of P91 Steel (X10CrMoVNb9-1) during Simulated Operation in a Hydrogen-Containing Environment. Materials, 17(17), 4398. https://doi.org/10.3390/ma17174398

[2] Zheng, Q., Zhong, W., Bai, B., Yang, W., Wang, Z., & Huang, C. (2022). Research on the Fracture Behavior and Microstructure of T91 Steel at Ultrahigh Creep Temperatures. Metals, 12(12), 2054. https://doi.org/10.3390/met12122054

[3] Zhou, H., Li, J., Liu, J., Yu, P., Liu, X., Fan, Z., Hu, A., & He, Y. (2024). Significant reduction in creep life of P91 steam pipe elbow caused by an aberrant microstructure after short-term service. Scientific Reports, 14(1). https://doi.org/10.1038/s41598-024-55557-w

[4] EPRI. (2013). The Grade 91 Steel Handbook. Electric Power Research Institute, Palo Alto, CA. Report No. 3002001465

[5] Laverde, D., et al. (2004). "Continuous and cyclic oxidation of T91 ferritic steel under steam." Corrosion Science, 46(3), 613–631.

[6] EN 12952-5: Water-tube boilers and auxiliary installations — Part 5: Workmanship and construction of pressure parts of the boiler, Table 10.4-2.

[7] Fuchs, Russel & Heuser, Herbert & Hahn, Bernd. (2014). Welding of dissimilar materials. Materials at High Temperatures. 27. 183-190. 10.3184/096034010x12813771363483.

[8] Heuser, H., et al. "Alloy Design for Similar and Dissimilar Welding and Their Behaviours." Welding of Dissimilar Joints of New Power Plant Steels Conference, 2005. University of Cambridge, www.phase-trans.msm.cam.ac.uk/2005/LINK/182.pdf.

[9] ISO 15614-1: Specification and qualification of welding procedures for metallic materials — Welding procedure test — Part 1: Arc and gas welding of steels and arc welding of nickel and nickel alloys.

[10] VGB PowerTech. (2017). Construction and installation supervision in the manufacture and assembly of water-tube boilers and associated systems in thermal power plants (VGB Standard No. VGB-S-013-00-2017-04-EN). VGB PowerTech Service GmbH.

Broj rada: 2.5
DOI: 10.65156/wws.sjdp.si.009

PROBLEMI ROBOTSKOG ZAVARIVANJA ČELIKA C35 BEZ PREDGRIJAVANJA

PROBLEMS OF ROBOTIC WELDING OF C35 STEEL WITHOUT PRE-HEATING

Amar Pohara[1]
doc. dr. Petar Tasić[2], ORCID broj: 0000-0002-3349-6116
prof. dr. Ismar Hajro[2], ORCID broj: 0000-0001-6148-895X

[1] Mercury Group, Ferde Hauptmana 40, Sarajevo, BiH
[2] Univerzitet u Sarajevu – Mašinski fakultet, Vilsonovo šetalište 9, Sarajevo, BiH

E-mail: tasic@mef.unsa.ba

Rezime: Automatizirana proizvodnja je postala neophodna za ispunjenje strogih zahtjeva većine proizvođača u automobilskoj industriji. Takva proizvodnja se oslanja na dva ključna parametra za efektivno planiranje i praćenje, a to su vrijeme ciklusa i ukupna efektivnost opreme. Sve smetnje i problemi koji se javljaju u procesu proizvodnje utiču na ova dva parametra, a njihovi uzroci mogu biti različiti. U ovom radu je izložena analiza koja uključuje samo neke u slučaju robotskog TIG zavarivanja komponenti od raznorodnih čelika. Naglasak je usmjeren na zavarljivost kritičnijeg osnovnog materijala, srednje-ugljičnog čelika C35, koji se obično prije zavarivanja predgrijava s ciljem sprječavanja nastanka toplih pukotina. S obzirom na specifičnost proizvodnog procesa obrađenog u ovom radu, ono se ne vrši, već se komadi zavaruju odmah poslije operacije popuštanja i čišćenja. U radu su analizirani uzroci zbog kojih nastaju tople pukotine na ovome proizvodu, te date smjernice kako bi se one mogle izbjeći.

Ključne reči: čelik C35, robotsko zavarivanje, tople pukotine, predgrijavanje

Abstract: Automated production has become a prerequisite for meeting the strict demands of most manufacturers in the automotive industry. Such production relies on two key parameters for effective planning and monitoring: cycle time and overall equipment effectiveness. Any issues or problems within the production process impact these parameters, while causes for them can be diverse. This paper presents analysis regarding some of them in case of robotic GMAW welding of components made of dissimilar steels. Emphasis is placed on the weldability of the more critical base material, C35 medium-carbon steel, for which preheating is commonly applied prior to welding in order to reduce the risk of hot cracking. However, due to specifics of the production process considered in this study, preheating is omitted. Instead, welding is performed immediately following tempering and cleaning operations. The paper analyses the reasons leading to hot crack formation in the investigated component and gives recommendations for their prevention.

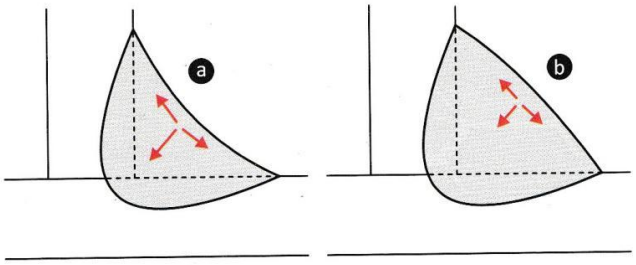
Key words: C35 steel, robotic welding, hot cracking, pre-heating

1. UVOD

Zavarljivost je složen pojam koji možemo definisati kao sposobnost materijala da primjenom adekvatne tehnologije zavarivanja ostvari kvalitetan zavareni spoj. Zavarljivost se postiže na osnovu razmatranja materijala (hemijski sastav, fizičke osobine, mikrostruktura), tehnologije zavarivanja (unos toplote i drugi parametri) i projektovanja zavarenog spoja (oblik, dimenzije, položaj dijela). [1] Opšte preporuke za zavarivanje konstrukcionih čelika, u šta spadaju i ova dva, su date u standardu EN 1011-2. Neki od problema koji se mogu javiti prilikom njihovog zavarivanja su pukotine, otvrdnjavanje, krti lom i starenje. Od navedenog, vjerovatno najopasniji tip problema je nastanak pukotina. Same pukotine predstavljaju razdvajanje materijala, odnosno prekid materijalnog kontinuiteta, i time predstavljaju mjesta inicijacije potencijalnog loma dijelova, posebno ako se radi o dinamičkim opterećenjima. [2,3] Postoji više vrsta pukotina, ali su za ovaj rad najinteresantnije (a sa aspekta proizvodnje najznačajnije) tople i hladne pukotine.

Tople pukotine su rijetko problem kod konstrukcionih čelika, i nastaju najčešće na temperaturama do $0{,}5\times T_t$ (temperatura topljenja). Dijele se u dvije grupe, kristalizacione i podsolidusne pukotine. Kristalizacione pukotine nastaju pri hlađenju, u temperaturnom intervalu između likvidus i solidus linije. Kod legura sa malim intervalom očvršćavanja nastaju podsolidusne pukotine. U praksi tople pukotine nisu posljedica samo metalurške prirode, već značajan uticaj imaju i naponi i temperaturni gradijent. Što je temperaturni interval kristalizacije veći, veća je i sklonost ka nastanku toplih pukotina. Temperaturni interval se povećava kako raste sadržaj ugljika i nečistoća (S i P). [2,4]

Geometrija šava također ima ulogu u nastajanju pukotina, što prikazuje slika 1. Kada se udubljeni (konkavni) jednoprolazni ugaoni šav hladi, na njegovoj vanjskoj površini se uslijed skupljanja javljaju zatezni naponi, a površina lica šava se povlači prema stranicama i korijenu, što izaziva zatezne napone. Kada je šav ispupčen (konveksan), površina lica šava se povlači prema korijenu, i time nastaju manji zatezni naponi prema stranicama. [5] Ovo znači da ispupčeni šavovi imaju manju tendenciju ka nastajanju pukotina.



Slika 1: Uticaj oblika šava na nastanak pukotina [5]

Ocjena sklonosti ka toplim pukotinama za ugljične čelike može se izvršiti na osnovu proračuna osjetljivosti na tople pukotine (HCS, eng. *Hot Cracking Sensitivity*), izraz (1).

$$\mathrm{HCS} = \frac{C \cdot \left(S + P + \frac{Si}{25} + \frac{Ni}{100} \right) \cdot 10^3}{3 \cdot Mn + Cr + Mo + V} \tag{1}$$

Općenito se smatra da su toplim pukotinama skloni čelici koji imaju jednu od sljedeće dvije kombinacije: (a) HCS > 2 i $R_m \geq 700$ MPa ili (b) HCS > 4 i $R_m < 700$ MPa. [5]

Da bi se smanjio rizik od nastanka toplih pukotina potrebno je birati dodatni materijal sa niskim sadržajem ugljika i nečistoća, te sa relativno visokim sadržajem Mn. Izbjegavanje njihovog nastanka, kako se vidi, nije posebno problematično. [5,6]

Hladne pukotine nastaju na temperaturama ispod 300 °C. Mogući preduslovi za nastanak hladnih pukotina su zakaljena mikrostruktura, zaostali naponi i zaostali vodik. Izbjegavanje hladnih pukotina je u suštini jednostavno, i najčešće se vrši predgrijavanjem. Postoji nekoliko načina da se izračuna potrebna temperatura predgrijavanja, a u ovom radu je iskorištena metoda iz Aneksa C.3 standarda EN 1011-2, izraz (2) [7].

$$T_P = 697 \cdot \mathrm{CET} + 160 \cdot \tanh\left(\frac{d}{35}\right) + 62 \cdot \mathrm{HD}^{0,35} + Q\left(53 \cdot \mathrm{CET} - 32\right) - 328 \tag{2}$$

Ovdje je T_P (°C) temperatura predgrijavanja, CET (bezdimenziono) ugljikov ekvivalent koji se računa prema izrazu C.2 Aneksa C.3 EN 1011-2 (izraz (3)), d (mm) debljina materijala, HD (ml/100 g) sadržaj zaostalog vodika i Q (kJ/mm) unos toplote (izraz (4)). [7]

$$\mathrm{CET} = C + \frac{Mn + Mo}{10} + \frac{Cr + Cu}{20} + \frac{Ni}{40} \tag{3}$$

$$Q = \frac{I \cdot U}{w} \cdot \eta \tag{4}$$

U izrazu (4) I (A) je jačina struje, U (V) napon električnog luka, w (cm/min) brzina zavarivanja i η (bezdimenziono) termički stepen iskorištenja postupka.

Od svega nabrojanog, vrijednosti CET su najznačajnije za procjenu zavarljivost. Čelici sa CET manjim od 0,22 se smatraju pogodnim za zavarivanje, a ukoliko su veće vrijednosti u pitanju, onda se zavarljivost poboljšava kontrolom unosa toplote ili predgrijavanjem. [1,8] Cilj je usporiti hlađenje i spriječiti nastanak neravnotežnih mikrostruktura, zaostalih napona i hladnih pukotina. Dodatno, njihov nastanak se može spriječiti sušenjem elektroda ukoliko je u pitanju REL postupak zavarivanja. Suštinski je, dakle, relativno lako izbjeći i njihov nastanak.

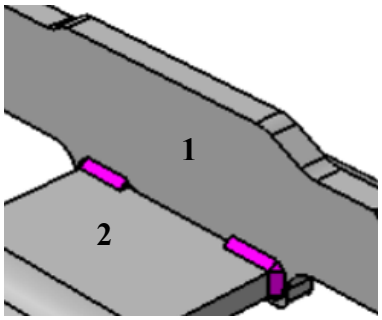
Problem je, međutim, u tome što predgrijavanje traži dodatno vrijeme i može dovesti do značajnog usložnjavanja proizvodnog procesa, kao i povećanja troškova proizvodnje. Kontrola unosa toplote može značiti promjene u tehnologiji (postupak, parametri), koji također uzrokuju povećanje troškova, ali i potencijalno povećanje vremena proizvodnje. Cilj je, dakle, izbjeći predgrijavanje, a zadržati tehnologiju i parametre koji daju najkraće moguće vrijeme zavarivanja uz ispunjavanje potrebne kvalitete. To je kompromis koji nije uvijek moguće jednostavno postići.

Tendencija većine proizvođača u automobilskoj industriji jeste da se za određenu konfiguraciju zavarenog spoja koriste jednom ustanovljeni i optimizirani parametri zavarivanja, a sve kako bi se osigurala ponovljivost procesa i rezultata. To je i razlog zašto se gotovo uvijek zahtjeva automatizirana i/ili robotizirana proizvodnja, posebno ako su u pitanju odgovorni dijelovi ili sklopovi. Na taj način je olakšano i planiranje proizvodnje, koje se bazira na dva ključna podatka, i to ciklično vrijeme (eng. *Cyclic time*) i ukupna efektivnost opreme (eng. *Overall Equipment Effectiveness*). Sve greške ili problemi koji se javljaju u proizvodnom procesu očituju se na ova dva parametra, a to uključuje i aspekte menadžmenta, ljudi, prethodnih operacija, mašina i materijala, a ne samo tehnologije.

2. EKSPERIMENT

Kako bi se ispitala zavarljivost pri spajanju raznorodnih čelika, izvršena je izrada serije zavarenih spojeva i njihova analiza sa aspekta pukotina, iz prostog razloga što one predstavljaju najveći problem u zavarenom proizvodu. Dodatno, biće analizirani i određeni aspekti izrade koji imaju uticaj na njihov nastanak.

Spojevi raznorodnih materijala, a posebno čelikâ, su česti u izradi dijelova i sklopova u savremenoj automobilskoj industriji, s obzirom na to da se teži optimiziranju masa i njihovog rasporeda, kao i iskorištenju najboljih osobina svakog od materijala. Primjer takvog dijela je dat na slici 2, gdje je vidljiv i položaj ugaonih spojeva između njih.



Slika 2: Šematski prikaz dijela izrađenog od dva različita čelika i zavarenog spoja

Komponenta 1 (slika 2) je izrađena od čelika C35 (grupa materijala 1.3 prema ISO 15608), dakle od čelika kod kojeg se obično vrši predgrijavanje sa ciljem sprječavanja nastanka toplih pukotina. U ovom slučaju se zbog ekonomskih razloga i skraćenja proizvodnog procesa ono ne vrši, već se komadi zavaruju odmah nakon operacija popuštanja i pranja. Komponenta 2 (slika 2) je izrađena od čelika S355MC (grupa materijala 2.2 prema ISO 15608). Oba čelika spadaju u grupu nelegiranih čelika, a debljina svake komponente je 8 mm. Garantovani hemijski sastav čelikâ komponenti 1 i 2 je dat u tabeli 1, a garantovane mehaničke osobine u tabeli 2, sve prema EN 683-7 i EN 10149-2, respektivno.

Tabela 1: Hemijski sastav čelikâ [9,10]

	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Nb	Ti	Al	P	S
C35	0,39	<0,40	0,80	0,40	0,10	-	-	-	-	0,045	0,045
S355MC	<0,12	<0,50	<1,50	-	-	<0,20	<0,09	<0,15	>0,015	<0,025	-

Tabela 2: Mehaničke osobine čelikâ [9,10]

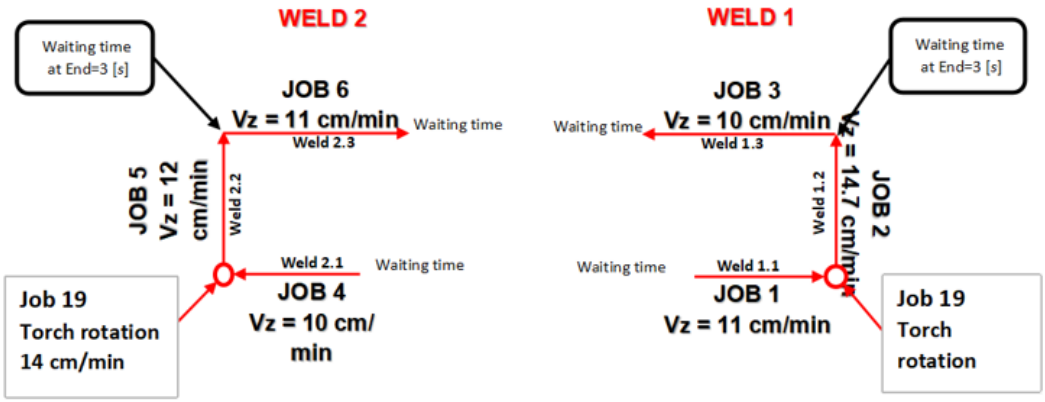
	R_e (MPa)	R_m (MPa)	A (%)	KV (J) na -20 °C
C35	270	520	19	30
S355MC	355	550	22	40

Za spajanje dijelova je korišten TIG postupak, dok je za izvođenje samog procesa zavarivanja oformljena zavarivačka ćelija sa Fronius uređajem za zavarivanje i Fanuc industrijskim robotom. Time je postupak u potpunosti automatizovan i ostvarena je potpuna ponovljivost. Kao dodatni materijal iskorištena je žica oznake G 55 6 M21 Mn3Ni1Mo prema EN ISO 16834-A, kako ne bi bilo prekida u njenom dostavljanju na mjesto spajanja. Razlog za njen izbor je posjedovanje hemijskog sastava i mehaničkih osobina zavarenog spoja u skladu sa zahtijevanim. Korištena je volframska elektroda WLa20 (oznaka prema EN ISO 6848, plava, legirana sa La oksidima) prečnika 4 mm i dužine 175 mm, sa vrhom naoštrenim pod 45°. Ona je izabrana zbog lake uspostave i održavanja električnog luka, smanjene osjetljivosti na ponavljanje uspostave luka i izuzetno malog trošenja (odličan izbor za robotsko zavarivanje). Kao zaštitni gas je korišten čisti argon, komercijalne oznake Argon 4.8, odnosno I1 prema EN ISO 14175. Prilikom podešavanja visine električnog luka kao referenca je uzeta elektroda prečnika 2,4 mm, a način podešavanja je prikazan na slici 3.



Slika 3: Način podešavanja visine električnog luka pri robotskom zavarivanju

Eksplicitan zahtjev za izradu ovih ugaonih spojeva je bio i da budu urađeni u strogo definisanoj sekvenci (slika 4), svi kao ugaoni jednoprolazni, u horizontalnoj PB poziciji, i na svim šavovima lice mora biti udubljeno. Debljina svih zavarenih spojeva je $1{,}8^{+0{,}7}$ mm, i treba da ispunjavaju zahtjeve za C klasom kvaliteta prema ISO 5817.

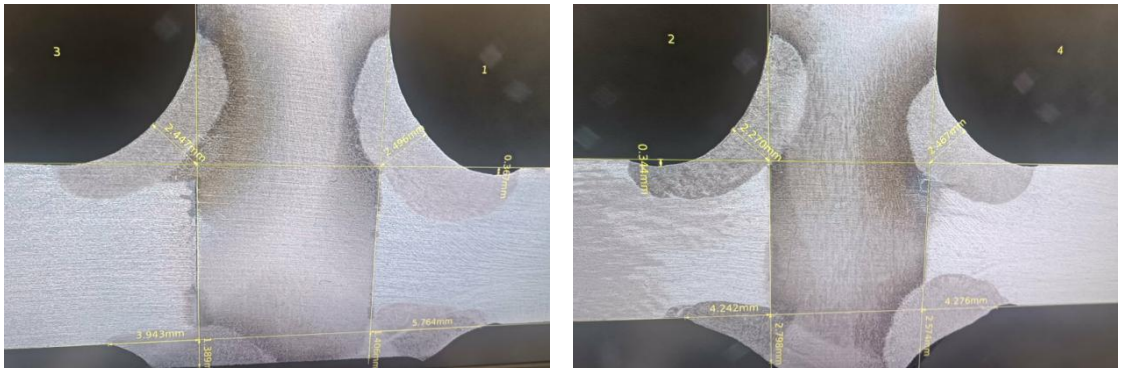


Slika 4: Prikaz redoslijeda zavarivanja

3. REZULTATI I DISKUSIJA

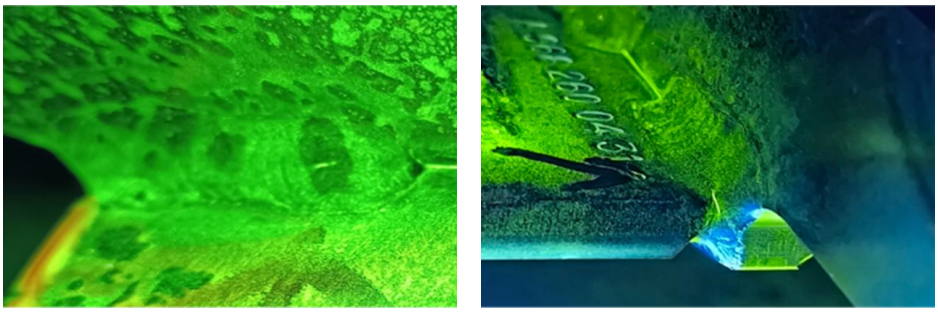
Kako je navedeno u poglavlju 1 (Uvod), pukotine predstavljaju vjerovatno najopasniji tip greške u zavarenim spojevima. Sa druge strane, i hladne i tople pukotine je relativno lako izbjeći promjenom projektnih i tehnoloških parametara. Međutim, poseban izazov je kada se vrši zavarivanje dva raznorodna čelika, što je objašnjeno u poglavlju 2 (Eksperiment). Tada je potrebno analizirati njihovu zavarljivost u odnosu na uobičajene kriterije, ali je i potvrditi izvođenjem probnih uzoraka.

Veliku ulogu u nastanku **toplih pukotina** ima oblik šava. Stvarni oblik (ostvareni profil) je dat na slici 2, i, kako se može vidjeti, ostvarene dimenzije i profil su u skladu sa zahtijevanim.



Slika 5: Stvarni oblik šava nakon zavarivanja

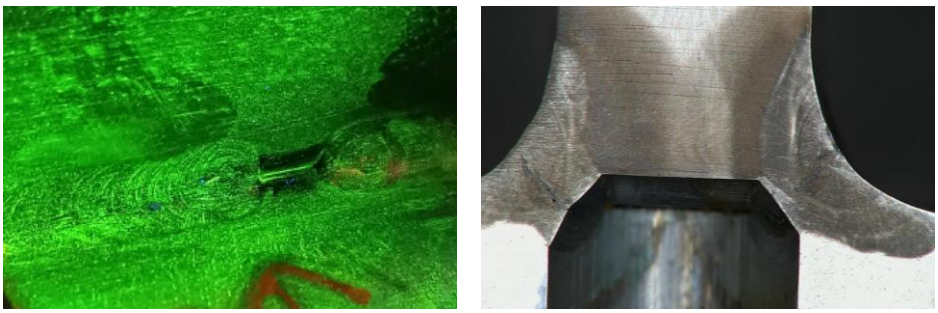
Važno je i prema izrazu (1) izračunati parametar HCS, koristeći pri tome hemijski sastav dat u tabeli 1. HCS iznosi 14,80 za čelik C35 i 1,65 za čelik S355MC, i ovo su vrijednosti bazirane na garantovanom hemijskom sastavu. One mogu blago varirati ovisno od šarže i stvarnog hemijskog sastava. Kada se uzme u obzir i vrijednost zatezne čvrstoće (tabela 2), može se zaključiti da je čelik C35 jeste sklon nastanku toplih pukotina, te je kao takav značajno lošije zavarljivosti od čelika S355MC. Uzevši u obzir nabrojano, pojava toplih pukotina nije neočekivana, i one su uočene na početku i kraju zavarenog spoja, kako je prikazano na slici 6.



Slika 6: Prikaz pukotina na početku i kraju zavara

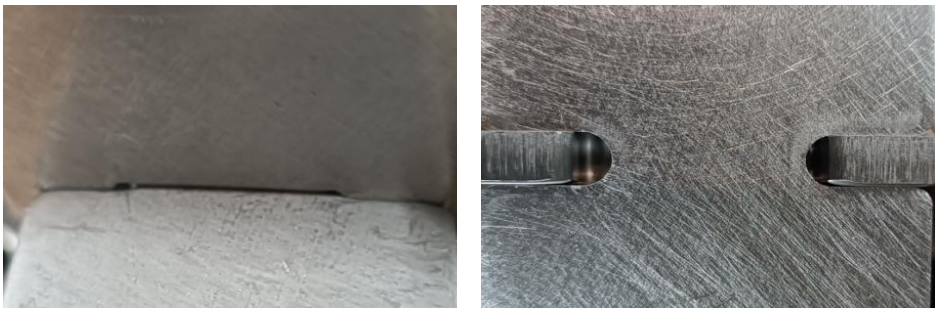
Ugljikov ekvivalent (CET) je ključan za procjenu mogućnosti nastanka **hladnih pukotina**, a može se izračunati prema izrazu (3), koristeći hemijski sastav dat u tabeli 1. CET iznosi 0,50 za čelik C35 i 0,27 za čelik S355MC, i ove vrijednosti mogu blago varirati zavisno od stvarnog hemijskog sastava. Najvažnije je da su obje vrijednosti veće od 0,22, što se smatra maksimalnom vrijednošću za koju čelik nije sklon nastanku hladnih pukotina. Prema tome, može se zaključiti da su oba čelika sklona njihovom nastanku, s tim da je skloniji C35. Kako je navedeno, njih je lako izbjeći predgrijavanjem, ali se ono u ovom slučaju ne vrši.

Analizom makro-presjeka zavarenih spojeva ustanovljeno je **još nekoliko** nesavršenosti i grešaka. Na kraju zavara je uočena pukotina, koja je bila vidljiva na površini, ali se protezala cijelim presjekom, kako je prikazano na slici 7.



Slika 7: Prikaz pukotina na početku i kraju zavara

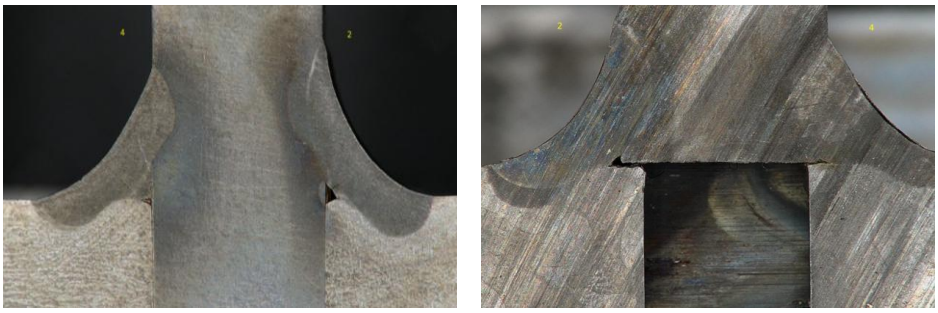
Analizom je utvrđeno da je razlog zazor između dijelova, koji je prikazan na slici 8.



Slika 8: Prikaz mjesta uklapanja pozicija sa gornje i donje strane i zazora između njih

Zazor je ostavljen iz konstruktivnih razloga, a potrebno ga je na siguran način i bez pukotina premostiti i popuniti dodatnim materijalom, što se postiže odgovarajućom tehnologijom, odnosno postupkom i parametrima.

Sličan problem je uočen i na drugom kraju zavarenog spoja, što prikazuje slika 9.



Slika 9: Prikaz pukotina na početku i kraju zavara

Kada se analiziraju slike 7 i 9, uočava se da sa donje strane zavarenog spoja postoji prostor koji je tokom zavarivanja ispunjen zrakom, dok zaštitna atmosfera argona postoji samo sa gornje strane spoja.

Ovo znači da je dizajn proizvoda nezahvalan za zavarivanje, ali dizajn nije nešto na šta se može uticati bez konsultacija sa konstruktorom. Postoji i mogućnost da se oko cijelog komada prilikom zavarivanja napravi zaštitna atmosfera argona, ali to, pored toga što je skupo, nije jednostavno izvesti i tražilo bi dodatno vrijeme. Samim time, opravdano je pretpostaviti da je neprihvatljivo za proizvodnju.

Dodatno je uočen i još jedan problem, a tiče se same izvedbe zavarivanja robotom. Kako je navedeno ranije, zahtjev je da se svi spojevi izvedu u PB poziciji, dok je preporučena pozicija za robotsko zavarivanje PA. Ta, naizgled sitna, promjena predstavlja veliki tehnički izazov za ova dva spoja, te se sve vrši u PB poziciji. To, međutim, nešto više savija vodilicu dodatnog materijala, što uzrokuje povećano trenje unutar nje, što opet znači i male oscilacije u brzini dostave dodatnog materijala, kao i relativno česte prekide jer senzori uređaja to detektuju kao problem.

4. ZAKLJUČAK

U ovom radu je obrađena zavarljivost raznorodnih niskolegiranih čelika C35 i S355MC, i to sa aspekta toplih i hladnih pukotina kao najvećih problema, te sa aspekta proizvodnog procesa i dizajna proizvoda. U pitanju su komadi debljine 8 mm spojeni u jednom prolazu robotskim TIG zavarivanjem, uz obavezu da se ispoštuju specifičnosti koje je pred tehnologiju i tehnologa postavio konstruktor.

Sa aspekta toplih pukotina, pokazalo se da je glavni izazov tražena geometrija spoja, odnosno to da on bude udubljen, što pogoduje njihovom nastanku, pri čemu je čelik C35 sam po sebi sklon toplim pukotinama. Sa aspekta hladnih pukotina, oba čelika su im sklona, s tim da čelik C35 ima veću vrijednost CET, što upućuje da im je on i skloniji. Pri ovome se dijelovi ne predgrijavanju, što predstavlja dodatnu poteškoću njihovom izbjegavanju. Ipak, prilikom ispitivanja zavarljivosti komponenti, uočene su samo tople, ali ne i hladne pukotine. Razlog ovome treba tražiti u izboru procesa zavarivanja i dodatnog materijala.

Nastanku toplih pukotina pogoduje i zazor između dijelova koji postoji kada se dijelovi dovedu u položaj za zavarivanje. Dodatnim materijalom ga je potrebno premostiti i/ili popuniti, i to u dovoljnoj mjeri da ne dođe do pojave pukotina, vodeći računa o čvrstoći, brzini hlađenja i termičkom skupljanju. Ustanovljeno je i nepostojanje zaštitne atmosfere (ili bar njeno značajno ograničenje) sa donje strane dijelova prilikom zavarivanja.

Ovo govori o tome da je robotsko zavarivanje puno izazova, i da rješava samo dio problema vezanih za tehnologiju, dok otvara mnoge druge. Ono osigurava ponovljivost i preciznost, ali nema fleksibilnost koju bi imao zavarivač. Ovo posebno dolazi do izražaja kada se postave ograničenja od strane konstruktora (zazor i dimenzije) ili menadžmenta (troškovi i vrijeme). U slučaju koji obrađuje ovaj rad se na kraju došlo do optimalnog seta parametara, koji jeste uspješno riješio sve probleme koji su analizirani, ali je za to trebao relativno visok broj probnih uzoraka i značajna materijalna sredstva.

ZAHVALA

Autori rada se zahvaljuju Ministarstvu za nauku, visoko obrazovanje i mlade Kantona Sarajevo, koje je u okviru projekta „Istraživanje savremenih modifikacija elektrolučnih postupaka zavarivanja“ (broj 27-02-35-33087-30/24) omogućilo nabavku opreme koja je korištena prilikom istraživanja u okviru ovog rada.

LITERATURA

[1] Hajro, I., Zavarivanje željeznih legura, Mašinski fakultet, Sarajevo, 2019.
[2] Dilthey U., Welding Technology 2, Welding and Joining Institute, RWTH Aachen University, 2000.
[3] The Welding Engineer’s Current Knowledge, GSI-SLV, DVS Media, 2015.
[4] ASM Handbook Vol. 6: Welding, Brazing and Soldering, ASM International, 2004.
[5] Bhadeshia H.K.D.H., Honeycombe R.W.K., Steels: Microstructure and Properties, Butterworth-Heinemann, 2006.
[6] Cvetković, R. P., Popović, O. D., Metalurgija zavarivanja, Mašinski fakultet, Beograd, 2019
[7] EN 1011-2: Zavarivanje - Preporuke za zavarivanje metalnih materijala - Dio 2: Elektrolučno zavarivanje feritnih čelika
[8] Hajro I., Hodžić, D., Termička obrada, Mašinski fakultet, Sarajevo, 2015.
[9] EN 683-7: Termički obradivi čelici, legirani čelici i čelici za automate – Dio 7: Svijetli proizvodi od nelegiranih i legiranih čelika
[10] EN 10149-2: Vruće valjani plosnati proizvodi od čelika za hladno oblikovanje sa visokim naponom tečenja - Dio 2: Tehnički uvjeti isporuke za termomehanički valjane čelike

Broj rada: 2.6
DOI: 10.65156/wws.sjdp.si.010

MOGUĆNOSTI I OGRANIČENJA VELIKIH JEZIČKIH MODELA (LLM) PRI PRORAČUNU I OPTIMIZACIJI ZAVARENIH SPOJEVA

CAPABILITIES AND LIMITATIONS OF LARGE LANGUAGE MODELS (LLMS) IN THE CALCULATION AND OPTIMIZATION OF WELDED JOINTS

dr Aleksija Đurić[1], docent, ORCID broj: 0000-0002-0251-6364
dr Biljana Marković[1], redovni profesor, ORCID broj: 0000-0001-8915-4791
dr Dragan Milčić[2], redovni profesor, ORCID broj: 0000-0002-3936-7462
ma Srđan Samardžić[1], viši asistent, ORCID broj: 0009-0003-4096-7523
dr Miodrag Milčić[2], vanr. profesor, ORCID broj: 0000-0002-1089-8390
dr Nataša Zdravković[2], docent, ORCID broj: 0000-0001-6085-7522

[1]Univerzitet u Istočnom Sarajevu, Mašinski fakultet, Vuka Karadžića 30, 71123 Istočno Sarajevo, Republika Srpska, Bosna i Hercegovina,
[2]Mašinski fakultet, Univerzitet u Nišu, Aleksandra Medvedeva 14, 18000 Niš, Srbija

E-mail: aleksija.djuric@ues.rs.ba

Rezime: Brzi razvoj i integracija alata zasnovanih na vještačkoj inteligenciji (AI), poput velikih jezičkih modela (*ChatGPT, Gemini, Claude*), otvaraju nove mogućnosti za automatizaciju i optimizaciju inženjerskih procesa. Ovaj rad analizira potencijal primjene savremenih AI alata u oblasti mašinskih konstrukcija, sa posebnim fokusom na proračun nosivosti zavarenih spojeva u skladu sa važećim standardima. Kroz seriju testiranih inženjerskih scenarija i naprednih upita (prompt engineering), ispitana je tačnost i pouzdanost generisanih analitičkih izraza, odnosno analizirana je sposobnost AI alata da precizno izračuna nosivost zavarenih spojeva. Pored računarskog aspekta, u radu se analiziraju mogućnosti ovih alata u formulisanju optimizovanih preporuka za geometrijsko oblikovanje zavarenih spojeva u cilju poboljšanja nosivosti i tehnologičnosti. Rezultati ukazuju na to da, iako AI alati značajno ubrzavaju preliminarnu fazu projektovanja i konceptualnog oblikovanja, njihova primjena zahtijeva rigoroznu inženjersku verifikaciju zbog sklonosti ka generisanju netačnih numeričkih vrijednosti ("halucinacija"). Kao zaključak rada data je preporuka da se koristi hibridni pristup koji kombinuje brzinu vještačke inteligencije sa pouzdanošću tradicionalnih softvera za inženjerske proračune.

Ključne reči: vještačka inteligencija, LLM moduli, proračun zavarenih spojeva

Abstract: The rapid development and integration of Artificial Intelligence (AI)-based tools, such as large language models (*ChatGPT, Gemini, Claude*), open up new opportunities for the automation and optimization of engineering processes. This paper analyzes the potential application of contemporary AI tools in the field of mechanical structures, with a specific focus on the load-bearing capacity calculation of welded joints in accordance with current standards. Through a series of tested engineering scenarios and advanced prompt engineering, the accuracy and reliability of the generated analytical expressions were examined, specifically analyzing the capability of AI tools to precisely calculate the load-bearing capacity of welded joints. In addition to the computational aspect, the paper explores the

capabilities of these tools in formulating optimized recommendations for the geometric design of welded joints, aiming to improve both load-bearing capacity and manufacturability. The results indicate that although AI tools significantly accelerate the preliminary design and conceptual shaping phases, their application requires rigorous engineering verification due to their tendency to generate incorrect numerical values ("hallucinations"). In conclusion, the paper recommends a hybrid approach that combines the rapidity of artificial intelligence with the reliability of traditional engineering calculation software

Key words: Artificial Intelligence, LLM models, welded joint calculation

1. UVOD

Proračun i optimizacija zavarenih spojeva jedan je od najvažnijih aspekata pri projektovanju zavarenih konstrukcija i direktno utiče na nosivost, pouzdanost i ekonomičnost konstrukcija. Tradicionalni pristupi, zasnovani na empirijskim formulama i numeričkim simulacijama, sve se više dopunjuju alatima vještačke inteligencije. Pojava velikih jezičkih modela (LLM - *Large Language Models*) kao što su *ChatGPT*, *Claude* i *Gemini*, omogućila je značajno bržu izradu proračuna, tumačenje tehničkih standarda i generisanje idejnih rješenja. Međutim, specifičnost inženjerskih disciplina zahtijeva visoku preciznost i pouzdanost, pa se postavlja pitanje spremnosti LLM-ova za autonomno rješavanje složenih problema kao što su zamor materijala, zaostali naponi i optimizacija geometrije složenih spojeva. Jedna od prvih primjena LLM-ova u mašinstvu odnosi se na generisanje "kopilota" u ranim fazama projektovanja, olakšavajući prelazak sa tekstualnih specifikacija na kvantitativne parametre [1,2]. *Chien, C. T.,* i *Chien, C.* U svojoj studiji objavljenoj 2025. godine [1] upoređivali su LLM modele i modele zasnovane na regresiji za optimizaciju konstrukcijskog, te zaključili da LLM-ovi (*GPT-4o*) nude značajnu efikasnost podataka, ali zahtijevaju pažljivo definisanje zahtjeva/instrukcija (*prompta* -engl. *prompting*) i validaciju, nadmašujući tradicionalne modele u optimizaciji konstrukcijskog dizajna u ranoj fazi.

Primjena vještačke inteligencije u zavarivanju obuhvata sve faze procesa — od početnog projektovanja i proračuna zavarenih spojeva, preko praćenja samog procesa zavarivanja u realnom vremenu, pa sve do finalne kontrole kvaliteta. *Karimi, M.* [3] razvio je i implementirao model za predviđanje zaostalih distorzija u zavarenom T spoju koristeći dvije neuronske mreže NN - višeslojni perceptron (MLP) i konvolucijsku neuronsku mrežu (CNN). S druge strane, LLM-ovi uvode nove mogućnosti u vidu automatizovanog programiranja procesa zavarivanja zasnovanog na analizi mikrostrukture [4].

Pouzdana procjena kvaliteta zavarenog spoja dobijenog elektrootpornim tačkastim zavarivanjem (RSW) i dalje je izazov u industriji prvenstveno zbog velike zavisnosti od stručnosti i troškova ispitivanja. U studiji objavljenoj u martu 2026. godine [5] autori su prikazali model koji je razvijen koristeći integrisani pristup procjeni kvaliteta RSW spojeva kako bi se riješila ova ograničenja. Razvijen je okvir za kombinovanje dubokih neuronskih mreža (DNN), standardizovanog sistema bodovanja RSW-a (RSWSS) i LLM modela.

U ovom radu biće prikazane mogućnosti i ograničenja primjene LLM modela u inženjerskim proračunima, a kao studija slučaja biće predstvljena uporedna analiza primjene standardnih velikih jezičkih modela kao što su *ChatGPT*, *Gemini* i *Claude* pri proračunu zavarenih spojeva prema standardu EN 1993-1-12 odnosno prema Eurokodu 3 i standardu DIN 18800. Kao referentni model za procenu tačnosti/relevantnosti korišteni su proračuni zavarenih spojeva dati u univerzitetskom udžbeniku Mašinski elementi autora Dragana Milčića [6].

2. MOGUĆNOSTI I OGRANIČENJA LLM-OVA U INŽENJERSKIM PRORAČUNIMA

Najveća prednost LLM-a je u simboličkoj manipulaciji, pronalaženju domenskog znanja i *in-context* učenju za rješavanje problema [7,8]:

Simbolička manipulacija: Mogućnost obrade i transformacije formalnih simbola predstavlja jedno od značajnih svojstava savremenih velikih jezičkih modela (LLM). Prema studiji Wei J. i dr. [9], iako primarno koncipirani za probabilističko predviđanje narednog tokena, LLM modeli postižu visoku tačnost u radu sa strukturiranim zapisima — kao što su matematičke relacije, logičke sekvence i sintaksa programskih jezika. Primjena odgovarajućih tehnika vođenja modela, odnosno tehnika definisanja ulaznih zahtjeva/instrukcija (engl. *prompting*) omogućava izvođenje višekorakog apstraktnog rezonovanja i automatsko prevođenje između različitih formalnih jezika, čime se primjena LLM-a proširuje sa klasične obrade prirodnog jezika na složenije inženjerske i računarske zadatke.

Domensko znanje: LLM-ovi se mogu posmatrati kao implicitne baze znanja, sposobne da čuvaju i reprodukuju stručne činjenice i relacije bez potrebe za eksternim upitima. Prednosti u odnosu na klasične baze znanja je što ne zahtevaju ručnu anotaciju, automatski obuhvataju relaciono znanje iz nestrukturiranog teksta i fleksibilniji su za prirodni jezik. Kada je riječ o ograničenjima treba posebno istaći da su vrlo osjetljivi na formulaciju upita, odnosno način vođenja modela (*prompting*), te nemaju mogućnost jednostavnog ažuriranja ili brisanja netačnih informacija, pa su moguće „halucinacije“ [10]. Halucinacije u kontekstu velikih jezičkih modela (LLM) označavaju pojavu u kojoj model generiše informacije koje djeluju uverljivo, ali su faktički netačne, nelogične ili potpuno izmišljene.

***In-Context* učenje:** *In-context* učenje omogućava LLM-ovima da se prilagode novim zadacima isključivo na osnovu primjera ili instrukcija datih unutar samog ulaznog konteksta (*prompta*), bez potrebe za ažuriranjem težinskih parametara modela (*backpropagation*). Ova sposobnost omogućava brzu i fleksibilnu rekonfiguraciju modela u realnom vremenu, gdje LLM prepoznaje obrasce iz nekoliko datih primjera (*few-shot learning*) i uspješno ih primjenjuje na nepoznate ulazne podatke [11].

Kada je riječ o primjeni LLM modela u inženjerstvu, hibridni pristupi se pokazuju kao najefikasniji (slika 1):

- *Solver-assisted modeli*: LLM vrši simboličku manipulaciju, dok stacionarne iterativne metode (klasični iterativni solveri) rješavaju jednačine, čime se greška smanjuje za preko 70% [7];
- *Model Context Protocol (MCP):* Direktno povezivanje LLM-a sa numeričkim solverima (npr. *OpenSees*) osigurava sljedljivost i usklađenost sa fizičkim zakonima [12].
- *Human-in-the-loop*: Korištenje LLM-a uz ljudsku verifikaciju i povratne informacije radi poboljšanja izlaza. Dakle, LLM djeluje kao nosilac primarne produkcije i prijedloga, dok čovjek zadržava kontrolnu ulogu, verifikuje i usmjerava proces kroz iterativne informacije [13].

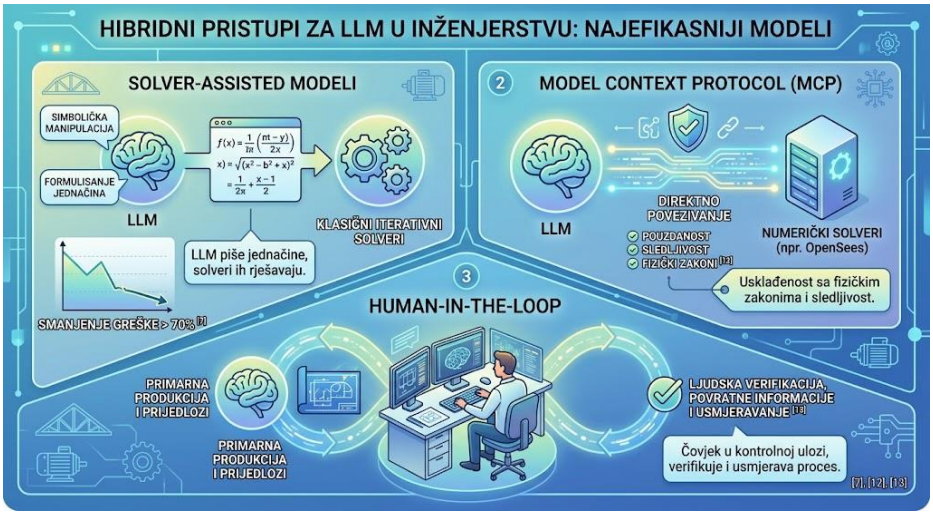
Bez obzira na veliki napredak, LLM-ovi i dalje imaju značajna ograničenja koja su ključna za praktičnu primjenu u inženjerstvu. Najčešći problemi i ograničenja u primjeni standardnih LLM-ova u inženjerstvu su [7, 14-16] :

1. **Numerička netačnost**: LLM-ovi po svojoj arhitekturi nisu računarski algoritmi (kalkulatori), već probabilistički jezički modeli primarno projektovani za predikciju narednog tokena u nizu. Uslijed toga, pokazuju značajne nestabilnosti pri izvođenju

egzaktne aritmetike, operacijama s velikim redovima veličine i višestepenim iterativnim proračunima. Umjesto determinističkog izračunavanja vrijednosti, model aproksimira i prognozira najvjerovatniji izlaz na osnovu distribucije podataka iz skupa za treniranje, što u inženjerskim proračunima, gdje se zahtijeva apsolutna preciznost dovodi do sistemskih grešaka.

2. **Fenomen haluciniranja (Generisanje lažnih podataka):** Jedan od ključnih nedostataka pri primjeni LLM-ova jeste generisanje činjenično netačnih ili potpuno fabrikovanih informacija izraženih visokim stepenom prividne pouzdanosti. U domenu mašinstva i konstrukcionog inženjerstva, ovo se manifestuje kroz definisanje nepostojećih mehaničkih svojstava materijala, predlaganje fizički i kinetički neizvodljivih konstrukcionih rješenja.
3. **Ograničenja u prostornom i geometrijskom rezonovanju:** Iako modeli ispoljavaju visoku performativnost u obradi prirodnog jezika, prisutna su izražena ograničenja pri obradi prostornih relacija, topologije i geometrijskih koncepta. Zadaci koji obuhvataju prostornu rotaciju, interpretaciju i analizu složene tehničke dokumentacije (2D nacrta i 3D modela), kao i planiranje putanja u prostoru, i dalje predstavljaju značajnu barijeru za standardne LLM arhitekture bez specijalizovanih računarskih modula.
4. **Pouzdanost i bezbjednost u kritičnim inženjerskim sistemima:** Generativni modeli ne posjeduju fizičku intencionalnost niti domensku ekspertizu, već operišu isključivo na nivou prepoznavanja uzoraka i korelativnih veza u tekstu. Primjena LLM-ova u sigurnosno kritičnim domenima (poput proračuna nosivosti konstrukcija, biomedicinskog inženjerstva ili razvoja upravljačkog softvera) nosi visok nivo rizika. Shodno tome, svaki izlazni rezultat ili preporuka generisana od strane modela mora proći kroz rigorozan proces verifikacije i validacije od strane kvalifikovanog inženjera (princip *Human-in-the-Loop*), kako bi se spriječile potencijalne havarije.

Na osnovu prethodno izloženog, može se zaključiti da jedan od najvažnijih koraka u primjeni modela velikih jezičkih mreža (LLM) u inženjerstvu predstavlja pravilno definisanje ulaznih upita (engl. *prompts*). U Tabeli 1 prikazane su tri paradigme definisanja upita, odnosno tri pristupa formulisanju zadataka koji značajno mogu unaprijediti tačnost i kvalitet izlaznih rezultata.



Slika 1: Hibridni pristupi za primjenu LLM u inženjerstvu – najefikasniji modeli (generisano u *Gemini*-u)

3. STUDIJA SLUČAJA

U cilju evaluacije mogućnosti i ograničenja primjene LLM modela u oblasti projektovanja i analize zavarenih konstrukcija, u ovom radu je sprovedena studija slučaja, odnosno

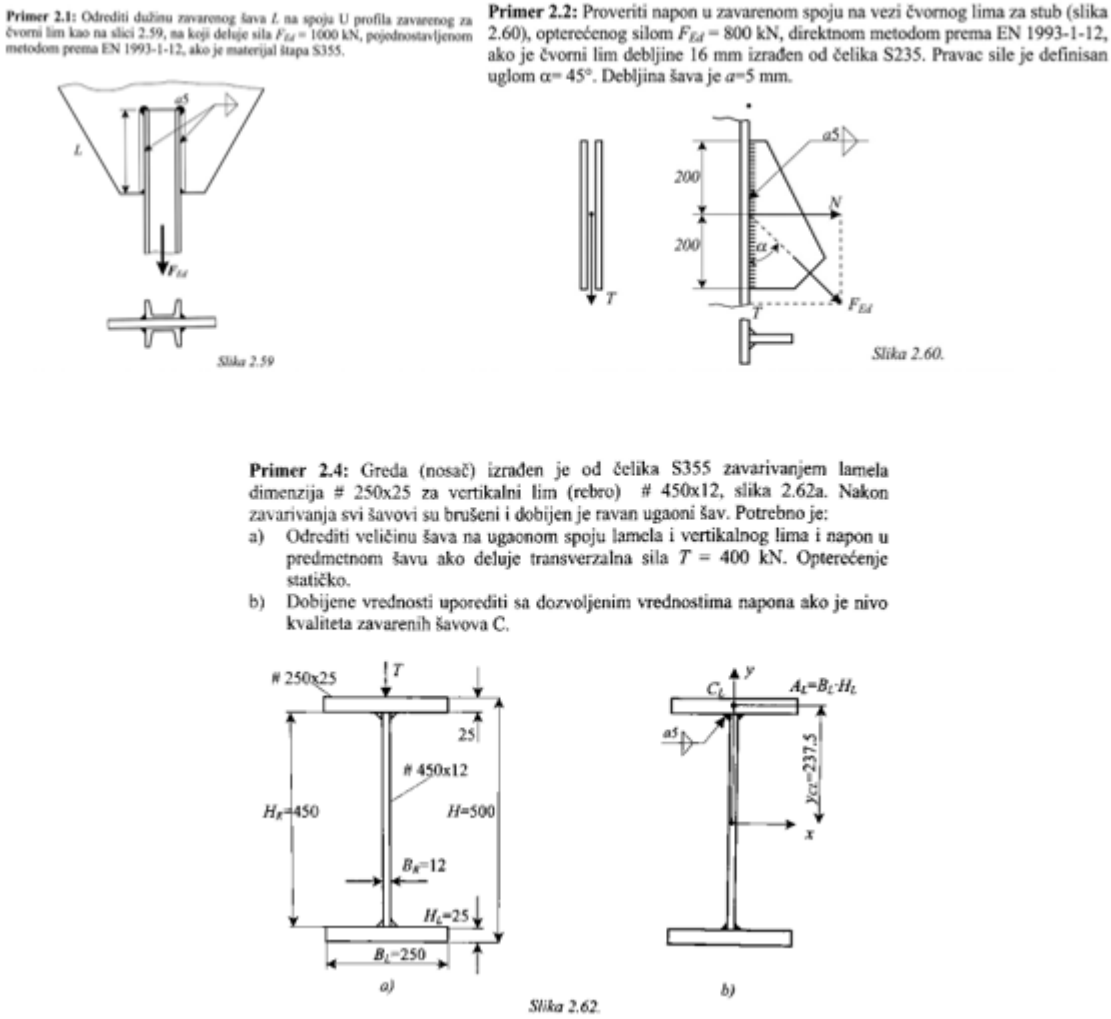
istraživanje koje je usmjereno na komparativnu analizu tri vodeća LLM modela opšte namjene *ChatGPT*, *Gemini* i *Claude*, pri rješavanju karakterističnih inženjerskih zadataka koji se odnose na dimenzionisanje i provjeru nosivosti zavarenih spojeva. Uporedna analiza urađena je za proračun zavarenih konstrukcija prema standardu EN 1993-1-12 odnosno prema Eurokodu 3 i snadardu DIN 18800. Sa ciljem objektivne procjene tačnosti generisanih odgovora, kao referentni (etalonski) model korišćeni su verifikovani analitički proračuni zavarenih spojeva iz univerzitetskom udžbeniku *Mašinski elementi* autora *Dragana Milčića* [6].

Tabela 1: Paradigme formulisanja ulaznih upita (promptova) za primjenu LLM-a u inženjerstvu

Paradigma	Arhitektura i Mehanizam	Inženjerski primjeri	Prednosti	Kritična ograničenja	Ocjena primje-njivost
Few-Shot *(In-Context Learning)*	Modelu se navode N eksplicitnih parova primjer-izlaz ($X_i \rightarrow Y_i$). Formira se kontekstualni uzorak bez ažuriranja.	Klasifikacija kvaliteta zavarenih spojeva prema **ISO 5817** (Nivoi B, C, D) na osnovu geometrijskih tolerancija i opisnih grešaka.	• Izuzetna kontrola sintakse i formata izlaza. • Eliminacija stilskih varijacija u tehničkoj dokumentaciji.	• Ne rješava kompleksne jednačine. • Ograničeno dužinom kontekstualnog prozora (*context window*).	**Srednja**
Chain-of-Thought (CoT) *(Lanac misli)*	Generisanje sekvencijalnih među-koraka rasuđivanja. Dekompo-zicija složenog problema.	Provjera nosivosti šava prema **EN 1993-1-12** ($\sigma_{\perp}, \tau_{\perp}, \tau_{II}$).	• Drastično smanjenje računskih grešaka i numeričkih halucinacija. • Potpuna transparentnos t proračuna (*audit trail*).	• Povećana latencija i veća potrošnja tokena. • Mogućnost propagacije greške ako je početna pretpostavka pogrešna.	**Visoka**
ReAct *(Reasoning + Acting)*	Sinergija unutrašnjeg planiranja i spoljnih akcija: ciklična petlja Thought → Action → Observation uz pozivanje API-ja, baza i alata.	Automatska provjera dinamičke izdržljivosti spoja: model čita parametre, poziva Python skriptu ili **FEA / CAD** bazu podataka, izvlači koeficijente i vraća verifikaciju.	• Eliminacija halucinacija tabličnih vrijednosti • Pristup normativnim dokumentima i CAS/FEM alatima.	• Složena arhitektura agenata. • Zavisnost od pouzdanosti i brzine odziva vanjskih API servisa.	**Visoka**

Prvi korak komparativne analize obuhvatio je evaluaciju mogućnosti multimodalnog prepoznavanja i samostalnog tumačenja inženjerskih zadataka. U tu svrhu, prethodno navedenim LLM modelima proslijeđen je isključivo vizuelni ulaz, odnosno grafički prikaz (fotografija) zadatka, bez dodatnih tekstualnih objašnjenja, smjernica ili pratećih upita (tzv. *visual zero-shot* pristup). Cilj ovog koraka bio je ispitivanje sposobnosti modela da samostalno identifikuje geometriju spoja, opterećenje, mjerodavne jednačine i tražene

parametre proračuna. Na slici 2 date su fotografije primjera proračuna zavarenih spojeva korištenih za komparativnu analizu iz univerzitetskog udžbenika *Mašinski elementi* autora *Dragana Milčića* [6].



Slika 2: Prikaz fotografija primjera proračuna zavarenih spojeva korištenih za komparativnu analizi iz univerzitetskom udžbeniku *Mašinski elementi* autora *Dragana Milčića* [6].

U tabeli 2 su dati rezultati prethodno navedene analize. *Gemini* se pokazao najefikasnijim i najpreciznijim u ovom testu, dajući tačne rezultate za sva tri analizirana primjera (Primjer 2.1, 2.2 i 2.4) već u prvom odzivu, bez potrebe za dodatnim pojašnjenjima ili korekcijama. *Claude* je pokazao takođe visoku tačnost u kompleksnijim slučajevima (Primjeri 2.2 i 2.4), dok je kod Primjera 2.1, slično kao i *ChatGPT*, previdio geometrijsku/konstruktivnu specifičnost spoja (raspodjela sile na dva U-profila, tj. ukupno četiri ugaona zavara) u primarnom upitu. Kod modela *ChatGPT* uočena je izražena osjetljivost na formulaciju ulaznog upita i sklonost ka zanemarivanju podrazumijevanih geometrijskih uslova (npr. prepoznavanje broja zavarivačkih šavova). Za dobijanje tačnog rezultata u Primjeru 2.2 kod *ChatGPT-a* bilo je potrebno provesti čak pet iterativnih koraka uz detaljna inženjerska pojašnjenja. Kod Primjera 2.4, ChatGPT nije uspio doći do tačne vrijednosti ni nakon pet iterativnih korekcija. Ova pojava jasno ukazuje na to da primjena pojedinih LLM modula u proračunu zavarenih spojeva zahtijeva visok nivo ekspertskog znanja korisnika. Model se bez stručnog nadzora ne može koristiti kao pouzdan samostalni alat, već isključivo kao pomoćno sredstvo, a verifikacija inženjera ja neophodna.

Tabela 2: Komparativna analiza tačnosti i efikasnosti LLM modela pri rješavanju karakterističnih primjera proračuna zavarenih spojeva

LLM modul	Primjer	Rezultat/Komentar
Knjiga [6]	Primjer 2.1	L=200 mm
	Primjer 2.2	$\sigma_{ekv} = 316,22 \text{ MPa} < \frac{f_u}{\beta_w \cdot \gamma_{M2}} = 360 \text{ MPa}$ $\sigma_{\perp} = 100 \text{ MPa} < \frac{0,9 f_u}{\gamma_{M2}} = 259,2 \text{ MPa}$
	Primjer 2.4	$\tau = 74,51 \text{ MPa} < \tau_{s,doz} = 85 \text{ MPa}$ za a=5 mm
ChatGPT	Primjer 2.1	Bez dodatnog pojašnjenja, *ChatGPT* računa dužinu zavara bez raspodjele sile na dva U-profila. Tek nakon što se definira da postoje ukupno četiri zavara, dobije se tačan rezultat od L=200 mm, odnosno L=210 mm uz dodatak od *2a.*
	Primjer 2.2	Tačan rezultat dobije je tek nakon pet iterativnih korekcija i detaljnih pojašnjenja. Ovo ukazuje na to da efikasna primena posmatranog LLM modula zahteva visoki nivo ekspertskog znanja iz oblasti proračuna zavarenih spojeva prema predmetnom standardu.
	Primjer 2.4	Nije dobijen rezultat kao u knjizi i nakon 5 iterativnih koraka.
Gemini	Primjer 2.1	Dobijen je tačan rezultat bez dodatnih pojašnjenja:*L=2*00 mm sa dodatkom *2a* - *L=2*10 mm
	Primjer 2.2	Dobijen je tačan rezultat bez dodatnih pojašnjenja
	Primjer 2.4	Dobijen je tačan rezultat bez dodatnih pojašnjenja
Claude	Primjer 2.1	Bez dodatnog pojašnjenja, *Claude* računa dužinu zavara bez raspodjele sile na dva U-profila. Tek nakon što se definira da postoje ukupno četiri zavara, dobije se tačan rezultat od L=200 mm, odnosno L=210 mm uz dodatak od *2a*.
	Primjer 2.2	Dobijen je tačan rezultat bez dodatnih pojašnjenja
	Primjer 2.4	Dobijen je tačan rezultat bez dodatnih pojašnjenja

Jedan od metodoloških pristupa za povećanje pouzdanosti i determinističke tačnosti pri primjeni velikih jezičkih modela (LLM) u proračunu zavarenih spojeva, posebno kod parametarskih i tipskih konstrukcija sa varijabilnim geometrijskim dimenzijama, ogleda se u automatizovanom generisanju programskog koda (npr. u jeziku *Python*). Za razliku od direktnog, konverzacijskog odgovaranja (engl. *direct prompt response*), gdje je svaku pojedinačnu numeričku vrijednost neophodno naknadno verifikovati zbog rizika od nekonzistentnosti i stohastičkih grešaka generisanja, paradigmatski prelazak na izradu namjenskih skripti osigurava ponovljivost i potpunu kontrolu proračunskog algoritma. Nakon što se testira i verifikuje sam programski algoritam, stvara se pouzdan alat koji omogućava brzu, preciznu i sistematsku parametarsku analizu širokog spektra varijacija zavarenih spojeva, bez potrebe za pojedinačnom verifikacijom svakog narednog ulaznog skupa podataka.

4. ZAKLJUČAK

U ovom radu sprovedena je analiza mogućnosti primjene tri vodeća LLM modela opšte namjene *ChatGPT*, *Gemini* i *Claude*, u oblasti mašinskih konstrukcija, sa posebnim fokusom na proračun nosivosti zavarenih spojeva prema važećim inženjerskim standardima i normativima. Kroz sprovedenu komparativnu analizu rezultata dobijenih klasičnim analitičkim putem i rezultata generisanih putem LLM modula, izvedeni su sljedeći ključni zaključci:

1. Primjena AI alata drastično skraćuje vrijeme iteracija u ranoj fazi projektovanja, omogućavajući brzu evaluaciju konstruktivnih konceptualnih rješenja i preliminarno dimenzionisanje zavarenih spojeva.

2. Sprovedena komparativna analiza je pokazala da, uprkos odličnom razumijevanju teorijskih koncepata i standarda, LLM moduli imaju tendenciju generisanja netačnih numeričkih vrijednosti "halucinacija", zbog čega je neophodna obavezna inženjerska kontrola svih dobijenih rezultata.

3. Najbolji rezultati u inženjerskoj praksi postižu se primjenom hibridnog modela koji kombinuje brzinu i generativni potencijal veštačke inteligencije sa pouzdanošću, preciznošću i sigurnošću tradicionalnih inženjerskih proračunskih softvera ili uz 100% verifikaciju inženjera.

4. Posebnu prednost predstavlja mogućnost integracije AI alata sa Python skriptama i bibliotekama, što omogućava automatizaciju rutinskih proračuna, kreiranje prilagođenih interaktivnih alata i brzu parametarsku analizu bez rizika od manuelnih računskih grešaka.

ZAHVALNICA

Ovaj rad rezultat je bilateralnog projekta „PA-ZMK: Proračun i analiza zavarenih mašinskih konstrukcija“ – br. 10-33-11-603/26. Rad je napisan uz podršku AI alata: *SciSpace*, *Gemini*, *Claude* i *ChatGPT*.

LITERATURA

[1] Chien, C. T., Chien, C., Hybrid AI-Driven Computer-Aided Engineering Optimization: Large Language Models Versus Regression-Based Models Validated Through Finite-Element Analysis. Applied Sciences, 15(18), 10123, 2025. https://doi.org/10.3390/app151810123.

[2] Makatura, L., Foshey, M., Wang, B., Hähnlein, F., Ma, P., Deng, B., Tjandrasuwita, M., Spielberg, A., Owens, C. E., Chen, P. Y., Zhao, A., Zhu, A., Norton, W., Gu, E., Jacob, J., Li, Y., Schulz, A., & Matusik, W., How Can Large Language Models Help Humans in Design And Manufacturing? Part 1: Elements of The LLM-Enabled Computational Design and Manufacturing Pipeline. Harvard Data Science Review, Special Issue 5, 2024. https://doi.org/10.1162/99608f92.cc80fe30.

[3] Karimi, M.. Finite element simulations of welding distortions and predictions using deep Learning methods, 2024. https://doi.org/10.14288/1.0447578.

[4] Zhang, S., Wang, W. Y., Wang, X., Li, G., Ren, Y., Gao, X., Sun, F., Tang, B., Song, H., & Li, J., Large language models enabled intelligent microstructure optimization and

defects classification of welded titanium alloys. Journal of Materials Informatics, 2024. https://doi.org/10.20517/jmi.2024.64.
[5] Zhongjie, Y., Zugu, B., Min, C., Jia, W., Baoru, H., Guobi, Tan., Weijian, Han., Comprehensive quality assessment of resistance spot welding: A deep learning and large language models-based approach for process and performance evaluation, Journal of Manufacturing Processes, Volume 162, 2026, pp. 249-268.
[6] Milčić, D., Mašinski elementi, Mašinski fakultet Niš, 2022.
[7] Varun, K. S., & Vunnam, R., Can Large Language Models Solve Engineering Equations? A Systematic Comparison of Direct Prediction and Solver-Assisted Approaches, 2026. https://doi.org/10.48550/arxiv.2601.01774.
[8] Jiang, Z., Qian, T., Zhou, K., Liu, Y., Huang, H.-Z., Wang, Z., Generative Reliability-Based Design Optimization (RBDO) Using In-Context Learning Capabilities of Large Language Models (LLMs), 2025. https://doi.org/10.1115/detc2025-168004.
[9] Wei, J., Wang, X., Schuurmans, D., Bosma, M., Xia, F., Chi, E., Le, Q. V., Zhou, D. Chain-of-thought prompting elicits reasoning in large language models. Advances in Neural Information Processing Systems (NeurIPS), 35, 2022, 24824–24837. https://doi.org/10.48550/arXiv.2201.11903.
[10] Petroni, F., Rocktäschel, T., Riedel, S., Lewis, P., Bakhtin, A., Wu, Y., Miller, A., Language Models as Knowledge Bases?. Proceedings of the 2019 Conference on Empirical Methods in Natural Language Processing (EMNLP), 2019, 2463–2473. https://doi.org/10.48550/arXiv.1909.01066.
[11] Brown, T. B. i drugi, Language models are few-shot learners. Advances in Neural Information Processing Systems (NeurIPS), 2020, 33, 1877–1901. https://doi.org/10.48550/arXiv.2005.14165.
[12] Avila, C., Ilbay, D., Tapia, P., Rivera, D., Toward Responsible AI in High-Stakes Domains: A Dataset for Building Static Analysis with LLMs in Structural Engineering, Data. 2025, 10(11):169. https://doi.org/10.3390/data10110169.
[13] Yu, Y., Sun, P., Zhao, H., Wang, Q., Liu, C.,. Transforming LLMs into Domain Experts: A Case Study of Train Trajectory Evaluation. In 2025 IEEE International Conference on Intelligent Rail Transportation (ICIRT), 2025, pp. 301-308.
[14] Heesch, R., Eilermann, S., Windmann, A., Diedrich, A., Niggemann, O., Evaluating large language models for real-world engineering tasks. In Australasian Joint Conference on Artificial Intelligence, Singapore: Springer Nature Singapore, 2025, pp. 54-66.
[15] Baker, C., Rafferty, K., Price, M., Large language models in mechanical engineering: A scoping review of applications, challenges, and future directions. Big Data and Cognitive Computing, 9(12), 305, 2025.
[16] Pokhrel, R., Parajuli, S., Transforming Structural Engineering: Examining the Opportunities and Risks of ChatGPT and Other Large Language Models. International Journal on Engineering Technology, 1(1), 2023, pp. 204-222.

Broj rada: 3.1
DOI: 10.65156/wws.sjdp.si.011

ANALIZA DEGRADACIJE MATERIJALA I PROCJENA MOGUĆNOSTI SANACIJE PLAŠTA ROTACIONE PEĆI PRIMJENOM METALOGRAFSKIH REPLIKA

MATERIAL DEGRADATION ANALYSIS AND EVALUATION OF REPAIR FEASIBILITY FOR A ROTARY KILN SHELL USING METALLOGRAPHIC REPLICATION

Resul Hamzić, 0009-0008-8864-9205[1], Namik Džibrić, 0009-0006-3742-233X[2], Hidajet Smajić, 0009-0009-0113-1858[2]

[1,2] INSTITUT ZA ZAVARIVANJE d.o.o. Tuzla, Bosne Srebrene broj 6, 75000 Tuzla, BiH

E-mail: resul.hamzic@izz-bh.ba

Rezime: U radu je data detaljna tehnička analiza degradacije čeličnog plašta rotacione peći na osnovu ispitivanja metalografskim replikama, u cilju procjene mogućnosti sanacije ili potrebe za zamjenom sekcije peći. Ključni nalazi pokazali snažno izražen interkristalni raspad (pucanje duž zrna), brojne mikrošupljine i početak mikropukotina, što ukazuje na puzanje i zamor materijala. Preporuka je zamjena oštećene sekcije plašta, jer je lokalno reparaturno zavarivanje neadekvatno zbog duboke degradacije materijala i rizika nastavka širenja pukotina i nastanka novih. Dodatno su predložena kontrolna ispitivanja, zatim detaljna analiza preostalog radnog vijeka peći.

Ključne reči: Rotaciona peć, Metalografske replike, Puzanje, Pukotine

Abstract: This paper presents a detailed technical analysis of the degradation of a rotary kiln steel shell based on metallographic replica examinations, with the objective of assessing the feasibility of repair or determining the need for shell section replacement. The key findings revealed pronounced intergranular degradation (cracking along grain boundaries), numerous microvoids, and the initiation of microcracks, indicating the occurrence of creep damage and material fatigue. Based on the observed degradation mechanisms, the replacement of the damaged shell section is recommended, as local repair welding is considered inadequate due to the extensive material deterioration and the high risk of continued crack propagation and the formation of new defects. In addition, further inspection activities and a comprehensive assessment of the remaining service life of the kiln are recommended.

Key words: Rotary kiln, Metallographic replicas, Creep, Cracks

1. UVOD

Rotacione peći rade u uslovima povišenih temperatura (najčešće između 300-400°C) i velikim mehaničkim opterećenjima. Čelični plašt peći u uslovima takvog rada razvija zamorna i puzajuća oštećenja usljed dugotrajnog izlaganja toploti i naprezanju. Prisutnost ovakvih oštećenja smanjuje radni vijek trajanja komponente. Zanemarivanje ovih pojava ozbiljno može narušiti integritet peći kao komponente, a također i cijelog tehnološkog procesa. Stoga je za održavanje integriteta neophodno provoditi preventivne i redovne kontrole (vizuelna kontrola, ultrazvučno mjerenje debljine plašta peći, mjerenje tvrdoće plašta peći i dr) s ciljem

pravovremenog otkrivanja eventualnih pukotina. Ispitivanje metalografskim replikama osigurava uvid u mikro stanje materijala bez oštećenja same komponente, što je u industrijskim uslovima rada peći od velike praktične važnosti.
Ciljevi istraživanja su višetruki:

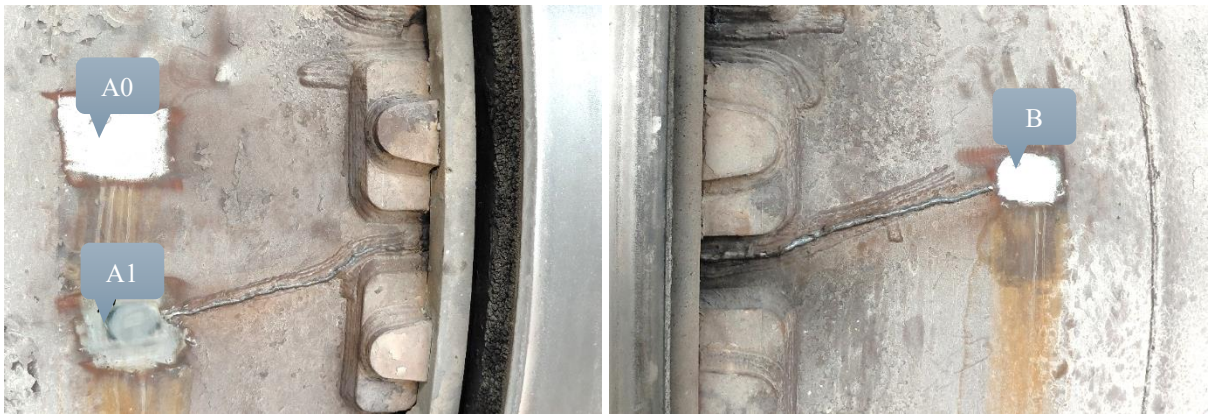
- Dijagnostika stanja materijala: utvrditi stepen i tip degradacije plašta peći.
- Identifikacija mehanizma oštećenja: klasifikovati pojavu mikrošupljina, pukotina i tip mikrostrukture pomoću metalografskih replika.
- Preporuka za dalje postupanje: reparaturno zavarivanje ili zamjena oštećenog segmenta.

2. MATERIJAL I METODOLOGIJA

Predmet ispitivanja bio je čelični plašt rotacione peći u zoni oko bandažnog prstena, gdje su tokom eksploatacije uočene površinske pukotine. Za procjenu stanja materijala primijenjena je metoda metalografskih replika u skladu sa zahtjevima standarda BAS ISO 3057:1998.

Nakon vizuelne inspekcije odabrane su tri karakteristične zone za ispitivanje (slika 1):

- Zona A0 - referentna zona bez vidljivih pukotina,
- Zona A1 - područje neposredno uz završetak pukotine,
- Zona B - područje nastanka i propagacije pukotine.



Slika 1 - Definisane lokacije za izuzimanje metalografskih replika

Površina na odabranim lokacijama pripremljena je mehaničkim brušenjem i poliranjem do kvaliteta pogodnog za metalografsku analizu, nakon čega je izvršeno hemijsko nagrizanje i izuzimanje replika. (slika 2).



Slika 2 - Pripremljena površina s uočljivom pukotinom (lijevo) i proces repliciranja (desno)

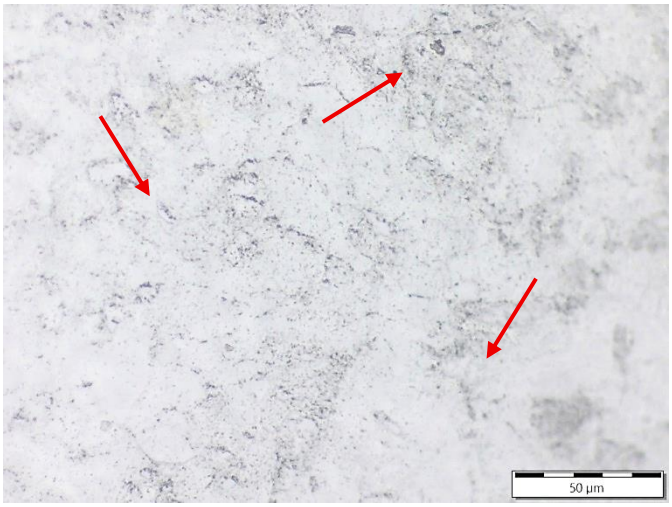
Dobijene replike analizirane su u laboratorijskim uslovima, pomoću optičkog mikroskopa u cilju identifikacije mikrostrukture i eventualnih oštećenja karakterističnih za proces puzanja i zamora materijala.

Pored metalografske analize izvršeno je i mjerenje tvrdoće metodom po Brinellu na svim ispitivanim lokacijama radi procjene eventualnih promjena mehaničkih svojstava materijala usljed dugotrajne eksploatacije.

3. REZULTATI ISPITIVANJA

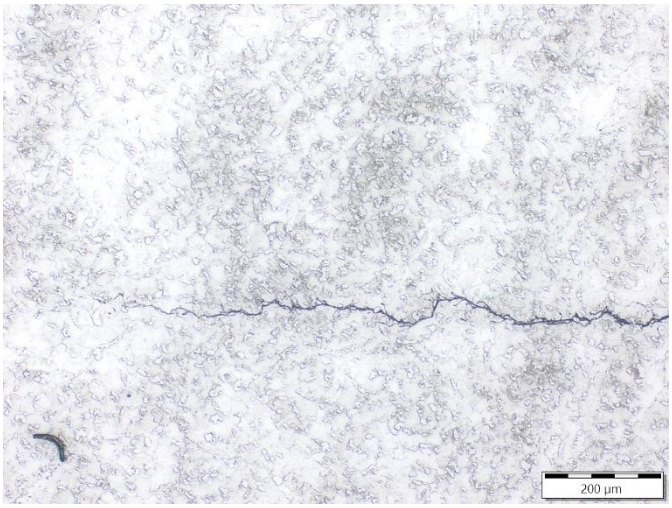
Analizom metalografskih replika pod mikroskopom utvrđeno je da se radi o feritno-perlitnoj mikrostrukturi.

U zoni A0 koja se smatrala netaknutom, uočen je veliki broj dislokacija uzrokovanih puzanjem materijala, koje se mogu svrstati u klasu 3b prema VGB-S 517 standardu (slika 3).



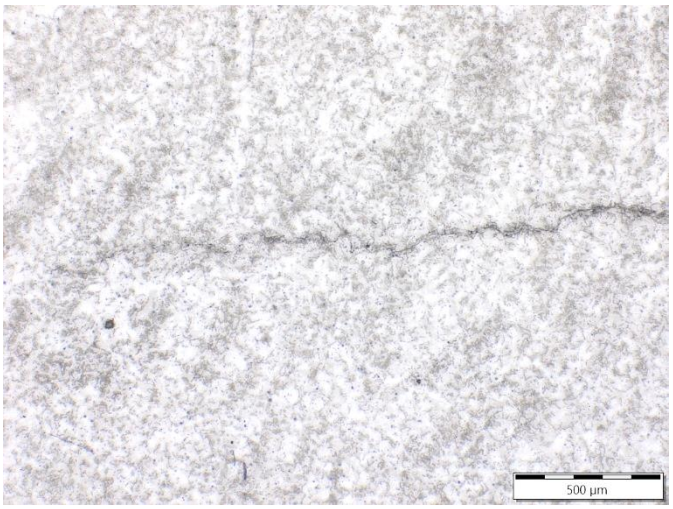
Slika 3 - Dislokacije klase 3b u ispitnoj zoni A0

U zoni A1 koja je pokrivala područje izlaza pukotine prema netaknutom materijalu dokazano je da se radi o interkristalnim pukotinama nastalim uslijed dugotrajnog zamora materijala i puzanja (slika 4).



Slika 4 - Interkristalna pukotina u ispitnoj zoni A1

Zona B je područje nastanka i pravca propagacije pukotine, uočljivo je da se radi o interkristalnoj pukotini koja propagira ispod bandažnog prstena (slika 5).



Slika 5 - Početak interkristalne pukotine u ispitnoj zoni B

Analiza metalografskih replika pokazala je da su uočene pukotine interkristalne te da je i materijal u referentnoj zoni u određenoj fazi degradacije i da bi sanacija reparaturnim zavarivanjem mogla dovesti do širenja postojećih i pojave novih pukotina. Uz ova opažanja preporuka je zamjena sekcije plašta, u suprotnom ukoliko bi se teoretski pokušalo reparaturno sanirati, rizik od naglog otkaza usljed puknuća je vrlo visok.

4. DISKUSIJA REZULTATA

Rezultati metalografskih ispitivanja ukazuju na izraženu degradaciju materijala plašta rotacione peći. U svim ispitivanim zonama identifikovana je feritno-perlitna mikrostruktura, pri čemu su u referentnoj zoni A0 uočeni su znakovi početnog stadija degradacije u vidu povećane gustine dislokacija i oštećenja karakterističnih za puzanje.

Prema smjernicama VGB-S 517 klasifikacija oštećenja klase 3b predstavlja uznapredovali stadij degradacije mikrostrukture kod kojeg je proces puzanja već jasno izražen. Takvo stanje ukazuje da je materijal značajno iscrpio dio svog radnog vijeka te da se degradacioni procesi odvijaju i u zonama gdje još uvijek nisu prisutne vidljive pukotine.

U zonama A1 i B utvrđeno je prisustvo interkristalnih pukotina koje se šire duž granica zrna. Izmjerena tvrdoća od približno 140 HB pokazuje relativno homogeno stanje materijala na svim ispitivanim lokacijama. Međutim, sama vrijednost tvrdoće nije dovoljna za procjenu stepena degradacije usljed puzanja. Poznato je da materijal može pretrpjeti značajna mikrostrukturna oštećenja bez izražene promjene tvrdoće.

Na osnovu dobijenih rezultata može se zaključiti da bi reparaturno zavarivanje predstavljalo visok tehnički rizik. Tokom procesa zavarivanja došlo bi do dodatnog lokalnog zagrijavanja već degradiranog materijala, što može pogodovati nastanku novih pukotina ili daljoj propagaciji postojećih oštećenja.

Iz tog razloga zamjena kompletne oštećene sekcije predstavlja tehnički najpouzdanije i dugoročno najsigurnije rješenje.

5. ZAKLJUČAK

Provedena ispitivanja metalografskim replikama dokazala su da je materijal plašta rotacione peći u zoni oko bandažnog prstena pretrpio značajnu degradaciju usljed dugotrajnog djelovanja povišene temperature i radnih naprezanja. U referentnoj zoni registrovani su znaci puzanja klasifikovani prema VGB-S 517 kao klasa 3b, dok su u zonama uz pukotinu identifikovane interkristalne pukotine nastale kombinovanim djelovanjem puzanja i zamora materijala.

Utvrđeno je da degradacija materijala nije ograničena isključivo na područje vidljive pukotine već zahvata i okolni materijal, što ukazuje na sistemski karakter oštećenja. Zbog toga bi reparaturno zavarivanje predstavljalo privremenu mjeru sa visokim nivoom tehničkog rizika i neizvjesnim dugoročnim efektima.

Na osnovu rezultata ispitivanja preporučuje se zamjena kompletne oštećene sekcije plašta rotacione peći. Ovakav pristup omogućava pouzdan nastavak eksploatacije i smanjenje rizika od iznenadnog otkaza opreme.
Pored zamjene sekcije preporučuje se:

- provođenje dodatnih metalografskih replika na susjednim zonama plašta,
- detaljna analiza preostalog radnog vijeka konstrukcije,
- periodično praćenje stanja kritičnih zona tokom daljnje eksploatacije,
- uspostavljanje programa preventivnog monitoringa zasnovanog na metodama bez razaranja.

LITERATURA

[1] BAS ISO 3057:1998, Ispitivanje bez razaranja – Metoda ispitivanja površine pomoću metalografskih replika.
[2] VGB-S 517, 2008, Guideline for the Assessment of Microstructure and Creep Damage of Creep Resistant Steels for Pipes, Boiler Components and Welds, VGB PowerTech e.V., Essen, Germany.
[3] API 579-1/ASME FFS-1, 2021, Fitness-For-Service, Fourth Edition, American Petroleum Institute (API) and American Society of Mechanical Engineers (ASME), Washington D.C., USA.
[4] EN 13445-5:2021, Unfired Pressure Vessels – Part 5: Inspection and Testing, European Committee for Standardization (CEN), Brussels, Belgium.
[5] Neubauer, B., Wedel, U., 1983, Rest Life Estimation of Creep Loaded Components by Means of Replication Technique, Proceedings of the International Conference on Creep and Fracture of Engineering Materials and Structures, Swansea, United Kingdom.
[6] Viswanathan, R., 1989, Damage Mechanisms and Life Assessment of High-Temperature Components, ASM International, Metals Park, Ohio, USA, ISBN 978-0-87170-358-3.
[7] Toft, L.H., Marsden, R.A., 1985, Life Assessment of High Temperature Plant Components, Mechanical Engineering Publications, London, United Kingdom.
[8] Cane, B.J., 1987, Assessment of Remaining Creep Life in High Temperature Components, International Journal of Pressure Vessels and Piping, Vol. 28, pp. 151–167.
[9] Ainsworth, R.A., 2000, Assessment of High Temperature Components Operating in the Creep Range, Engineering Failure Analysis, Vol. 7, No. 1, pp. 17–30.
[10] Viswanathan, R., Henry, J.F., Tanzosh, J., Stanko, G., Shingledecker, J., Vitalis, B., Purgert, R., 2005, Life Assessment Technologies for Fossil Power Plant Components, International Journal of Pressure Vessels and Piping, Vol. 82, pp. 73–92.

Broj rada: 3.2
DOI: 10.65156/wws.sjdp.si.012

ADVANTAGES, CHALLENGES, AND RISKS OF USING HANDHELD LASER BEAM WELDING (HLBW)

PREDNOSTI, IZAZOVI I RIZICI KOD RUČNOG LASERSKOG ZAVARIVANJA

Dr. Miloš Jovanović, dipl. inž. maš.

Institut za varilstvo, Ljubljana, Slovenija

milos.jovanovic@i-var.si

Abstract: *Handheld Laser Beam Welding (HLBW) is a new and promising process that is relatively new for the welding and joining community. Since 2023 at the latest, HLBW) systems have become interesting for many companies around the world. This is mainly due to two factors. Firstly, the cost of such a system has fallen significantly in recent years. Secondly, there is economic pressure in the manufacture of welded products, which is partly due to the shortage of skilled workers. HLBW offers a wide range of potential benefits, including higher throughput, less level of distortion due to the lower heat input, and the use of less experienced personnel The rapid development of this new equipment and its use in industry were not accompanied by the necessary safety measures, personnel qualification, welding procedure qualification, and metallurgical phenomena in the welded joint. Therefore, International I institute for Welding (IIW), European Welding Federation (EWF) and European Welding Association (EWA) decided to prepare a certain guideline for the safety, quality, qualification, and metallurgical considerations related to HLBW. In this article, we will summarize the main parts of this document and present some practical experiences from industry.*

Keywords: *handheld laser, safety, qualification, guidelines*

Sažetak*: Ručno lasersko zavarivanje (HLBW) je nov i perspektivan postupak na području spajanja materijala. Od 2023. godine HLBW sistemi su postali zanimljivi za mnoge kompanije širom sveta. Za to postoje dva razloga. Prvo, cena takvog sistema je značajno pala u poslednjim godinama. Drugo, postoji ekonomski pritisak u proizvodnji zavarenih proizvoda, što je delimično i zbog nedostatka kvalifikovanih kadrova. HLBW nudi širok spektar potencijalnih koristi, uključujući veću produktivnost, manji nivo deformacija usled manjeg unosa toplote i mogućnost korišćenja od strane manje iskusnog osoblja. Brzi razvoj nove opreme i njena upotreba u industriji nisu bili praćeni potrebnim merama bezbednosti, kvalifikacijom osoblja, kvalifikacijom postupaka zavarivanja i metalurškim pojavama u zavarenom spoju. Stoga su Međunarodni institut za zavarivanje (IIW), Evropska federacija za zavarivanje (EWF) i Evropska asocijacija za zavarivanje (EWA) odlučili da pripreme određene smernice za bezbednost, kvalitet, kvalifikaciju i metalurške aspekte vezane za ovaj postupak. U članku ćemo sažeti glavne delove ovog dokumenta i prikazati neka praktična iskustva iz industrije.*

Ključne reči: *ručni laser, bezbednost, kvalifikacija, smernice*

1.0 UVOD

Istorijski gledano, prvi patent za ručno lasersko zavarivanje (HLBW) registrovan je u Nemačkoj 1971. godine, a zatim u SAD 1972. godine. Od početka novog milenijuma tema ručnog laserskog zavarivanja povremeno je dolazila u fokus. Postojale su laserske glave koje su u potpunosti štitile okolinu od laserskog zračenja. Međutim, njihovi nedostaci bili su velika masa, dimenzije i posledično otežano rukovanje.

Tek od početka 2020-ih cena laserskih izvora snage 1 kW pala je na nivo koji je omogućio širu upotrebu ovog procesa. Pored toga, laserske glave postale su manje i lakše za manipulaciju.

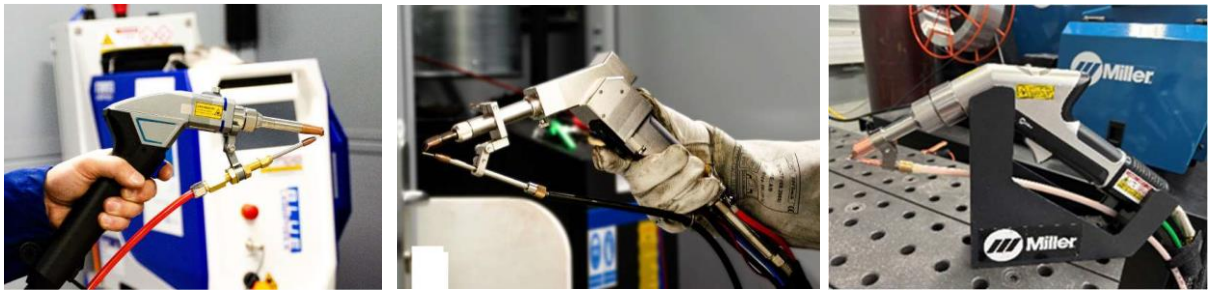
Ručno lasersko zavarivanje (HLBW - handheld laser welding), predstavlja opremu koja spada u kategoriju visokosnažnih lasera klase 4. Laseri klase 4 predstavljaju najozbiljniju kategoriju opasnosti kada je reč o laserskom zračenju. HLBW je proces sa veoma visokom gustinom snage (od 10^5do 10^{11} W/cm^2) koji koristi koherentan snop svetlosti kao izvor toplote.

HLBW je po načinu rada uporediv sa ručnim elektrolučnim postupcima zavarivanja. Laserski gorionik vodi se preko radnog komada, ali energija koja topi materijal ne potiče od električnog luka, već od koherentnog laserskog zračenja. Laserski gorionik nalazi se u ruci varioca.

2.0 OPREMA ZA RUČNO LASERSKO ZAVARIVANJE

Komponente opreme za ručno lasersko zavarivanje obuhvataju sledeće elemente:

Laserska glava (slika1) - izgled i konstrukcija laserske glave zavise od proizvođača i mogu uključivati komponente za dodavanje žice. Dizajn i funkcije ovih glava značajno se razlikuju. U nastavku je prikazan izbor različitih tipova laserskih glava. To može biti fiber laser u pojedinačnom modulu ili u multi modulu, kao i diodni laserski izvor.



Slika 1. Jednoosna (levo) i dvoosna (sredina) glava s oscilacijom lasserskog snopa i glava sa aktivnim nadzorom plazme (desno) [Jena, Nemačka, i Miller Electric Mfg LLC, SAD].

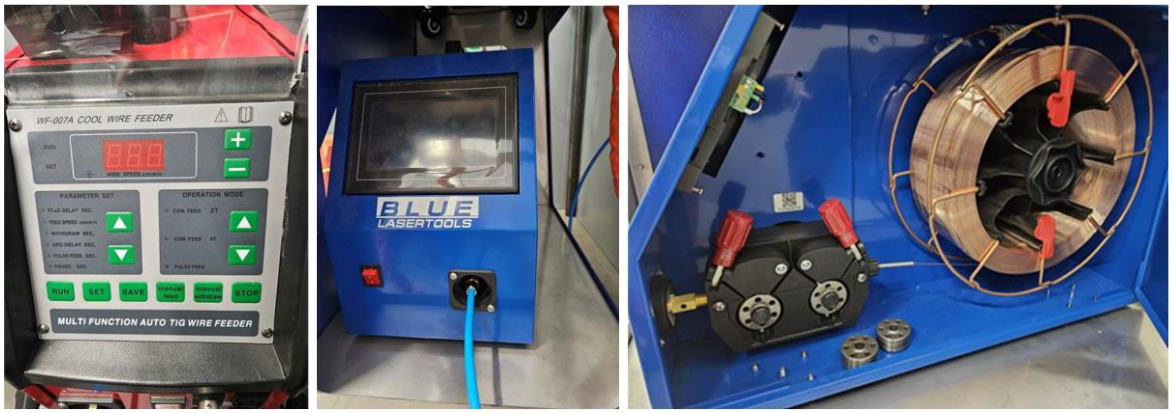
Laserski izvor (fiber, dioda) (slika 2) – u HLBW sistemima koriste se različite vrste laserskih izvora. Talasna dužina laserskog zračenja zavisi od tipa izvora koji se koristi.



Slika 2. Različiti HLBW sistemi [IFW Jena, Nemačka, i Miller Electric Mfg LLC, SAD].

U zavisnosti od tipa lasera, zračenje može biti emitovano u impulsnom režimu ili u režimu kontinuiranog talasa. Maksimalna snaga lasera kreće se između **800 W i 3 kW**. Važno je napomenuti da je fokusna tačka obično fabrički podešena unutar laserskog modula. Često je laserski izvor integrisan sa upravljačkom jedinicom i sistemom hlađenja u jednoj kućištu, postavljenom na kolica ili pokretnu platformu.

Uređaj za dodavanje žice (slika 3). Kada se zavarivanje izvodi sa dodatnim materijalom, neophodan je uređaj za dodavanje žice. Konstrukcija ovih uređaja razlikuje se u pogledu režima rada - mogu imati kontinuirano ili impulsno dodavanje žice, kao i funkciju povlačenja žice unazad.



Slika 3. Različiti uređaji za dodavanje žice kod HLBW sistema [IFW Jena, Nemačka].

Ručno lasersko zavarivanje nudi više prednosti u odnosu na tradicionalne postupke ručnog elektrolučnog zavarivanja, kao što su MIG/MAG i TIG, posebno u pogledu efikasnosti, preciznosti i jednostavnosti upotrebe. Međutim, ovaj postupak ima i određena ograničenja koja treba uzeti u obzir pri izboru odgovarajuće metode zavarivanja.

Prednosti: veća brzina zavarivanja, niži unos toplote i zato manje deformacije, mainimalna obrada po zavairvanju, jednostavno rukovanje i obuka operatera, različite vrste materijala, niži troškovi pribora i alata, kraće vreme od projektovanja do izrade komponente.

Nedostaci: zahtevi za lasersku bezbednost, niža snaga HLBW sistema u odnosu na automatizovane laserske sisteme, manja kontrola brzine kretanja u odnosu automatizovane laserske sisteme, refleksivnost kod određenih vrsta materijala, ograničen pristup licima u zoni zavarivanja, ograničeno razumevanje parametara procesa.

3.0 ZAHTEVI ZA BEZBEDNOST

Sve osobe koje koriste postupke zavarivanja već bi trebalo da budu upoznate sa neophodnim merama predostrožnosti, kao što su električna bezbednost, dimovi i gasovi, opasnost od požara ili eksplozije, opekotine, zračenje luka, buka, kao i električna i magnetna polja (EMF).

Pored navedenih opasnosti koje prate zavarivanje električnim lukom, korisnici moraju razumeti da HLBW oprema stvara opasnosti povezane sa laserskim snopom, koje mogu biti štetne za oči i kožu. Laserski snop može predstavljati i opasnost od požara zbog svoje sposobnosti da zapali zapaljive materijale.

Pored opasnosti povezanih sa zavarivanjem električnim lukom, direktni ili reflektovani laserski snopovi velike snage opasni su za posmatranje/vid u svim uslovima. Laseri velike snage obično emituju više kilovata svetlosti visokog intenziteta, vidljive ili nevidljive (blisko-infracrvene).

Većina komercijalno dostupnih HLBW sistema opremljena je laserskim izvorima talasne dužine 1070 nm, koji su nevidljivi za ljudsko oko. Vidljiva crvena tačka pilot - lasera može biti zavaravajuća jer je na mnogo nižem nivou snage, ali prati putanju laserskog snopa klase 4.

Kao i kod zavarivanja električnim lukom, lasersko zavarivanje takođe emituje UV zračenje (čija jačina zavisi od materijala koji se zavaruju).

3.1 Opasnosti za oči

Izlaganje laserskom zračenju može izazvati teška oštećenja mrežnjače i/ili rožnjače, koja mogu dovesti do trajnog oštećenja vida. Deo laserskog zračenja, uključujući snop za zavarivanje, sečenje ili čišćenje (npr. 1070 nm), nevidljiv je.

Zaštitne naočare za lasersku bezbednost dizajnirane su da štite od direktnih, reflektovanih i rasutih laserskih snopova i zračenja. Korisnici moraju poštovati lokalne propise (obavezno!) i preporuke proizvođača opreme za odgovarajuću talasnu dužinu i optičku gustinu (OD – Optical Density), odnosno nivo zaštite (LB – Laser Blocking), u skladu sa standardom EN 207 u Evropi.

Oznake „LB brojeva“ (LB5, LB6, LB7 itd.) odnose se na maksimalnu snagu ili gustinu energije za koju su zaštitne naočare sertifikovane

Nivo zaštite za određeni laser zavisi od više promenljivih, kao što su maksimalna snaga i veličina fokusne tačke. Proizvođači lasera treba da navedu minimalni nivo zaštite, a ovaj nivo mora da potvrdi kvalifikovano lice za lasersku bezbednost - LSO (Laser Safety Officer) koji radi u organizaciji koja koristi laser. LSO takođe mora da obezbedi pravilnu upotrebu lične zaštitne opreme i drugih bezbednosnih funkcija, kao što je kontrolisana zona za laser - LCA (Laser Controlled Area).

Zaštitne naočare treba uvek pregledati pre upotrebe, kako bi se utvrdilo da li postoje oštećenja ili nepravilno naleganje. Direktni laserski zraci su najopasniji. U zavisnosti od nivoa snage laserskog snopa, zaštitne naočare za lasersku bezbednost dizajnirane su da štite samo od slučajnih (tj. veoma kratkih) direktnih i reflektovanih zraka. Nikada se ne sme gledati direktno u otvor lasera, čak ni kada se nose zaštitne naočare. Nikada se ne sme usmeravati gorionik ka drugoj osobi.

Obavezno je nošenje laserskih zaštitnih naočara u svakom trenutku za sve osobe koje se nalaze unutar LCA zone. Ako laserska zaštitna maska ima integrisanu zaštitu za oči (integrisani zaptivni element), tada je sama maska dovoljna. Međutim, ako više osoba radi unutar LCA, takva maska se ne sme otvarati osim ako se nose dodatne laserske zaštitne naočare.

Važno je razumeti da standardne zaštitne naočare i standardna zaštitna maske ne pružaju adekvatnu zaštitu od laserskih zraka. Kada zavarivač upotrebljava i laserske i elektrolučne postupke zavarivanja, preporučuje se upotreba hibridne zavarivačke maske (pogodne za oba postupka - električni luk i laser). Pored zaštite očiju, upotreba odgovarajuće zavarivačke maske je ključna za zaštitu kože lica zbog opasnosti od refleksija visoke energije.

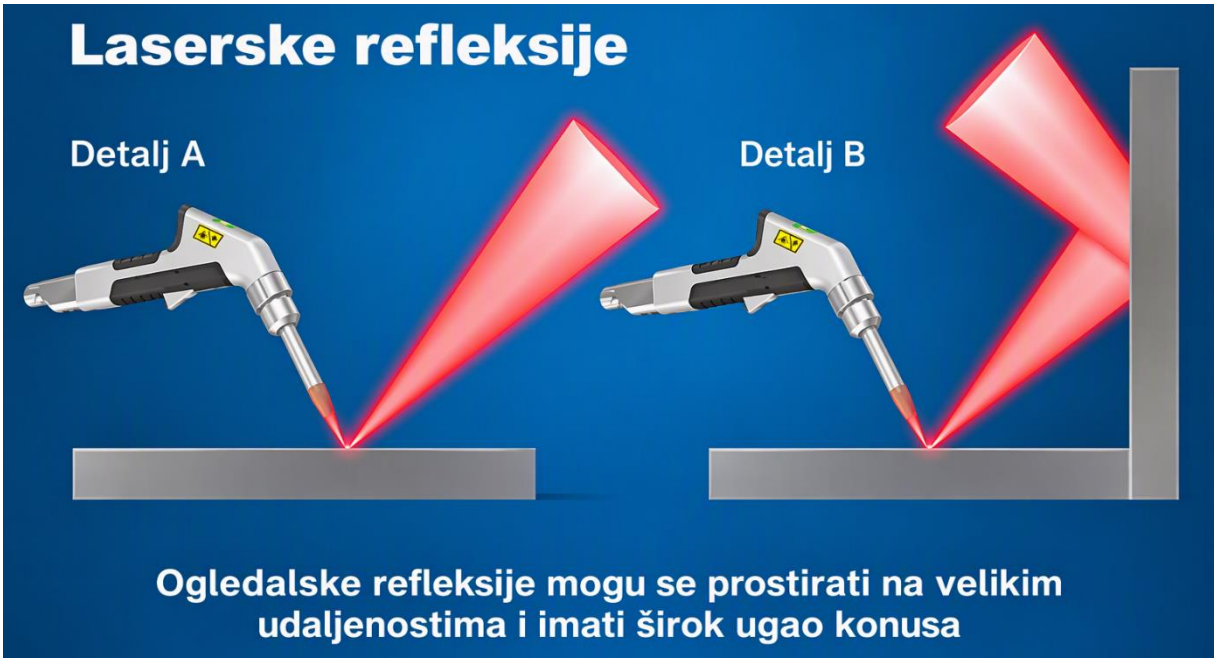
3.2 Opasnosti zbog refleksije laserskih zraka

Kod laserskog zavarivanja moraju se uzeti u obzir opasnosti od rasutog i direktnog laserskog zračenja. Visoko reflektivni metali mogu proizvesti opasne reflektovane snopove putem „spekularnih“ (zrcalnih) refleksija (slika 4). Intenzitet refleksije zavisi od vrste materijala i završne obrade površine. Takođe, metali sa veoma visokom toplotnom provodljivošću (npr. aluminijum i bakar) mogu izazvati refleksiju dela laserske energije sa mesta zavarivanja, jer je paljenje plazme odloženo (slika 5). Kada se plazma jednom formira, spekularna refleksija se značajno smanjuje.



Slika 4. Šematski prikaz refleksije tokom laserskog zavarivanja [Miller Electric, SAD].

Kod zavarivanja u režimu provodnosti (conduction mode), opasnost od refleksije je veća u poređenju sa režimom „keyhole - ključaničnog“ zavarivanja, nakon što se ključanica formira.

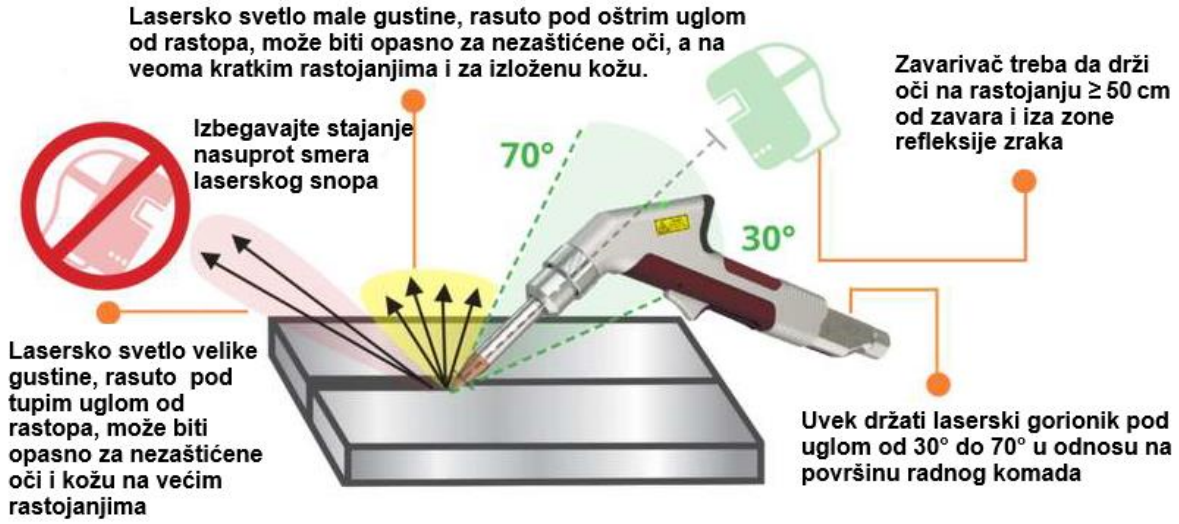


Slika 5. Šematski prikaz multi refleksije kod laserskog zavarivanja [Miller Electric, SAD].

Korisnik mora proceniti radno okruženje pre upotrebe ručne laserske opreme kako bi razumeo koje površine mogu stvoriti opasne reflektovane snopove. Ova procena mora uključiti kompletan pregled LCA zone.

Normalan smer refleksije laserskog zraka sa metalne površine može proizvesti opasan snop koji se reflektuje sa jedne površine na mestu zavarivanja (slika 5, detalj A). Normalan smer refleksije laserskog snopa može proizvesti opasan snop koji se reflektuje i sa dve površine postavljene pod uglom, što se naziva „retrorefleksija“ (slika 5, detalj B). Spekularne (zrcalne) refleksije mogu predstavljati opasnost za oči i kožu operatera i drugih osoba u LCA zoni, jer se deo

laserskog snopa može reflektovati od više površina. Preporuke za operatera prikazane su na slici 6.



Slika 6. Preporuke za osoblje tokom refleksije pri HLBW [IPG Photonics Corporation, SAD].

Pored refleksije od površine komada, u režimu „ključaoničnog“ zavarivanja laserski snop može proći kroz radni komad, naročito kada je potrebno provariti koren zavara. Kao posledica toga, prostor iza dela koji se zavaruju mora se takođe uzeti u obzir u okviru laserske bezbednosti.

Pored navedenih primera, zavarivači koji rade sa laserom moraju biti obučeni da razumeju promenljive opasnosti tokom zavarivanja delova, koji imaju kompleksnu geometriju sa mnogo površina.

Obučeni zavarivač koji radi sa laserom treba da bude u stanju da predvidi sve izazove i da pravilno upravlja gorionik kako bi izbegao refleksije usmerene ka rukama ili licu, naročito pri zavarivanju aluminijuma i bakra.

Materijali sa visokom reflektivnošću, kao što je bakar, nisu pogodni za podloške, jer mogu stvoriti nove opasnosti koje ne postoje kod elektrolučnih postupaka zavarivanja.

3.3 Bezbednosne karakteristike HLBW opreme

Korisnici moraju obezbediti da HLBW oprema sadrži važne ugrađene bezbednosne funkcije koje se zahtevaju za sve lasere klase 4, i to:

1. Ključ-prekidač za obezbeđivanje opreme i sprečavanje neovlašćenog korišćenja.
2. Dugme za hitno zaustavljanje koje odmah prekida emisiju lasera.
3. Priključak za spoljašnji sistem zaključavanja koji isključuje laser ako neko izuzev operatera, neočekivano uđe u LCA zonu.

Proizvođači i korisnici HLBW opreme moraju uzeti u obzir bezbednosne funkcije koje se zahtevaju standardima ISO 11553-1 i -2, međunarodnim standardima za mašine za lasersku obradu, kako bi se zaštitili operateri i osobe u blizini. Slede tipične mere za smanjenje rizika, projektovane u skladu sa serijom ISO 11553, kao i drugim bezbednosnim standardima ili razvijene od proizvođača opreme:

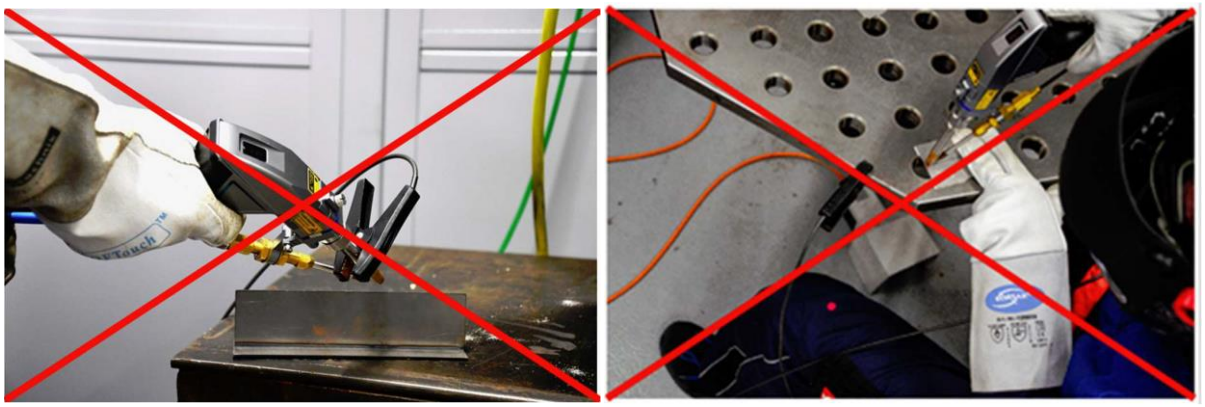
1. Dvostepeni okidač na gorioniku koji sprečava nenamernu emisiju lasera, uključujući vidljivi indikator spremnosti lasera i vidljivo upozorenje u vidnom polju operatera

tokom emisije. Vidljivi indikatori moraju jasno prikazivati i trenutak kada je potrebna lična zaštita očiju.

2. Kontaktni krug sa radnim komadom, koji obezbeđuje da laser može biti aktiviran samo kada je vrh gorionika u kontaktu sa komadom koji se zavaruje.
3. Pored prve dve funkcije, treća funkcija značajno povećava lasersku bezbednost i zahteva se u nekim lokalnim regualtivama. To može biti, na primer, senzor za detekciju plazme, gde ručni gorionik sadrži foto-senzor koji prati plazmu. Ako se nakon početka zavarivanja ne generiše dovoljno svetlosti plazme, oprema automatski isključuje emisiju lasera. Druga opcija je nožna pedala, koja mora biti pritisnuta dodatno da bi se aktivirala emisija lasera.
4. Optički krug zaključavanja u kompletu optičkih vlakana, namenjen proveravi celovitosti veze između zavarivačkog gorionika i laserskog izvora.

3.4 Česti primeri nepravilne upotrebe HLBW sistema

Slike u nastavku prikazuju nebezbedne radne prakse povezane sa HLBW sistemima:



Slika 7 . Nepravilno premošćenje pomoću mase (levo), ne preporučuju se radni stolovi sa otvorima (desno). [IFW Jena, Nemačka].



Slika 8. Nebezbedna praksa (levo) i neadekvatna zaštitna oprema za lice i bradu (desno). [IFW Jena, Nemačka]

3.5 Organizacioni i bezbednosni zahtevi na radnom mestu

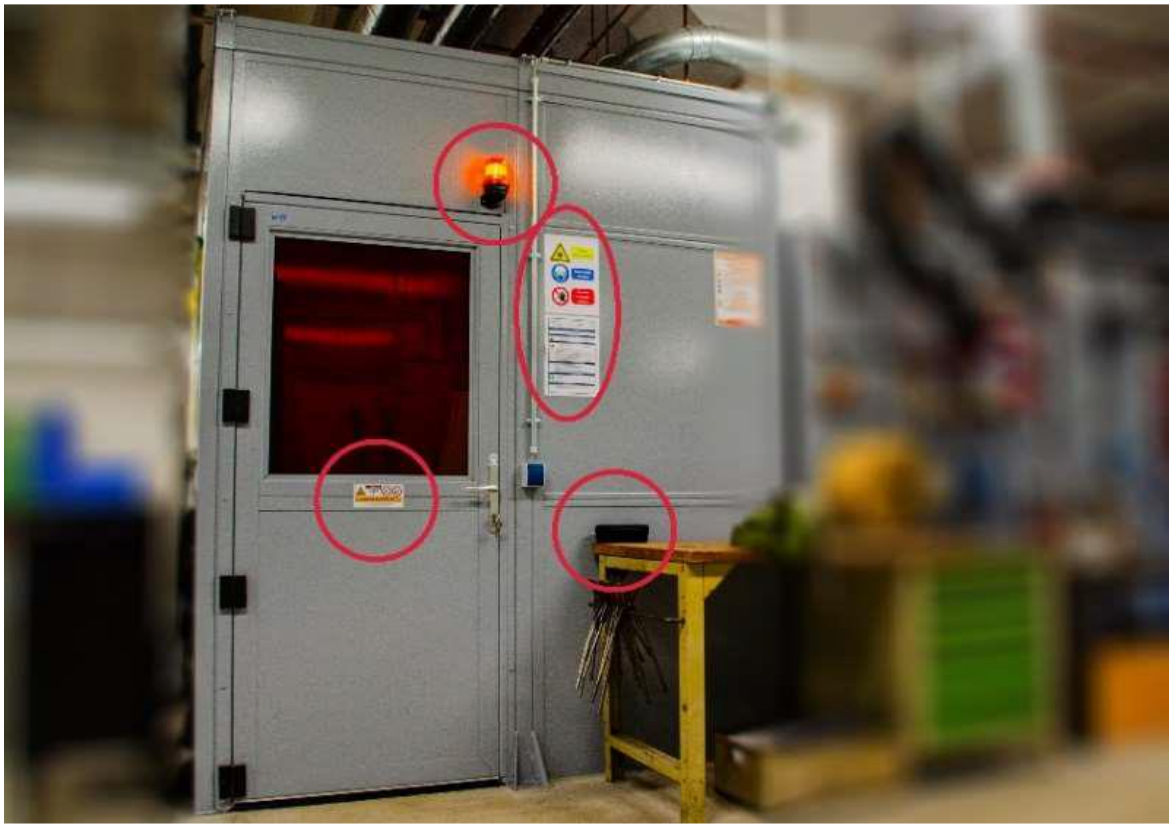
Svaka organizacija, kao i svaki samostalni operater koji radi van organizacije, a koristi lasere klase 4, mora da:

1. Imenuje kvalifikovano lice za lasersku bezbednost (LSO) ili da bude obučen kao takva osoba.
2. Ima dokumentovanu proceduru za lasersku bezbednost.
3. Ima kontrolisanu zonu za laser (LCA) za svako radno mesto.

Operateri i sve osobe koje se nalaze u LCA zoni moraju nositi propisanu ličnu zaštitnu opremu (PPE - Personal Protective Equipment): zaštitne naočare za lasersku bezbednost, lasersku zavarivačku masku, rukavice otporne na toplotu i odeću otpornu na plamen.

LCA je svetlosno zaptivena prostorija ili ograđeni prostor sa panelima koji blokiraju laserske zrake, vratima sa prekidačem za međuzaključavanje i upozoravajućim znakom i/ili svetlosnim signalom „Laser On“. Na spoljašnjoj strani LCA mora biti postavljen informativni znak sa maksimalnom snagom lasera i talasnom dužinom.

Sve barijere ili prozori koji se koriste u zoni zavarivanja moraju biti izrađeni od materijala bezbednog za laser, koji može izdržati direktne i reflektovane snopove. Slika 9 prikazuje fotografiju LCA sa bezbednosnim funkcijama.



Slika 9. Prikaz kontrolisane zone lasera (LCA) sa bezbednosnim funkcijama [IFW Jena, Nemačka]

Odgovarajući upozoravajući znakovi na laser moraju biti postavljeni širom kontrolisane zone, posebno na svim ulazima u prostor i izlazima iz njega. Pristup LCA zoni mora biti ograničen isključivo na osobe koje su obučene za lasersku bezbednost tokom rada sa laserom.

3.6 Dimovi usled zavarivanja

U procesu HLBW takođe se stvaraju čestice dima od zavarivanja, koje nastaju isparavanjem osnovnog i dodatnog materijala u laserskom snopu tokom hlađenja. Ove čestice su veoma sitne i uglavnom respirabilne. Kao i kod elektrolučnog zavarivanja, potencijalne zdravstvene

opasnosti zavise od materijala koji se koriste. Zbog toga se za HLBW proces primenjuju isti propisi o zdravlju i bezbednosti kao i za elektrolučno zavarivanje.

Opšte je pravilo da granične vrednosti štetnih supstanci u udahnutom vazduhu ne smeju biti prekoračene. Dodatne informacije mogu se pronaći u informativnoj brošuri EWA „Introduction to methods of prevention and extraction of welding fume“ .

Ako se oslobađanje štetnih supstanci ne može sprečiti ili dovoljno smanjiti, one se moraju odstraniti na samom mestu nastanka, pre nego što uđu u zonu disanja. Pomoćna opšta ventilacija može smanjiti koncentraciju štetnih materija u celom prostoru i time zaštititi i osobe koje nisu direktno uključene u proces zavarivanja.

Ako se takve tehničke ili organizacione metode ne mogu primeniti ili nisu dovoljno efikasne, u mnogim slučajevima jedina opcija je da zavarivač koristi ličnu zaštitnu opremu za disanje. Međutim, treba imati na umu da takva oprema štiti samo osobu koja je nosi.

Iako preliminarne analize dima pri zavarivanju pokazuju da je stopa stvaranja dima kod laserskog zavarivanja veoma niska u poređenju sa elektrolučnim postupcima zavarivanja, kao npr. MAG, opasnosti i dalje postoje zbog dima koji nastaje tokom HLBW procesa. Pored toga, kako se povećava nivo snage uređaja, povećava se i stopa stvaranja dima.

Zbog poznatih rizika od kancerogenih i neurotoksičnih čestica koje nastaju pri zavarivanju određenih metala i legura, kod laserskog zavarivanja mora biti prisutan visok nivo opreznosti kako bi se zaštitilo zdravlje i bezbednost zavarivača.

4.0 OSOBLJE ZA HLBW

4.1 Kvalifikacija LSO (Lice za lasersku besbednost)

Svaka organizacija mora imati kvalifikovanog LSO koji je odgovoran za bezbednost operatera i drugog prisutnog osoblja, što uključuje:

1. Sprovođenje procene rizika za sve opasnosti povezane sa laserskim snopom i opasnosti koje nisu vezane za snop.
2. Obezbeđivanje da su sve mere kontrole implementirane i da se dosledno poštuju.
3. Odobravanje pisanih radnih procedura koje se odnose na upotrebu lasera.
4. Obezbeđivanje da svaki operater i posmatrač koji koristi laser ili je izložen laserskim opasnostima ima informacije i obučen je o bezbednoj upotrebi opreme i potencijalnim rizicima.

4.2 Kvalifikacija zavarivača

Za HLBW je neophodna i provera ručnih spretnosti, koja se može sprovesti kao poseban test zasnovan na seriji standarda ISO 9606. Na sertifikatu treba navesti da je proces 521 za fiber laserske izvore izveden ručno.

Cilj je da se HLBW integriše u standarde kao samostalan postupak. U tu svrhu su preduzete početne aktivnosti na nivou ISO standardizacije.

Kao alternativa, kvalifikacija za ručno i poluautomatsko lasersko zavarivanje može se sprovesti u skladu sa tabelom QW-358 iz ASME Section IX (verzija 2023).

Vreme i obuka potrebni da neobučeni pojedinac postane bezbedan i kompetentan zavarivač za lasersko zavarivanje pomoću HLBW pokazali su se značajno kraćim nego kod postupaka elektrolučnog zavarivanja.

Pored demonstracije praktičnih veština, svaki zavarivač treba da stekne znanje iz sledećih oblasti:

- Osnove i svojstva laserskog zračenja
- Laserska bezbednost
- Laserska zavarljivost materijala
- HLBW sistemi
- Parametri procesa, priprema zavara i karakteristike zavarenog spoja

Preporučuje se da se teorijsko znanje zavarivača proveri pismenim ispitom.

4.3 Kvalifikacija zavara i aspekti kvaliteta

Kvalifikacija zavara zasnovana je na postojećim standardima i poglavljima iz priručnika. Kvalifikovani zavari treba da budu izvedeni prema odobrenom postupku zavarivanja koja obuhvata zahteve dizajna kupca i bezbednosne aspekte. Dokumentacija za postupak zavarivanja mora predstavljati evidenciju potrebnu zavarivaču, poslodavcu i kupcu. Ona treba da se poziva na nacionalne ili međunarodne standarde i da ih prati.

Postupak zavarivanja treba da sadrži sledeće postavke:

1. Osnovni materijal koji se zavaruju, uključujući specifikaciju i dimenzije.
2. Dodatni materijal koji se koristi, uključujući specifikaciju i dimenzije.
3. Metoda čišćenja osnovnog materijala.
4. Alati i pribori koji se koriste.
5. Specifikacija zaštitnog gasa i potreban protok.
6. Oprema za lasersko zavarivanje, uključujući proizvođača, tip lasera, model laserskog generatora, optiku u ručnom uređaju (ako se primenjuje), sistem dodavanja žice (ako je odvojen od HLBW opreme), sistem dovoda gasa (ako je odvojen od HLBW opreme) itd.
7. Specifikacije zavarenog spoja, uključujući geometriju, tolerancije itd.
8. Parametre laserskog procesa, npr. veličinu tačke na radnom komadu, podešavanja snage, režim rada (kontinuirani talas ili impulsni), kao i metod kalibracije snage.
9. Parametre oscilacije snopa, kao što su frekvencija, širina, i ako se primenjuje - tip figure ili režim kompenzacije snage.
10. Parametre dodavanja žice, npr. brzinu dodavanja i metod kalibracije brzine dodavanja.

5.0 ZAKLJUČCI

HLBW predstavlja obećavajuću alternativu ručnom zavarivanju električnim lukom, posebno za primene koje zahtevaju brzinu, preciznost i minimalan unos toplote. Međutim, njegova uspešna primena zahteva odgovarajuću obuku, mere bezbednosti i optimizaciju procesa kako bi se maksimalno iskoristile njegove prednosti. Ovaj dokument treba koristiti kao smernicu za bezbednu primenu ručnog zavarivanja laserom za različite vrste zavarenih spojeva i materijala.

LITERATURA

[1] CONSIDERATIONS ABOUT HANDHELD LASER BEAM WELDING (HLBW), July 2025. Brochure-handheld-laser-TC-HSE-184-R0-2025.pdf

Broj rada: 3.3
DOI: 10.65156/wws.sjdp.si.013

UPOREDNA ANALIZA ZAHTEVA STANDARDA ISO 15614-1 I VGB-S-013 ZA ZAVARENE SPOJEVE ČELIKA X10CrMoVNb9-1

COMPARATIVE STUDY OF ISO 15614-1 AND VGB-S-013 REQUIREMENTS FOR WELDED JOINTS OF STEEL X10CrMoVNb9-1

Aleksandra Krstevska[1] 0000-0002-5596-6596, Filip Zdraveski[1] 0009-0008-9189-0753, Marjan Gavriloski[1] i Martin Petreski[1] 0000-0001-6308-3366

[1] University „Ss. Cyril and Methodius“ in Skopje, Faculty of Mechanical Engineering – Skopje, Rugjer Boshkovikj 18, P.O. Box 464, MK-1000 Skopje, R. Makedonija

E-mail: aleksandra.krstevska@mf.edu.mk, filip.zdraveski@mf.edu.mk, marjan.gavriloski@mf.edu.mk, martin.petreski@mf.edu.mk

Rezime: Martenzitni čelik X10CrMoVNb9-1 se široko koristi u komponentama visokih temperatura u elektranama gde su strogi zahtevi za zavarivanje i termička obrada (PWHT) važni kako bi se osigurao dugoročni bezbedan rad. Međunarodni standardi i tehnički propisi definišu različite kriterijume kvalifikacije za zavarene spojeve i parametre PWHT. Ovaj rad predstavlja uporednu analiza zahteva navedenih u ISO 15614-1 i VGB-S-013 za kvalifikaciju zavarenih spojeva od čelika X10CrMoVNb9-1. Analiza se fokusira na temperaturne opsege PWHT, vremena zadržavanja, kriterijume prihvatanja za mehanička svojstva i opšte specifikacije postupaka zavarivanja. Rad ističe kako različiti normativni pristupi mogu uticati na kvalifikaciju zavarenih spojeva u komponentama elektrana i pruža praktičan uvid u izbor i odobravanje postupaka zavarivanja. Predstavljena analiza pruža osnovu za dalje istraživanje metalurških i mehanički svojstva koji proizilaze iz standarda kvalifikacija postupka zavarivanja i zahteva tehničkih propisa.

Ključne reči: Čelik X10CrMoVNb9-1, standard ISO 15614-1, standard VGB-S-013, procedure zavarivanja, kriterijumi prihvatanja

Abstract: The martensitic steel X10CrMoVNb9-1 is widely used in high temperature components in power plants where strict welding and post weld heat treatment (PWHT) requirements are important to ensure long term safe operation. International standards and technical regulations define different qualification criteria for welded joints and PWHT parameters. This paper presents a comparative analysis of the requirements specified in ISO 15614-1 and VGB-S-013 guidelines for the qualification of welded joints in X10CrMoVNb9-1 steel. The analysis focuses on PWHT temperature ranges, holding times, acceptance criteria for mechanical properties and overall welding procedures specifications. The paper highlights how varying normative approaches can influence the qualification of welded joints in power plant components and provides practical insight involved in welding procedure selection and approval. The presented study provides a foundation for further investigation of the metallurgical and mechanical properties resulting from the standard that defines welding procedure specifications and technical regulations requirements.

Key words: X10CrMoVNb9-1 steel, ISO 15614-1 standard, VGB-S-013 standard, welding procedures, acceptance criteria

1. INTRODUCTION

Martensitic steel X10CrMoVNb9-1, commonly referred as P91, is one of the most widely used materials in high-temperature components of supercritical and ultra supercritical power plants due to its excellent creep resistance, high-temperature strength and long-term service stability. It is commonly used in superheaters, reheaters and steam pipelines operating under severe thermal and mechanical loading conditions, [1], [2]. Under such service environments, the quality of welded joints becomes one of the most important factors affecting component reliability and service life. Welding of X10CrMoVNb9-1 steel requires strict control of preheating, interpass temperature and post-weld heat treatment (PWHT) in order to avoid the formation of brittle martensitic structures in HAZ, high hardness and possibility to cracking, [3], [4]. Therefore, welding procedure qualification plays a key role in ensuring the integrity of welded joints.

This paper presents a comparative study of two different documents related with the qualification of welded joints. ISO 15614-1 is international standard for qualification of welding procedures for metallic materials, WPQR, [5]. VGB-S-013 is technical standard for construction and installation supervision in the manufacture and assembly of water-tube boilers and associated systems in thermal power plants [6]. VGB-S-013 cannot replace the requirements of ISO 15614-1, instead, it refers to them and complements the specific requirements for water-tube boilers in power plants. ISO 15614-1 specifies general hardness limits of the weld and impact energy requirements based on material grouping according to ISO 15608. Guidelines for power plant components like VGB-S may require more strict limits to ensure creep resistance and precent premature failure under high-temperature service conditions, [7], [8], [9]. The presented experimental results from dissimilar metal welds (DMW) between X10CrMoVNb9-1 martensitic steel and 12X18H12T austenitic stainless steel are used to discuss the two documents. Special attention is given to the use of PWHT and discussion of mechanical and microstructural properties of the welds [3], [10], [11].

Several researchers have investigated the welding behaviour and service performance of X10CrMoVNb9-1 steel and other creep-resistant steels used in thermal power plants. Klueh and Nelson reported that the long-term reliability of X10CrMoVNb9-1 welded joints is strongly influenced by the microstructural changes occurring in the heat-affected zone during welding and subsequent heat treatment,[8], [12]. Shibli and Starr demonstrated the importance of appropriate PWHT for achieving acceptable hardness levels and improved creep resistance in welded X10CrMoVNb9-1 components, [13]. Pandey et al. examined the microstructural evolution and mechanical properties of dissimilar welds between ferritic and austenitic steels, highlighting the beneficial role of nickel-based filler metals in reducing metallurgical incompatibilities, [14]. Recent studies investigated the mechanical properties, structural integrity, and repair welding procedures of dissimilar welded joints between X10CrMoVNb9-1 and 12X18H12T steels used in boiler components, [10] . These studies confirmed that thermal treatment significantly affects tensile strength, toughness, hardness distribution, and microstructural stability, indicating the need for a comprehensive evaluation of qualification requirements and acceptance criteria for such welded joints.

The aim of this paper is to compare the requirements of ISO 15614-1 and VGB-S-013 for welded joints in X10CrMoVNb9-1 steel with austenitic steel using experimental results obtained from mechanical and microstructural investigations of dissimilar welded joints between X10CrMoVNb9-1 and 12X18H12T stainless steel.

2. STANDARDS REQUIREMENTS

The experimental data is discussed according to ISO 15614-1 standard that specifies the requirements for the specification and qualification of welding procedures for metallic

materials. The martensitic steel X10CrMoVNb9-1 is classified in material group 6.4, according to ISO/TR 15608 and the hardness distribution in the welded joint should not exceed 350 HV. For dissimilar metal joints the tensile strength shall not be less than the minimal value specified for the parent material having the lowest tensile strength. The impact test shall be carried out on specimens from the HAZ in each parent metal and the absorbed energy shall be in accordance with the appropriate parent metal standard.

The VGB-S-013-00-2024-12-EN document is a technical standard developed by VGB PowerTech and serves as a guideline for quality assurance in the manufacture, inspection, and installation of water-tube boilers and their associated systems. The standard gives maximum HV10 hardness values in order to ensure adequate toughness and minimize the risk of brittle fracture during operation. For X10CrMoVNb9-1 steel, the maximum permissible hardness of the welded joint is ≤ 300 HV10, while the hardness in the heat-affected zone must not exceed ≤ 320 HV10. For the base material, the permissible hardness range is 200–260 HV10. These limits serve as acceptance criteria for evaluating the quality of the joint and indicate that the heat treatment has successfully reduced brittleness and residual stresses while ensuring adequate toughness of the component. Compliance with these limits minimizes the risk of cracking and contributes to the reliable long-term operation of components exposed to elevated temperatures and stresses.

ISO/TR 14745:2015 provides steps for the selection of post-weld heat treatment (PWHT) parameters for steels, including the holding temperature and holding time, depending on the material group and thickness, [15]. The martensitic creep-resistant steel X10CrMoVNb9-1 belongs to material group 6.4 according to ISO/TR 15608. For this material, ISO/TR 14745 recommends a PWHT holding temperature in the range of 730–770 °C. The required holding time depends on the thickness of the X10CrMoVNb9-1 component: 30 min for material thicknesses ≤ 12mm, $2t_{min}$, with a minimum holding time of 60 min, for 12 < t ≤ 60mm, and 90+ t_{min} for thicknesses exceeding 60 mm. In this study, PWHT was applied only to X10CrMoVNb9-1 side of the dissimilar welded joint. Therefore, considering the investigated material thickness of 5 mm, the recommended minimum holding time according to ISO/TR 14745 is 30 min. The applied PWHT temperature of 760 °C is within the recommended temperature range for X10CrMoVNb9-1.

3. MATERIALS AND METHODS

Two different parent materials were part of the experimental work. A dissimilar weld was created between martensitic steel X10CrMoVNb9-1 and austenitic stainless steel 12X18H12T with dimensions ø32 mm × 5 mm. TIG 141 welding process was used with nickel-based filler metal NiCr20Mn3Nb (Thermanit Nicro 82).

The main investigation was carried on the martensitic pipe with small dimensions in addition to analyze the hardness distribution and microstructural characterization of the DMW. The preparation of the welds is given in Table 1.

Table 1 Preparation of parent material X10CrMoVNb9-1 and creating DMW

X10CrMoVNb9-1	Preheating (°C)	Buttering layer	PWHT (°C)	Welding process	DMW
Group A	20	NiCr20Mn3Nb	20	TIG 141 (NiCr20Mn3Nb)	12X18H12T
Group B	250	NiCr20Mn3Nb	760	TIG 141 (NiCr20Mn3Nb)	12X18H12T

On Figure 1 is graphically presented the DMW. The length of the buttered layer after machining is about 5mm in order to avoid the carbon migration and hardness variations in the heat affected zone. The post-weld heat treatment was carried out in accordance with the

recommended procedures for welding martensitic steel X10CrMoVNb9-1, at a temperature of 760°C with a holding time of 30 min, according to ISO/TR 14745. Cooling was carried out by gradually reducing the temperature in the furnace at a rate of approximately 150° per hour until reaching 400°, and then the samples were cooled in air, [9]. The TIG 141 process was used for welding the steels, performed at parameters of 90 A and 10 V.

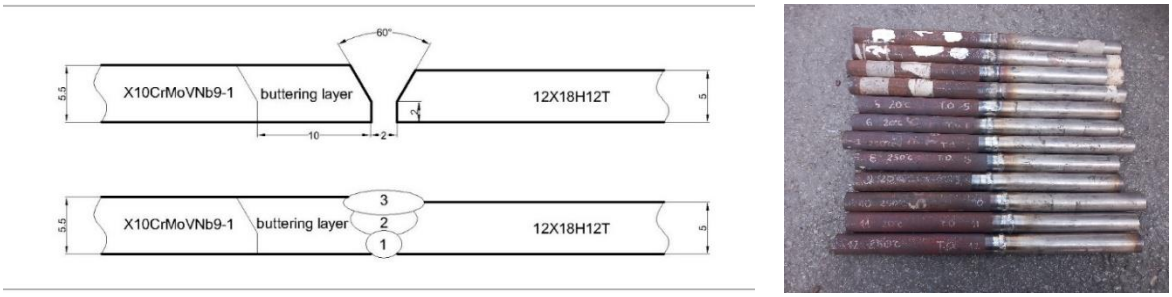


Figure 1 Dissimilar metal welds of X10CrMoVNb9-1 and 12X18H12T

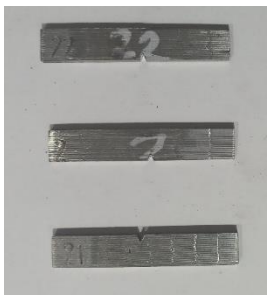
3. EXPERIMENTAL RESULTS

In Table 2 are presented the mechanical properties of DMWs, toughness in the weld metal and HAZ in both parent materials, hardness in HAZ1 (parent material X10CrMoVNb9-1) in upper and lower zone in the HAZ and tensile strength.

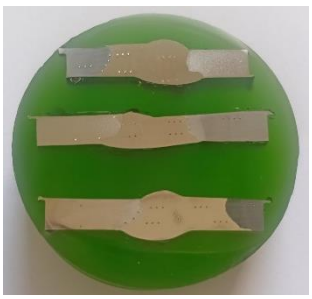
Table 2 Mechanical properties of the DMWs

DMW	Toughness HAZ2 [J]	Toughness WM [J]	Toughness HAZ1 [J]	Hardness HAZ1 HV10 (lower zone)	Hardness HAZ1 HV10 (upper zone)	Tensile strength [MPa]
Group A	25,17	34,87	24,23	263,471	234,385	637,00
Group B	25,13	38,27	33,10	230,249	251,124	640,00

The toughness was tested according to ISO 9016 and ISO 148-1 on probes with V-notch and reduced dimensions 10x2,5x55 mm, [16], [17]. Hardness values were determined according to EN ISO 9015-1 with Vickers method HV10, [18]. The hardness was measured through the weld, parent material, HAZ, buttered layer, weld metal. Due to susceptibility of cracking of martensitic steel X10CrMoVNb9-1 in this paper will be analyzes the hardness values in HAZ 1 (parent material X10CrMoVNb9-1). The tensile test was performed in accordance with EN ISO 4136 [19] where the results of tensile strength are given in the paper. On Figure 2 are presented the experimental probes.



Reduced V-notch probe



Measurement points for hardness



Tensile test – fracture of welded joints

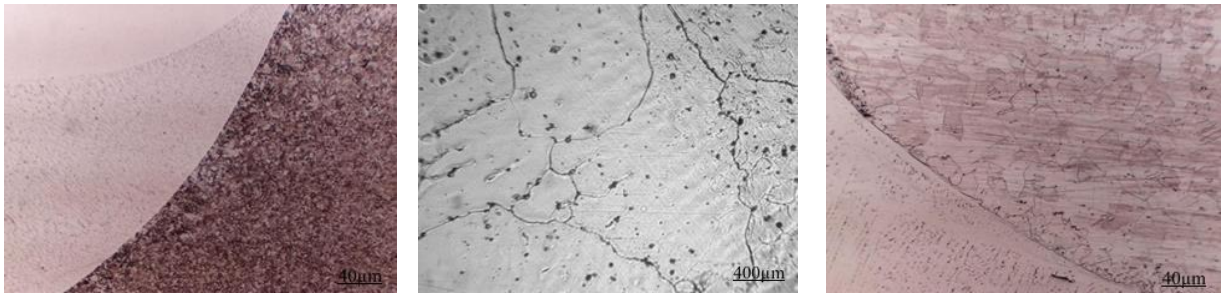
Figure 2 Probes for mechanical testing

A comparative study of the mean values of toughness, hardness and microstructure of the welded joints obtained with two different combinations of preheating and heat treatment is made in Table 3. The toughness of the base material X10CrMoVNb9-1 is 23 J in conditions without heat treatment, while after the applied heat treatment it increases to 27.8 J. Similar trend is observed in HAZ1 where toughness is around 24 J in joints without heat treatment, and after treatment it increases to approximately 33 J, which is clear evidence of structural stabilization and improved toughness.

The hardness of the base material is 241 HV before heat treatment and decreases to 231 HV after PWHT, which is expected due to the tempering of the martensite needles. In both cases hardness varies between 230 ÷ 263 HV10 and both groups show tempered martensite, which shows satisfactory hardness below the range of 350 HV for welded joints of X10CrMoVNb9-1 (group 6.4) and toughness higher than parent material or bellow 320 HV as required in VGB-S-013.

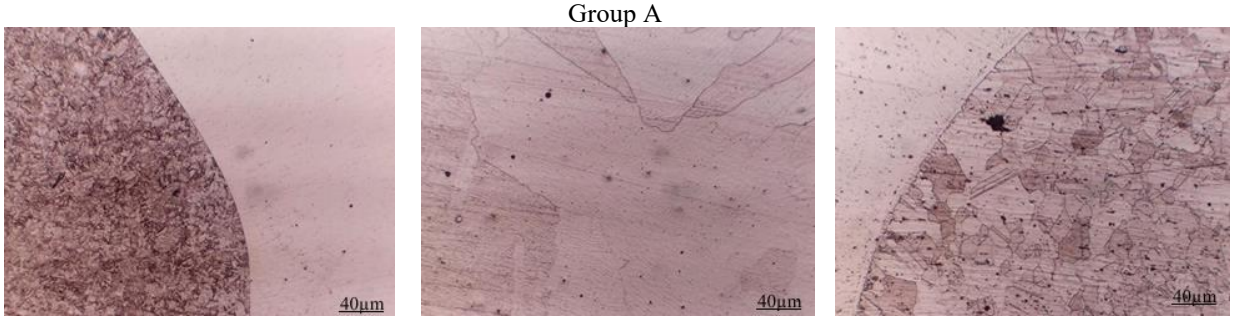
Table 3 Comparative analysis of hardness and toughness of DMW

DMW	**Toughness X10CrMoVNb9-1**	**Toughness HAZ1**	**Hardness X10CrMoVNb9-1**	**Hardness HAZ1 lower zone**	**Hardness HAZ1 upper zone**	**Microstructure**
Group A	23	24,23	241	263,471	234,385	Tempered martensite
Group B	27,8	33,10	231	230,249	251,124	Tempered martensite



a) HAZ1 (X10CrMoVNb9-1) b) Weld metal c) HAZ2 (12X18H12T)

Group A



a) HAZ1 (X10CrMoVNb9-1) b) Weld metal c) HAZ2 (12X18H12T)

Group B

Figure 3 Metallographic analysis of welded joints

A martensitic matrix with prior-austenite grains is shown in Figure 3a. The typical structure of this steel consists of a tempered martensitic lattice containing finely dispersed precipitates, including carbides. Regarding the butter layer and the weld metal, Figure 3b), it can be

observed that the weld consists of a coarse-grained austenitic structure, Figure 3c) which is characteristic of austenitic stainless steels. Metallographic analysis of the austenitic steel reveals a characteristic granular structure with clearly defined grain boundaries and a relatively homogeneous matrix, free of carbide precipitates.

4. COMPARATIVE STUDY OF THE RESULTS

The analysis of mechanical properties was performed to evaluate the influence of PWHT to mechanical properties of DMW of X10CrMoVNb9-1 of small dimensions tubes. The hardness distribution of the probes shows lower variation of the values in upper and lower zone of HAZ1 which indicated stable microstructure. The highest value of 263 HV10 of the probe without PWHT does not indicate brittle martensitic structure and is in the acceptable range according to ISO 15614-1, bellow 350 HV. According to VGB-S technical standard the hardness for HAZ is below 320 HV10 which is still in the permissible range. It can be notable that the combination with PWHT shows smaller hardness values which is in accordance with the tempered martensitic structure and highest toughness.

The toughness has highest value in Group B combination in all analyzed zones and especially in HAZ1 which indicates stable microstructure. The probes without PWHT show same toughness in HAZ1 as parent material X10CrMoVNb9-1. Tensile strength in both combinations is according to the parent material and is with acceptable values according to the requirements of ISO 15614-1. From the obtained results can be concluded that both experimental combinations have acceptable value according to both standards especially in the limitations of hardness in HAZ.

From the experimental work can be concluded that both combinations give acceptable values especially in limitations in hardness in HAZ and tensile strength. Group A also meets the requirements of the standard including the hardness limit but shows lower values for toughness in HAZ1 compared to the other combination. The most suitable combination, group B, provides highest toughness, lower hardness values and good mechanical properties, indicating a stable microstructure and lowest risk of brittle fracture. The hardness and toughness of welded joints represent an indirect but important parameter for characterizing the microstructure in different zones.

5. CONCLUSION

A comparative study of the requirements defined in ISO 15614-1 and VGB-S-013 is related to hardness limits where ISO 15614-1 permits a maximum hardness of 350 HV for material group 6.4, while VGB-S-013 limits the weld metal hardness to 300 HV10 and the HAZ hardness to 320 HV10. Therefore, while ISO 15614-1 provides general qualification requirements applicable to a wide range of welded structures, VGB-S-013 as technical standard complement the requirements aimed only to increase operational safety and durability of critical power plant components.

The obtained results show that all tested combinations are within the permissible limits for mechanical properties under considered standards. Although heat treatment is expected to contribute to the most favorable properties primarily by reducing the hardness and stabilizing the microstructure, the welds made without heat treatment also demonstrate mechanical characteristics that remain within acceptable limits. The fact that the welds without heat treatment also achieve hardness values similar to those with heat treatment, and their toughness in HAZ remains within the limits of the base material, is an important indication that the investigated DMW with small wall thickness can be applied as temporary repair solution. This is of particular interest for industrial practice, where performance without heat treatment may be sometimes necessary for certain temporary repairs or limited operating conditions.

REFERENCES

[1] J. Parker, “EPRI Project Guidelines and Specifications for High-Reliability Fossil Power Plants Best Practice Guideline for Manufacturing and Construction of Grade 91 Steel Components,” 2011. [Online]. Available: www.epri.com

[2] J. Pecha, D. Stano, and O. Peles, “Welding Of 9% Cr Creep Resisting Steels for Power Engineering Equipment.”

[3] A. Krstevska, F. Zdraveski, M. Gavriloski, E. Doncheva, and M. Petreski, “Review of current welding technology and literature review of weld repair without post-weld heat treatment for X10CrMoVNb9-1 steel in dissimilar metal welds,” *Procedia Structural Integrity*, vol. 72, pp. 172–180, 2025, doi: 10.1016/j.prostr.2025.08.089.

[4] M. Consonni and D. J. Abson, “INVESTIGATION OF WELD REPAIR WITHOUT POST-WELD HEAT TREATMENT FOR P91 ISTRAŽIVANJE REPARATURE ZAVARENOG SPOJA BEZ NAKNADNE TERMIČKE OBRADE NA ČELIKU P91 Originalni naučni rad / Original scientific paper.”

[5] International Organization for Standardization, “ISO 15614-1 Specification and qualification of welding procedures for metallic materials-Welding procedure test-Part 1: Arc and gas welding of steels and arc welding of nickel and nickel alloys,” 2017. [Online]. Available: www.iso.org

[6] VGB PowerTech, “Construction and installation supervision in the manufacture and assembly of water-tube boilers and associated systems in thermal power plants,” 2014.

[7] F. Khan, S. Mahajan, W. N. Khan, and R. Chhibber, “Mechanical, microstructure, and hot corrosion investigations on P22/P91 dissimilar tungsten inert gas weld,” *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications*, vol. 235, no. 9, pp. 2128–2141, Oct. 2021, doi: 10.1177/14644207211021941.

[8] R. L. Klueh, “Elevated temperature ferritic and martensitic steels and their application to future nuclear reactors,” Oct. 2005. doi: 10.1179/174328005X41140.

[9] A. Krstevska, M. Poser, and F. Zdraveski, “Weldability between steel type 304H and steel type P91 for high temperature applications,” *Zavarivanje i zavarene konstrukcije*, vol. 68, no. 4, pp. 29–36, 2023, doi: 10.5937/zzk2301029K.

[10] A. Krstevska, F. Zdraveski, M. Gavriloski, and M. Petreski, “Mechanical properties of steel P91 and steel 12X18H12T in dissimilar pipe welds used in boiler components,” 2023.

[11] A. Krstevska, D. Runchev, and F. Zdraveski, “Welding technology of martensitic steel P91 and austenitic steel 304H-State of the art,” 2023, doi: 10.1007/978-981-16-3641.

[12] R. L. Klueh *et al.*, “Ferritic/martensitic steels – overview of recent results,” *Journal of Nuclear Materials*, vol. 307–311, no. 1 SUPPL., pp. 455–465, Dec. 2002, doi: 10.1016/S0022-3115(02)01082-6.

[13] A. Shibli and F. Starr, “Some aspects of plant and research experience in the use of new high strength martensitic steel P91,” *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, vol. 84, no. 1–2, pp. 114–122, Jan. 2007, doi: 10.1016/j.ijpvp.2006.11.002.

[14] C. Pandey and M. Mahapatra, “Evolution of phases during tempering of P91 steel at 760°C for varying tempering time and their effect on microstructure and mechanical properties,” *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part E: Journal of Process Mechanical Engineering*, vol. 231, no. 6, pp. 1141–1161, Dec. 2017, doi: 10.1177/0954408916656678.

[15] European Commitee for Standardization, “ISO/TR 14745 Welding - Post-weld heat treatment parameters for steels,” 2015.

[16] International Organization for Standardization: ISO/DIS 4063:2020, “ISO 148-1:2016 Metallic materials - Charpy pendulum impact test,” 2016. [Online]. Available: www.iso.orgiTehSTANDARDPREVIEW

[17] International Organization for Standardization: ISO/DIS 4063:2020, “ISO 9016:2022 Destructive tests on welds in metallic materials — Impact tests — Test specimen location, notch orientation and examination,” 2022.

[18] International Organization for Standardization: ISO 9015-1, “Destructive tests on welds in metallic materials — Hardness testing,” 2001. [Online]. Available: www.iso.ch

[19] International Organization for Standardization: ISO 4136:2022, “Destructive tests on welds in metallic materials-Transverse tensile test,” 2022. [Online]. Available: www.iso.org

Broj rada: 3.4
DOI: 10.65156/wws.sjdp.si.014

ZAVARIVANJE BAKARNIH ŠINA U HE BAJINA BAŠTA

WELDING OF COPPER RAILS AT HPP BAJINA BAŠTA

Mića Đorđević, diplomirani mašinski inženjer, ORCID broj: 0009-0005-7891-1853

"Tehweld" d.o.o. Loznica, Banjska br. 7, 15300 Loznica, Republika Srbija

tehweld@yahoo.com

Rezime:
U radu su dati opšti podaci o bakru kao i specifičnosti koje se javljaju pri zavarivanju. Zadatak je bio da se prvo izvrši rezanje Cu šina kako bi mogli da se izvade strujni namotaji – strujnjaci, a zatim postave novi. Dimenzija bakarnih šina je 25 x 200mm x *l*. Kroz navedeni presek prolazi struja jačine 16533 A i snage 315 000 KW. Agregat je izradila „Toshiba" iz Japana, 1982. god. Specifičnost ovog posla bila je u tome što je trebalo da se sačuva izolacija na šinama i strujnjacima. U isto vreme neophodno je da se Cu šina predgreva na 700^0C i da se vrši intenzivno hlađenje šine na udaljenosti oko 300mm od šava.
Zavarivanje je izvedeno poluautomatskim MIG-postupkom. Prostor gde se radilo je vrlo skučen što je dodatno otežavalo rad i zahtevalo ozbiljnu zaštitu zdravlja ljudi jer su isparenja bakra otrovna.
Nakon zavarivanja i brušenja površine i korena, zavarena mesta su ispitana penetrantima i ultrazvukom.

Ključne reči: zavarivanje bakra, predgrevanje, brušenje.

Abstract
The paper presents general data on copper as well as specific characteristics encountered during its welding. The initial task was to cut the copper (Cu) busbars in order to remove the existing current-carrying coils and install new ones. The dimensions of the copper busbars are 25 × 200 mm × *l*. A current of 16,533 A and a power rating of 315,000 kW pass through the specified cross-section. The generating unit was manufactured by Toshiba, Japan.
A specific challenge of this task was the requirement to preserve the insulation on both the busbars and the coils. Simultaneously, it was necessary to preheat the Cu busbar to 700 °C while intensively cooling it at a distance of approximately 300 mm from the weld seam.
Welding was carried out using a semi-automatic MIG process. The workspace was extremely confined, which further complicated the operation and demanded strict occupational health and safety measures due to the toxicity of copper fumes.
Following welding and the grinding of both the face and root of the weld, the joints were inspected using liquid penetrant and ultrasonic testing methods.

Keywords: copper welding, preheating, grinding.

1. UVOD

Osobine bakra

Posle srebra bakar je najbolji provodnik struje i toplote pa mu je najveća primena u elektrotehnici (Cu 99,5-99,9%) . Zbog navedenih osobina odvođenja toplote otežano je zavarljiv. Najčešće se zavarivanje vrši TIG i MIG-postupkom. Sa povećanjem debljine povećava se i problematika zavarivanja. Da bi zavarivanje bilo uspešno, bakar zahteva snažne uplive toplote i neophodno je da se primene neke mere.

Problematika zavarivanja

a) Osnovno je predgevanje. Bakar šest puta brže odvodi toplotu od čelika. Zbog toga nije dovoljna samo toplota koju ostvaruje električni luk, već je kod određenih debljina neophodno vršiti predgrevanje koje omogućava zajedno sa energijom električnog luka da se stvori neophodna zavarivačka kupka što je uslov za dobro kvašenje tj. zavarivanje bez nalepljivanja.

b) Problem stvaranja krupnih, usmerenih kristala koji su izduženi u pravcu odvođenja, širenja toplote. Zato predgrevanje, tj. unos toplote mora biti snažno i brzo.

c) Bakar u tečnom stanju lako upija kiseonik i vodonik.

d) Obrazovanje toplih i hladnih prslina (u zavisnosti od primesa)

Prostor u kome se vršilo zavarivanje je skučen i to je predstavljalo dodatni problem jer je poznato da su bakarna isparenja otrovna. Zbog toga se koristila specijalna maska sa filterima.

2. RAD

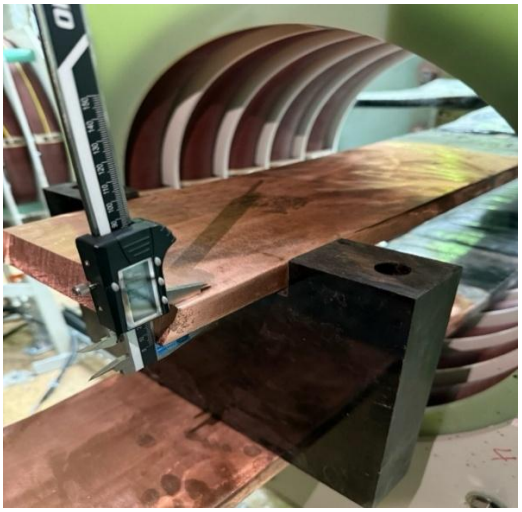
2.1. Priprema za zavarivanje

2.1.1. Električni provodnici, šine, su izrađene od elektrolitičkog bakra: Cu 99,9%. Na jednoj mašini postoje tri faze, a svaka faza ima dve šine dimenzija 25x200xL.

2.1.2. Da bi se izvršila zamena strujnih namotaja (strujnjaka) bilo je neophodno da se Cu šine preseku na najpovoljnijem mestu. Rezanje je izvršeno mehaničkim putem sa ručnim cirkularom i testerom sa tvrdim metalom (widiom).



Slika 1a) strujnjak



1b) prikaz Cu šine koja prolazi kroz strujnjak

Pri rezanju odmah je formiran žleb. Stranice su rezane pod uglom od 30^0 i tako je ostvaren žleb od 60̊ sa grlom žleba 3-4mm.



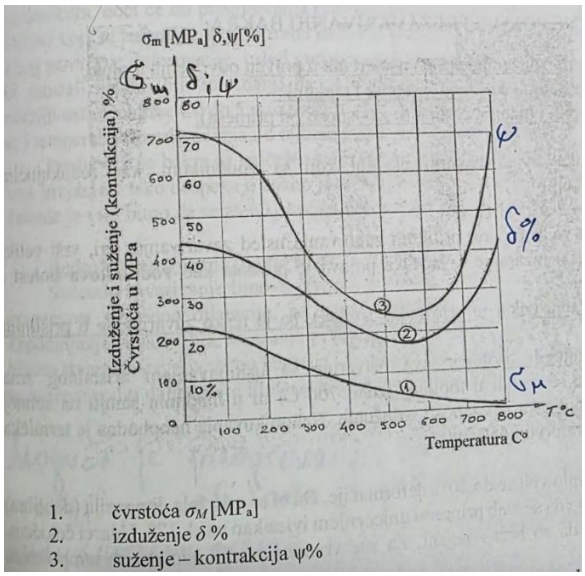
Slika 2. Pripremljen žleb sa podloškom od grafita

2.1.3. Po presecanju šina izvršena je zamena strujnih namotaja (strujnjaka, izvadili su se stari i zamenili novim) i pristupilo se pranju žleba alkoholom 70% nakon čega je moglo da se mehanički očisti žleb čeličnim četkama od inoxa.

2.1.4. Predgrevanje je vršeno butanom i kiseonikom sa dva snažna gorionika. Grejanje je bilo intenzivno kako bi vreme predgrevanja bilo što kraće da se ne bi stvarali previše krupni i usmereni – izduženi kristali. Temperatura od 700^0C postignuta je za desetak minuta. Na odstojanju od žleba levo i desno za oko 300mm bila je obmotana oko šine pamučna krpa koja je sve vreme grejanja i varenja polivana vodom da se spreči širenje toplote koja bi sagorela izolaciju.



Slika 3. a) i b) Predgrevanje i kontrola temperature



Slika 4. Uticaj temperature na mehaničke osobine bakra

2.2. Zavarivanje

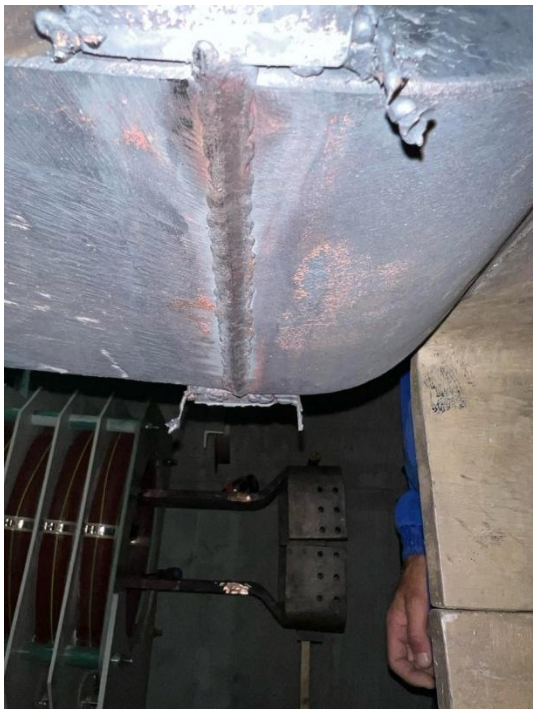
2.2.1. Formiran žleb je fiksiran uvodnim i izvodnim Cu pločicama debljine 5mm koje su privarene na hladno kratkim zavarima za Cu šine. Pločice nisu pružale neku čvrstoću, ali su zadovoljavale da se sa njih započne i završi koreni zavar. Koren je oblikovan kanalom u grafitu koji je bio podloga.



Slika 5. Zavarivanje



Slika 6. Maske za zavarivanje sa filterom



Slika 7. Izgled provara - korena



Slika 8. Završeno zavarivanje

2.2.2. Dodatni materijal

Kao dodatni materijal za MIG zavarivanje upotrebljena je žica MIG CuAg1 Ø 1,2mm. Srebro ima ulogu da usitnjava kristalno zrno i da bolje kvasi tj. razliva kupku. Ag u količini do 1% ima ulogu da usitnjava kristalno zrno i da bolje kvasi, tj. razliva kupku.

Tabela br. 1 Hemijski sastav žice (%)

Cu	Ag	P	Mn	Fe	**Ostali elementi**
Ostalo	1 ,0	< 0,04	< 1,0	< 0,03	< 0,50

Tabela br. 2 Mehaničke osobine čistog metala šava

	Napon tečenja R_p N/mm^2	Zatezna čvrstoća R_m N/mm^2	Izduženje A_5 %	Tvrdoća HB
MIG Cu Ag	> 80	> 200	> 20	200

Tabela br. 3 Parametri zavarivanja

R. br.	**Parametri**		**Koren**	**Popuna**
1.	T – predgrevanje	[^{0}C]	650-700	650-700
2.	Jz – struja zav.	[A]	240	275
3.	Uz – napon zavarivanja	[V]	24,2	26,5
4.	Vž – brzina žice	[m/min]	11,5	12
5.	Vz – brzina zavarivanja	[mm/s]	3,3	3,3
6.	Q – protok argona	[l/min]	15	15
7.	Prečnik žice Ø	[mm]	1,2	1,2

Zastitni gas: argon, Ar (I1 po EN 439).

2.2.2. Svaki zavar je očišćen četkanjem, dogrevan, prokivan kratko pneumatskim čekićem i tada je bilo spremno za zavarivanje drugog sloja.

Završni var je prokivan snažno čekićem, ručno. Na taj način je izvršena plastična deformacija vara u dubinu. Pošto je prokivanje izvršeno na vruće, nije bila potrebna operacija TO. Prokivanjem pneumatskim čekićem ne postiže se dubinska deformacija vara. tj. usitnjavanje zrna.

2.2.2.1. Prokivanje radi usitnjavanja kristalnog zrna

Bakar se prokiva ili na hladno, pa se vrši dogrevanje na 700-800^{0}C, ili na toplo što ne zahteva naknadno grejanje. U temperaturnom intervalu 350^{0}C do 650^{0}C ne sme da se vrši hladna deformacija tj. prokivanje što je vidljivo iz priloženog dijagrama (slika br.4). Struktura Cu je posle prokivanja i termičke obrade odžarivanja na 650^{0}C do 750^{0}C sitnozrna (kao valjana).

2.3. Brušenje zavara

Posle hlađenja (može i da se ubrza polivanjem vodom), vršeno je brušenje lica i korena zavara ručnim brusilicama uz upotrebu, prvo grubog, potom finog brusnog papira.



Slika 9 Izbrušen zavar

2.4. Kontrola zavara

Kontrola je obuhvatala:

- Vizuelni pregled: nije primećeno da ima zajeda
- Penetrantima: nije bilo identifikacija tipa pora niti prskotina



Slika 10 Primer Pt kontrole

Ultrazvukom je utvrđena homogenost, bez prisustva lunkera, pora, prskotina, nalepljivanja.



Slika 11. Kontrola ultrazvukom Krautkrämer USK7

3. ZAKLJUČAK

Zavarivanje je urađeno u kratkom roku. Kompletan posao je obavljen za četiri dana. Jedan dan za rezanje, dva dana za zavarivanje 6 spojeva i jedan dan za brušenje i kontrolu.

Najobjektivniji podatak o kvalitetu urađenog posla ogleda se u toku rada. Nakon puštanja mašine u rad nije ustanovljeno nikakvo dodatno zagrevanje na zavarenim mestima.

Deo izolacije na šinama je izgoreo i njega je trebalo naknadno izbrusiti kako bi se izvršila korektno kompletna izolacija.

Jedan agregat je rađen i zavarivan 2024. godine, a drugi 2025. godine.

LITERATURA

[1] Đorđević Mića, Priručnik za zavarivače, Drugo dopunjeno izdanje 2020., Tehweld doo Loznica, Srbija

[2] Stanković Vukosava, Mašinski materijali sa termičkom obradom I deo (1983), VTŠ, Novi Sad

[3] Katalog elektroda Jesenice, Elektrode Jesenice doo (2012.), Cesta Zelezarjev 8, Jesenice

Broj rada: 3.5
DOI: 10.65156/wws.sjdp.si.015

TEHNOLOŠKE I METALURŠKE KARAKTERISTIKE MIG LEMLJENJA NA PRIMERU SPAJANJA ALUMINIJUMSKE BRONZE I KONSTRUKCIONIH ČELIKA

TECHNOLOGICAL AND METALLURGICAL CHARACTERISTICS OF MIG SOLDERING ON THE EXAMPLE OF JOINING ALUMINUM BRONZE AND STRUCTURAL STEEL

Marko Maričić, struk. inž. maš.[1], ORCID broj: 0009-0001-2887-4557, Svetlana Jocić, dipl. maš. inž.[2], dr Marija Vukšić Popović, dipl. maš. inž.[3], Ivan Stojčić, dipl. maš. inž.[1], Milorad Kočić, master inž. maš.[4], Stefan Dikić, master inž. metalurgije[5,6] ORCID broj: 0000-0003-2700-0628

[1]TMS CEE d.o.o. Beograd, Rudnička 14, 11118 Beograd, [2]GOŠA MONTAŽA DOO BEOGRAD, Knićaninova 3, 11000 Beograd, [3]Akademija tehničko-umetničkih strukovnih studija Beograd, Odsek Visoka železnička škola, Zdravka Čelara 14, 11000 Beograd, [4]SIGMA LAB DOO, Solunska 8, 11420 Smederevska Palanka, [5] Institut GOŠA DOO Beograd, Milana Rakića 35, 11000 Beograd, [6] Tehnološko-metalurški fakultet Univerzitet u Beogradu, Karnegijeva 4, 11000 Beograd, Srbija

E-mail: marko.maricic@tms.rs, svetlana.jocic@gosamontaza.rs, marija.vuksic.popovic@vzs.edu.rs, ivan.stojcic@tms.rs, office@sigmalab.rs, stefan.dikic@institutgosa.rs

Rezime: MIG lemljenje, klasifikovano kao postupak 973 prema standardu SRPS EN ISO 4063:2023 [1], predstavlja postupak spajanja u kome se koristi električni luk između topljive elektrode i osnovnog materijala, pri čemu se osnovni materijal ne topi, već se spoj ostvaruje topljenjem dodatnog materijala niže temperature topljenja. Međutim, kako se u primeni može zahtevati spajanje materijala kod kojih se ne zahteva topljenje osnovnog sa onima kod kojih se to zahteva, ovaj rad daje sistematski pregled procesa MIG lemljenja sa aspekta normativne klasifikacije, teorijskih osnova, metalurških mehanizama nastajanja veze i ključnih procesnih parametara na primeru spajanja aluminijusmke bronze legure AMPCO®18 i konstrukcionog čelika SRPS EN 10025-2 - S355J2+N. Akcenat je stavljen na razliku u odnosu na konvencionalno MIG zavarivanje, kao i na industrijsku primenu postupka 973 u skladu sa važećim ISO i EN standardima. Rezultati ispitivanja reprezentativnih uzoraka pokazuju da je odabrana adekvatna tehnologija lemljenja i da kao takva omogućava uspešnu primenu u praksi i primeni.

Ključne reči: materijali, aluminijumska bronza, konstrukcioni čelik, kvalifikacija tehnologije, zavarivanje, lemljenje, lemljenje električnim lukom

Abstract: MIG soldering, classified as process 973 according to SRPS EN ISO 4063:2023 [1], is a joining process that uses an electric arc between a consumable electrode and the base material. In this process, the base material remains unmelted, while the joint is formed by melting a filler material with a lower melting temperature. Since industrial application may require the joining of materials that are difficult or unsuitable to join by conventional fusion welding, this paper provides a systematic overview of the MIG brazing process from the perspective of normative classification, theoretical foundations, metallurgical bonding

mechanisms and key process parameters. The analysis is presented through the example of joining AMPCO®18 aluminium bronze and structural steel SRPS EN 10025-2 - S355J2+N, with particular emphasis on the difference compared to conventional MIG welding, as well as on the industrial application of process 973 in accordance with the current ISO and EN standards. The obtained results show that an adequate soldering technology was selected, enabling the successful application of this joining method in practice.

Key words: materials, aluminium bronze, structural steel, procedure qualification, welding, brazing, electric arc brazing

1. UVOD

Razvoj savremenih konstrukcija i sve veća upotreba raznorodnih materijala doveli su do potrebe za postupcima spajanja koji omogućavaju pouzdanu metaluršku vezu uz ograničen unos toplote. Svedoci smo poslednjih godina da posebno mesto u toj oblasti sve više zauzima i MIG lemljenje, koje kombinuje visoku produktivnost postupaka sa električnim lukom i metalurške principe lemljenja.

Prema standardu SRPS EN ISO 4063 [1], MIG lemljenje je klasifikovano kao postupak 973 – lemljenje električnim lukom sa topljivom elektrodom u zaštiti inertnog gasa (Arc brazing). U poređenju sa MIG zavarivanjem (postupak 131), pri spajanju postupkom 973 osnovni materijal ostaje u čvrstom stanju. Time se izbegava odvijanje nepovoljnih mikrostrukturnih transformacija i nastanak visokih zaostalih napona.

Ovakav pristup je bio neophodan pri spajanju aluminijumske bronze, komercijalne oznake proizvođača AMPCO®18, i konstrukcionog čelika kvaliteta S355J2+N. Za potrebe izrade ovog spoja, od posebnog značaja je bilo i da se kvalitet izvedenog spoja potvrdi kvalifikovanom tehnologijom lemljenja prema SRPS EN 13134:2008 [4], što je ujedno bio i zahtev vlasnika opreme i investitora.

Predmet ovog rada bio je definisanje, osvajanje, na kraju i kvalifikovanje tehnologije lemljenja, ali uz ključan osvrt na tehnološke i metalurške aspekte MIG lemljenja, u odnosu na konvencionalno MIG zavarivanje. Rezultatima ispitivanja reprezentativnih uzoraka će biti potvrđeno da je odabrana adekvatna tehnologija lemljenja i da kao takva omogućava uspešnu primenu u praksi, u skladu sa relevantnim normama za odobrenje tehnologije lemljenja, odnosno prema SRPS EN 13134:2008 [4].

2. TEHNOLOŠKI I METALURŠKI ASPEKTI MIG LEMLJENJA

2.1 Poređenje postupaka MIG zavarivanja i lemljenja

Osnovna razlika između postupaka 973 i 131 ogleda se u termičkom režimu procesa. Kod MIG lemljenja temperatura procesa ostaje ispod temperature solidusa osnovnog materijala, dok se dodatni materijal topi i razliva po zagrejanoj površini osnovnog materijala. Načelne karakteristike oba procesa su prikazana u Tabeli 1.

Tabela 1. Karakteristike MIG zavarivanja i lemljenja

Karakteristika	MIG zavarivanje (131)	MIG lemljenje (973)
Maksimalna temperatura	> 1500ºC	> 1000 – 1100ºC
Topljenje osnovnog materijala	Da	Ne
Unos toplote	Visok, najčešće između 0,6 – 1,5 KJ/mm	Nizak, najčešće između 0,2 – 0,6 KJ/mm

Širina zone uticaja toplote (ZUT)	Velika	Mala
Zaostali naponi	Visoki	Niski
Metalurški spoj	Livena struktura (zavareni spoj)	Difuziono-adhezivni, zalemljeni spoj

U poređenju sa MIG zavarivanjem, kod MIG lemljenja se primenjuju:

- niže vrednosti struje i napona,
- stabilan kratak luk,
- često pulsni režim rada radi precizne kontrole unosa toplote,
- drugačija vrsta dodatnog materijala, koja je kod lemljenja definisana standardom SRPS EN ISO 17672 [2]. Najčešće korišćeni dodati materijali su na bazi CuSi legure (često u automobilskoj industriji), kao i CuAl legure (za spojeve sa povećanim zahtevima za čvrstoću i otpornost). Primarno se koriste inertni gasovi, kao što je argon I1 prema SRPS ISO 14175 [3], ili mešavine Ar/He, oznake SRPS EN ISO 14175 – I3 [3]. Upotreba aktivnih gasova se izbegava zbog oksidacije dodatnog materijala i smanjenja kvašljivosti.

Termički ciklus MIG lemljenja značajno se razlikuje od termičkog ciklusa klasičnog MIG zavarivanja, prvenstveno zbog namerno ograničenog unosa toplote i izbegavanja topljenja osnovnog materijala. Termički ciklus obuhvata sledeće faze:

- lokalno zagrevanje osnovnog materijala električnim lukom,
- topljenje dodatnog materijala (lema),
- razlivanje i kvašenje površine osnovnog materijala,
- kratkotrajno zadržavanje na povišenoj temperaturi,
- hlađenje i očvršćavanje lema.

Za razliku od zavarivanja, maksimalna temperatura u zoni spoja ostaje ispod temperature solidusa osnovnog materijala, ali je iznad temperature likvidusa dodatnog materijala i spoj se formira kroz sledeće faze:

- zagrevanje osnovnog materijala električnim lukom,
- topljenje dodatnog materijala,
- kvašenje i razlivanje lema po površini osnovnog materijala,
- difuzija atoma na međupovršini,
- očvršćavanje lema i formiranje spoja.

Kapilarni efekat i dobra kvašljivost predstavljaju ključne preduslove za kvalitetan spoj.

2.2 Metalurški aspekti MIG lemljenja

Osnovni termički uslov MIG lemljenja može se izraziti relacijom:

$$T_{likvidus,\ lem} < T_{maks.} < T_{solidus,\ OM}$$

gde su:

- $T_{likvidus,\ lem}$ – temperatura likvidusa dodatnog materijala,
- $T_{maks.}$ – maksimalna temperatura u zoni spoja,
- $T_{solidus,\ OM}$ – temperatura solidusa osnovnog materijala.

Topljenje čelika i aluminijumskih bronzi karakteriše temperaturni opseg. Približne vrednosti temperature koja predstavlja temperaturu početka topljenja/završetka očvršćavanja za čelik

S355 iznosi $T_{solidus} \approx 1450 - 1500^{o}C$, dok za aluminijumske bronze i dodatne materijale na bazi CuAl interval očvršćavanja iznosi $T_{solidus} - T_{likvidus} \approx 1030 - 1070^{o}C$. Upravo ovako širok temperaturni opseg između solidus temperature čelika i likvidus temperatura aluminijumske bronze i dodatnog materijala omogućava topljenje lema bez stvaranja zavarenog spoja.

Što se tiče same raspodele temperature i zone uticaja toplote (ZUT), kod MIG lemljenja, zona uticaja toplote (ZUT) u osnovnom materijalu je znatno uža nego kod zavarivanja, ne dolazi ili su manje izražene fazne transformacija kod niskougljeničnih čelika, i minimalne su promene tvrdoće i napona.

Iako je termički gradijent izražen, vreme trajanja izloženosti materijala povišenim temperaturama je kratko, što ograničava difuzione procese u čeliku. Topljenje dodatnog materijala odvija se direktno u električnom luku, pri čemu:

- lem prelazi u tečno stanje pre kontakta sa osnovnim materijalom,
- tečni lem se razliva po zagrejanoj površini čelika,
- očvršćavanje se odvija relativno brzo usled visoke toplotne provodljivosti aluminijumske bronze.

Povećana brzina odvođenja toplote pored izraženog uticaja na očvršćavanje značajno utiče i na veličinu zrna u Cu-matrici, homogenost legure i raspodelu legirajućih elemenata. Difuzioni procesi između dodatnog i osnovnog materijala dovode do formiranja metalurške veze bez topljenja osnovnog materijala. Ovaj mehanizam je naročito pogodan za spajanje raznorodnih materijala. Kratak termički ciklus MIG lemljenja ograničava dubinu difuzije, rast intermetalnog sloja i formiranje krtih faza.

U zavisnosti od kombinacije osnovnih i dodatnih materijala, mogu se formirati tanki intermetalni slojevi koji mogu biti krti. Njihova debljina zavisi od unosa toplote, vremena trajanja procesa i hemijskog sastava dodatnog materijala. Kontrola ovih parametara je ključna za sprečavanje pojave krtosti spoja.

2.3 Termički ciklus MIG lemljenja

Sa aspekta pouzdanosti spoja, kontrola termičkog ciklusa je najkritičniji faktor MIG lemljenja. Prekoračenje optimalnog temperaturnog režima može dovesti do lokalnog topljenja čelika kao i do rasta debljine sloja koji čine intermetalne faze, što uzrokuje pogoršanje mehaničkih svojstava spoja.

Zbog toga se u savremenoj praksi primenjuju i moderniji uređaji za zavarivanje, odnosno lemljenje električnim lukom, koji podrazumevaju pulsne izvore struje, po mogućstvu sa sinergijskim programima, kao i softversko upravljanje i preciznu regulaciju brzine dovođenja žice i kontrole samog električnog luka na mestu topljenja dodatnog materijala, odnosno u samom tečnom kupatilu.

Unos toplote predstavlja jedan od ključnih parametara koji direktno određuje termički ciklus, mikrostrukturu i kvalitet spoja. Kod MIG lemljenja unos toplote mora biti precizno kontrolisan kako bi se ispunio osnovni uslov postupka 973 – topljenje lema bez topljenja osnovnog materijala [1]. U tabeli 2 [14] su prikazani efekti smanjenog unosa toplote, odnosno prekoračenje optimalnog unosa toplote kod MIG lemljenja.

Tabela 2. Karakteristike i efekti unosa toplote

Smanjeni unos toplote	Prekoračeni unos toplote
ograničen rast intermetalnih faza	lokalno topljenje čelika ili prelazak procesa lemljenja u parcijalno zavarivanje
smanjena dubina difuzije Fe atoma	
minimalne promene u osnovnom materijalu	nastanak grubozrne mikrostrukture, ubrzana difuzija i deblji intermetalni sloj
niži zaostali naponi	

3. EKSPERIMENTALNI DEO – IZRADA ISPITNOG UZORKA

Za potrebe spajanja raznorodnih materijala aluminijusmke bronze legure komercijalne oznake proizvođača AMPCO®18 i konstrukcionog čelika kvaliteta S355J2+N, i kvalifikovanje tehnologije lemljenja prema SRPS EN 13134:2008 [4], pristupilo se izradi preliminarih uzoraka i epruveta. U nastavku su predstavljene i same karakteristike materijala koji se spajaju lemljenjem, kao i korišćenog dodatnog materijala komercijalne oznake UTP A 34, odnosno kvaliteta SRPS EN ISO 24373 – S Cu 6100 (CuAl7) [5].

Pored toga što je samo spajanje ovih raznorodnih materijala specifično i zahtevno samo po sebi, izabrani dodatni materijal je i povećao specifičnost tehnologije, jer je to materijal koji je klasifikovan/standardizovan kao dodatni materijal za zavarivanje, a ne za lemljenje. Izbor dodatnog materijala, je izabran od strane vlasnika opreme i investitora jer su oni već imali iskustva sa ovim materijalima i pouzdano ih koriste u praksi više od decenije.

3.1 Karakteristike materijala koji se spajaju

U ovom radu korišćene su ploče aluminijumske bronze (AMPCO®18) debljine 12,0mm, odnosno čelične ploče (S355J2+N) debljine 20,0mm. Standardi koji propisuju svojstva upotrebljenih osnovnih i dodatnog materijala, kao i njihove likvidus i solidus temperature prikazani su u tabeli 3.

Tabela 3. Karakteristike materijala i temeperaturni intervali

Oznaka materijala	Standard / Norma	Vrsta materijala	T – Solidus	T – Likvidus
AMPCO®18	AMPCO® [6]	Aluminijumska bronza	≈ 1040 °C	≈ 1070 °C
S355J2+N	SRPS EN 10025-2 [7]	Nisko-ugljenični konstrukcioni čelik	≈ 1450 °C	≈ 1520 °C
UTP A 34	SRPS EN ISO 24373 [5]	Žica za zavarivanje aluminijumskih bronzi i čelika	≈ 1030 °C	≈ 1040 °C

Hemijski sastavi navedenih materijala korišćenih u ovom radu prikazani su u tabeli 4, a mehaničke karakteristike u tabeli 5.

Tabela 4. Hemijski sastavi osnovnih i dodatnog materijala

Kvalitet	Šarža br.	Hemijski sastav [%]						
AMPCO®18	AM2874080	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni
		--	--	--	--	--	--	--
		Mo	Al	Cu	Ti	N	Fe	Zn
		--	10,785	85,078	--	--	3,735	--
S355J2+N	C7744	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni
		0,11	0,23	1,25	0,013	0,006	0,12	0,11
		Mo	Al	Cu	Ti	N	Fe	Zn
		0,015	0,037	0,034	0,026	0,012	ostalo	--
UTP A 34	172935205	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni
		--	0,05	< 0,01	--	--	--	--

		Mo	Al	Cu	Ti	N	Fe	Zn
		--	7,8	ostalo	--	--	--	<0,10

Tabela 5. Mehaničke karakteristike osnovnih i dodatnog materijala

Kvalitet	Šarža br.	Reh [MPa]	Rm [MPa]	% A	Udarna žilavost [J/ ºC]	Tvrdoće
AMPCO®18	AM2874080	251,58	686,72	16	--	172 HB
S355J2+N	C7744	406	522	25	27/-20	--
UTP A 34	172935205	≥ 180	≥ 400	≥ 40	--	--

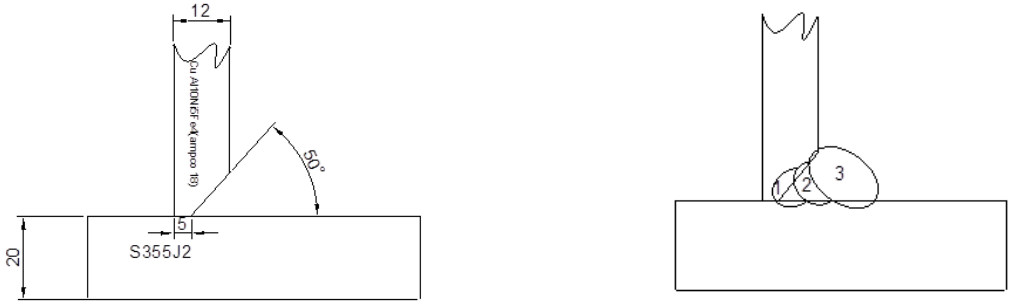
Temperaturni intervali topljenja aluminijumske bronze, dodatnog materijala i čelika (Tabela 3) značajno se razlikuju. U primenjenom MIG brazing postupku proces spajanja prvenstveno je određen topljenjem dodatnog materijala UTP A 34, čiji se temperaturni interval topljenja kreće od 1030 do 1040 °C, dok osnovni materijali ostaju u čvrstom stanju.Imajući navedeno u vidu, očekivano je da će električni luk tokom MIG brazing postupka istopiti dodatni materijal UTP A 34 i delimično površinski sloj aluminijumske bronze AMPCO®18 (1040–1070 °C), čiji su temperaturni intervali topljenja približni. Sa druge strane, čelik S355J2+N pri adekvatnom vođenju procesa, uprkos izuzetno visokoj temperaturi električnog luk neće dostići temperaturu topljenja.

U ovoj vrsti spojeva, javlja se specifična situacija sa stanovišta normativne klasifikacije procesa spajanja. Kada se sa jedne strane žleba, kao u slučaju aluminijumske bronze dešava lokalno topljenje osnovnog materijala proces ima karakteristike zavarivanja. Nasuprot tome, kada se na suprotnoj strani žleba, koja u ovom slučaju odgovara čeliku S355, osnovni materijal ne topi već potpuno ostaje u čvrstom stanju, te spoj nastaje usled izraženog efekta kvašenja i nastanka metalurških veza, tehnološki postupak spajanja odgovara tvrdom lemljenju.

3.2 Projektovani spoj (dizajn spoja)

Još jedna interesnatna pojava koja se javlja je i sam izgled spoja, odnosno dizajn spoja (Slika 1) koji je definisan u preliminarnoj tehnologiji lemljenja (pBPS), i kojim je definisan način izvođenja spoja. Kako konvencionalno lemljenje predviđa stvaranje spojeva, uz pripremu pri kojoj se materijali koji se spajaju postavljaju na najmanje moguće međusobno rastojanje ili bez zazora. Ovakav zahtev proističe iz fizičke zasnovanosti procesa lemnjenja i zasniva se na fenomenu efekat kapilarnosti. Smanjenjem zazora favorizuje se efekat kapilarnosti i omogućava bolje ostvarivanje veze između materijala koji se leme. Za razliku od tradicionalnih postupaka lemljenja, kod „brazzing“ lemljenja, koje podrazumeva lemljenje električnim lukom kao izvorom energije, priprema žleba se može poklapati sa pripremom za zavarivanje.

Priprema za zavarivanje izvršena je u skladu sa slikom 1. Ploče su postavljene u položaj za ugaono lemljenje, sa polu Y pripremom pod uglom od 50° i zatupljenjem od 5mm.



Slika 1. Izgled spoja i priprema materijala koji se spajaju

Ovo je još jedna stavka koja je srodnija zavarivanju od lemljenja i koja dodatno otežava primenu normi koje su definisane za proces lemljenja.

Kako je ceo projekat definisan od strane investitora, i koji je dao smernice sa materijalima koji će se koristiti i izgledom spoja i pripreme materijala koji se spajaju, podaci o mestima i intenzitetima opterećenja koje konstrukcija nosi nisu bili dostupni. Na Proizvođaču je bilo da naručen posao izvede i da potvrdi preliminarno kroz kvalifikovanu tehnologiju lemljenja prema SRPS EN 13134:2008 [4].

3.2 Izrada ispitnih uzoraka

Režimi spajanja MIG "brazzing" postupkom su definisani preliminarnim procedurama/tehnologijama izrade. Iako je lemljenje u pitanju, standardni obrazac za proceduru lemljenja nije sadržao dovoljno podataka, pa je za potrebe izrade ispitnih uzoraka, sačinjena preliminarna specifikacija tehnologije zavarivanja, odnosno pWPS (Preliminary Welding procedure specification), prema SRPS EN ISO 15609-1 [8], kojom su definisani svi parametri neophodni za potrebe izrade. Navedeni standard definiše dobre preporuke u vezi svih neophodnih parametara.

Spajanje materijala je izvedeno MIG postupkom 973, prema standardu SRPS EN ISO 4063 [1] – lemljenje električnim lukom sa topljivom elektrodom u zaštiti inertnog gasa (Arc brazing). Kao dodatni materijal korišćena je žica UTP A 34 (SRPS EN ISO 24373 – S Cu 6100 (CuAl7) prečnika Ø1,2 mm, proizvođača Voestalpine Böhler Welding Austria GmbH. Korišćen je zaštitni gas I1-Ar prema standardu SRPS EN ISO 14175 [3], čistoće 99,99%. Za zavarivanje je korišćen uređaj oznake „KEMPPI FASTMIG 500 X8", serijski br.: 2845437-6524.

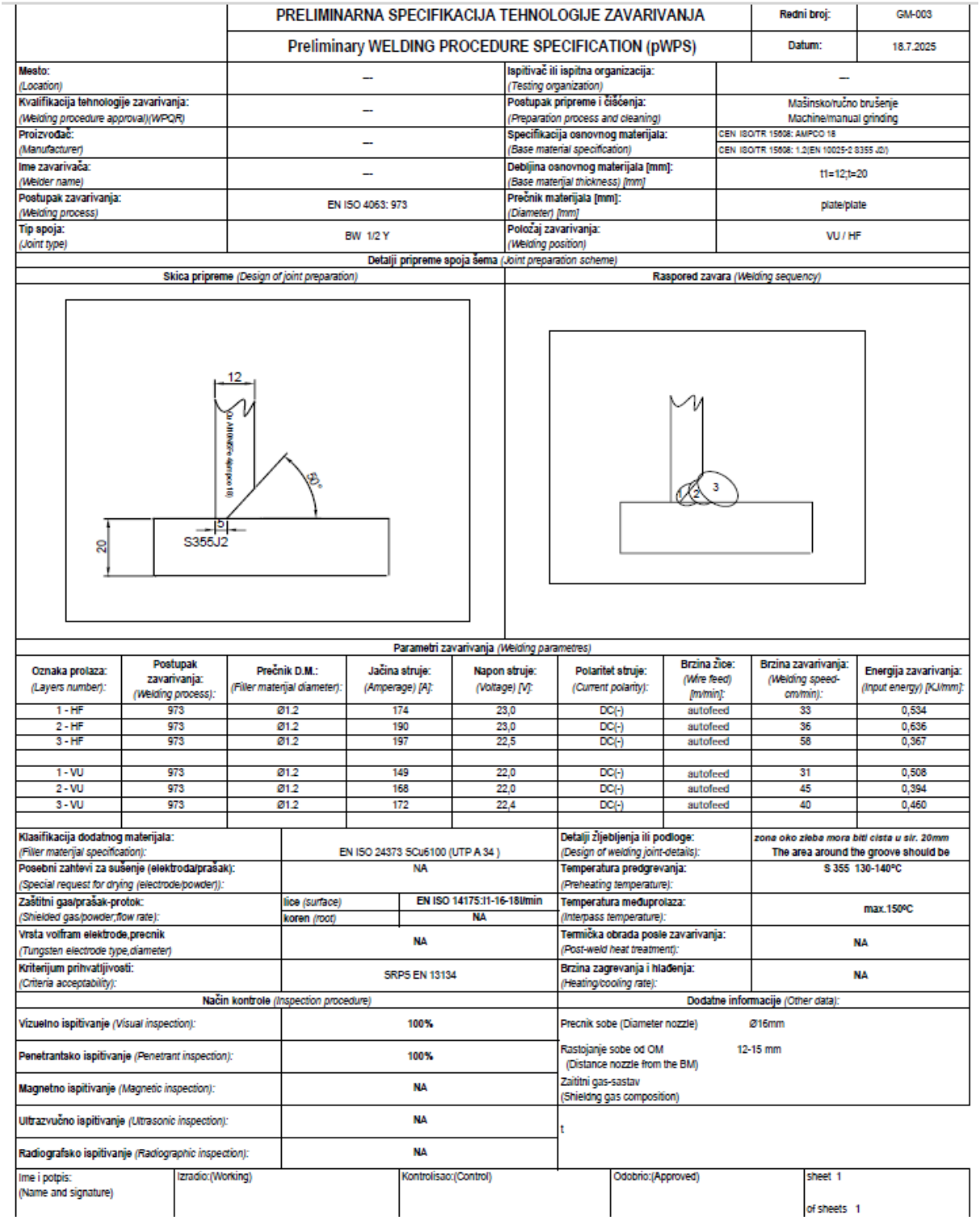
Pored osnovnih parametara procesa kao što su jačina struje, napon, brzina zavarivanja, protok zaštitnog gasa, definisani su i dodatni tehnološki zahtevi uslovljeni specifičnim svojstvima materijala koji se spajaju. Zbog osetljivosti procesa na prisustvo površinskih nečistoća, posebna pažnja posvećena je pripremi spoja. Priprema je uključivala čišćenje žljeba i okolnih površina osnovnog materijala četkom od nerđajućeg čelika, uz obaveznu upotrebu čistih zavarivačkih rukavica i odgovarajuće zaštitne opreme kako bi se izbegla kontaminacija spajanih površina. Provera opreme, polikabl i creva za protok gasa. Površina osnovnog materijala je brušena sa obe strane žljeba u rastojanju od 30mm od ivice žljeba kako bi se uklonili oksidi i druge površinske kontaminacije. Nakon brušenja, površine su očišćene acetonom kako bi se uklonili eventualni preostali tragovi masti i nečistoća.

Brušenje međuprolaza je vršeno je prohromskom čeličnom četkom, umerenim pritiskom na radni komad kako se ne bi osnovni materijal previše zagrevao

Za potrebe ispitivanja zavarena su 2 uzoraka, ukupno po jedan u VU i HF položaju. Položaj VU (Vertical Up), odnosno vertikalno na gore predstavlja pandan zavarivačkom položaju PF (SRPS EN ISO 6947 [9]) dok HF (Horizontal Flow), predstavlja horizontalni položaj koji je pandan zavarivačkom položaju PC (SRPS EN ISO 6947 [9]).

Parametri izrade i svi ostali zahtevani podaci koji su zahtevani preliminarnom Specifikacijom tehnologije zavarivanja su prikazani na slici 2, prema čijim podacima i smernicama su testni uzorci i izrađeni.

Po završetku lemljenja, uzorci su očišćeni prohromskom čeličnom četkom i dalje se pristupilo ispitivanju istih.



	PRELIMINARNA SPECIFIKACIJA TEHNOLOGIJE ZAVARIVANJA		Redni broj:	GM-003
	Preliminary WELDING PROCEDURE SPECIFICATION (pWPS)		Datum:	18.7.2025

Mesto: *(Location)*	—	**Ispitivač ili ispitna organizacija:** *(Testing organization)*	—
Kvalifikacija tehnologije zavarivanja: *(Welding procedure approval)(WPQR)*	—	**Postupak pripreme i čišćenja:** *(Preparation process and cleaning)*	Mašinsko/ručno brušenje Machine/manual grinding
Proizvođač: *(Manufacturer)*	—	**Specifikacija osnovnog materijala:** *(Base material specification)*	CEN ISO/TR 15608: AM/PCO 18 CEN ISO/TR 15608: 1.2(EN 10025-2 S355 J2)
Ime zavarivača: *(Welder name)*	—	**Debljina osnovnog materijala [mm]:** *(Base material thickness) [mm]*	t1=12;t=20
Postupak zavarivanja: *(Welding process)*	EN ISO 4063: 973	**Prečnik materijala [mm]:** *(Diameter) [mm]*	plate/plate
Tip spoja: *(Joint type)*	BW 1/2 Y	**Položaj zavarivanja:** *(Welding position)*	VU / HF

Detalji pripreme spoja šema *(Joint preparation scheme)*

Skica pripreme *(Design of joint preparation)*

Raspored zavara *(Welding sequency)*

Parametri zavarivanja *(Welding parametres)*

Oznaka prolaza: *(Layers number)*	Postupak zavarivanja: *(Welding process)*	Prečnik D.M.: *(Filler materijal diameter)*	Jačina struje: *(Amperage) [A]*	Napon struje: *(Voltage) [V]*	Polaritet struje: *(Current polarity)*	Brzina žice: *(Wire feed) [m/min]*	Brzina zavarivanja: *(Welding speed- cm/min)*	Energija zavarivanja: *(Input energy) [KJ/mm]*
1 - HF	973	Ø1.2	174	23,0	DC(-)	autofeed	33	0,534
2 - HF	973	Ø1.2	190	23,0	DC(-)	autofeed	36	0,636
3 - HF	973	Ø1.2	197	22,5	DC(-)	autofeed	58	0,367
1 - VU	973	Ø1.2	149	22,0	DC(-)	autofeed	31	0,508
2 - VU	973	Ø1.2	168	22,0	DC(-)	autofeed	45	0,394
3 - VU	973	Ø1.2	172	22,4	DC(-)	autofeed	40	0,460

Klasifikacija dodatnog materijala: *(Filler materijal specification)*	EN ISO 24373 SCu6100 (UTP A 34)		**Detalji žljebljenja ili podloge:** *(Design of welding joint-details)*	***zona oko zleba mora biti cista u sir. 20mm*** **The area around the groove should be**
Posebni zahtevi za sušenje (elektroda/prašak): *(Special request for drying (electrode/powder))*	NA		**Temperatura predgrevanja:** *(Preheating temperature)*	S 355 130-140°C
Zaštitni gas/prašak-protok: *(Shielded gas/powder;flow rate)*	lice *(surface)*	EN ISO 14175:I1-16-18l/min	**Temperatura međuprolaza:** *(Interpass temperature)*	max.150°C
	koren *(root)*	NA		
Vrsta volfram elektrode,precnik *(Tungsten electrode type,diameter)*	NA		**Termička obrada posle zavarivanja:** *(Post-weld heat treatment)*	NA
Kriterijum prihvatljivosti: *(Criteria acceptability)*	SRPS EN 13134		**Brzina zagrevanja i hlađenja:** *(Heating/cooling rate)*	NA

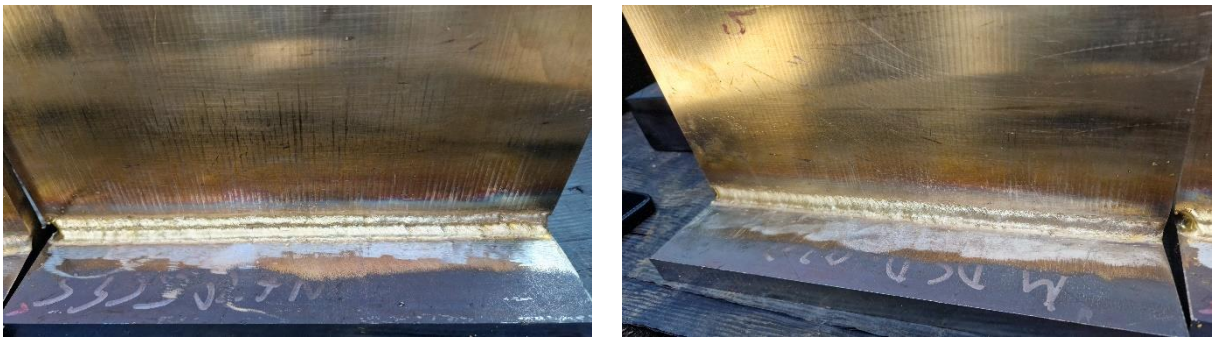
Način kontrole *(Inspection procedure)*		**Dodatne informacije** *(Other data)*:
Vizuelno ispitivanje *(Visual inspection)*	100%	Precnik sobe (Diameter nozzle) Ø16mm
Penetrantsko ispitivanje *(Penetrant inspection)*	100%	Rastojanje sobe od OM (Distance nozzle from the BM) 12-15 mm
Magnetno ispitivanje *(Magnetic inspection)*	NA	Zaititni gas-sastav (Shielding gas composition)
Ultrazvučno ispitivanje *(Ultrasonic inspection)*	NA	t
Radiografsko ispitivanje *(Radiographic inspection)*	NA	

Ime i potpis: (Name and signature)	Izradio:(Working)	Kontrolisao:(Control)	Odobrio:(Approved)	sheet 1 of sheets 1

Slika 2. Preliminarna specifikacija tehnologije

3.3 Ispitivanje uzoraka

Kako je navedeno, nakon izrade i čišćenja, uzorci (slika 3) su predati na ispitivanje. Standard za kvalifikovanje tehnologije tvrdog lemljenja SRPS EN 13134:2008 [4] definiše minimalni obim ispitivanja. Metode ispitivanja primenjene na uzorcima prikazane su u tabela 6. Ispitivanja su sprovedena u skladu sa zahtevima relevantnih standarda.



Slika 3. Izgled izrađenih uzoraka HF (uzorak levo) i VU položaju (uzorak desno)

Tabela 6. Ispitivanje metodama bez i sa razaranjjem

Metode bez razaranja		Metode sa razaranjem	
Metoda	Obim ispitivanja	Metoda	Obim ispitivanja
Vizuelna metoda	100%	Makroskopsko ispitivanje	2 epruvete
Ispitivanje tečnim penetrantima	100%	Mikroskopsko ispitivanje	1 epruveta

3.3.1 Ispitivanje metodama bez razaranja

U skladu sa obimom ispitivanja definisanim u Tabeli 6, uzorci su ispitani vizuelnom metodom i tečnim penetrantima (Slika 4) prema SRPS EN 12799 [10], dok su kriterijumi prihvatljivosti definisani standard SRPS EN ISO 18279 [12]. Ispitivanjem metodama bez razaranja nisu uočene neprihvatljive indikacije.

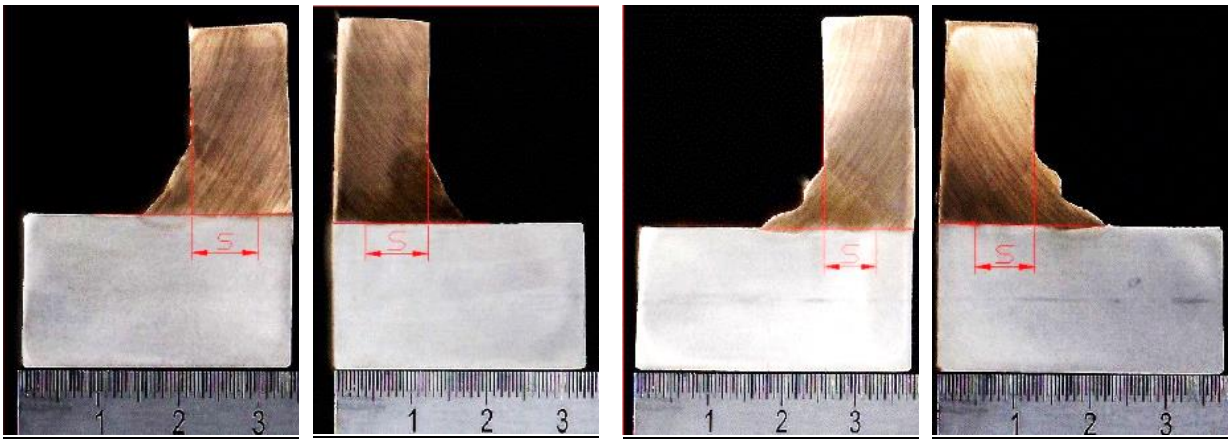


Slika 4. Penetrantsko ispitivanje uzoraka HF (uzorak levo) i VU položaju (uzorak desno)

3.3.2 Ispitivanje metodama sa razaranjem

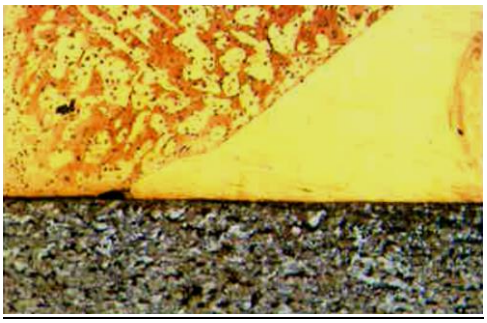
U skladu sa zahtevima standarda, nakon ispitivanja metodama bez razaranja, uzorci su ispitani prethodno definisanim metodama sa razaranjem.

Primenjeno je ispitivanje makro i mikrostrukture spojeva prema SRPS EN 12797 [11]. Kriterijumi prihvatljivosti definisani su standardom SRPS EN ISO 18279 [12]. Makrostruktura spojeva je prikazana na slici 5. Ostvarena dubina lema za svaki od ispitanih preseka je veća od 7mm, što je propisano tehnologijom.



Slika 5. Makroskopsko ispitivanje uzoraka HF (levo) i VU položaju (desno)

Makroskopskim ispitivanjem nisu uočene nedozvoljene nepravilnosti. Jasno se uočavaju granice lema sa strane oba osnovna materijala. Makroskopskom pregledom uočeno je da je na strani aluminijumske bronze došlo do uvarivanja, dok se na strani čelika oučava uvarivanje na pojedinim delovima spoja. Mikrofotografije prikazane na slikama 6.a i 6.b prikazuju kontaktnu površinu lema na strani čelika S355J2+N (mestimično stapanje osnovnog metala sa malom dubinom penetracije), dok su na slikama 7.a, 7.b, 7.c i 7.d prikazane mikrofotografije kontaktne površine lema i aluminijumske bronze na kojima se može uočiti da je došlo do stapanja.



Slika 6.a Mikroskopsko ispitivanje korene zone uzoraka HF (x200)



Slika 6.b Mikroskopsko ispitivanje korene zone uzoraka VU (x100)



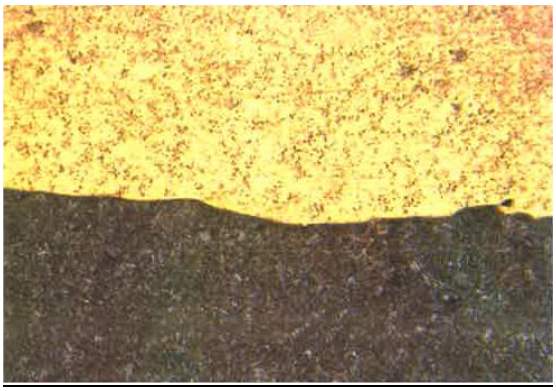
Slika 7.a Mikroskopsko ispitivanje korene zone uzoraka HF (x100)



Slika 7.b Mikroskopsko ispitivanje korene zone uzoraka VU (x100)



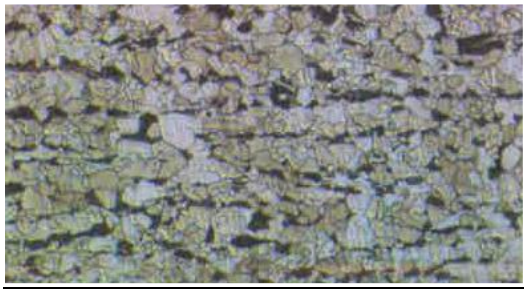
Slika 7.c Mikroskopsko ispitivanje korene zone uzoraka HF (x100)



Slika 7.d Mikroskopsko ispitivanje korene zone uzoraka VU (x100)

Daljom analizom zalemljenih spojeva, mikroskopskim ispitivanjem su utvrđene i strukture koje su se javile kod svih materijala. Mikroskopskim ispitivanjem i kako je i prikazano na slici 8, utvrđeno je sledeće:

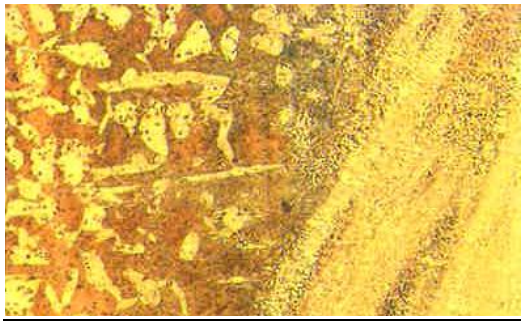
- Slika 8.a: Homogena feritno-perlitna struktura čelija S355J2+N,
- Slika 8.b: Vidiljiva struktura AL bronzi koju čine čvrsti rastvor α + k intermetalne faze (Cu+Al+Fe) metala šava,
- Slika 8.c: dendritna struktura α-čvrstog rastvora CuAl7 bronze, sa ostvarenim potpunim stapanjem dodatnog materijala i osnovnog materijala AMPCO®18,
- Slika 8.d: Tipična struktura osnovnog materijala aluminijumske bronze, čvrst rastvor α-faza, bogat bakrom sa intermetalnim jedinjenjem, k – fazom.



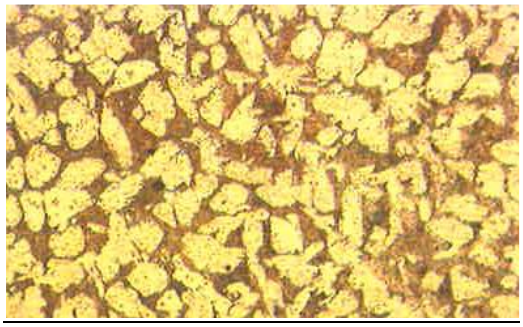
Slika 8.a (x100)



Slika 8.b (x100)



Slika 8.c (x100)



Slika 8.d (x100)

4. ZAKLJUČAK

Na osnovu teorijskog razmatranja, analize primenjene tehnologije i rezultata sprovedenih ispitivanja, može se zaključiti da MIG lemljenje, klasifikovano kao postupak 973 prema SRPS EN ISO 4063 [1], predstavlja tehnološki i metalurški specifičan postupak spajanja koji zauzima prelaznu poziciju između konvencionalnog lemljenja i zavarivanja. Poseban značaj ovog postupka ogleda se u mogućnosti spajanja raznorodnih materijala, kao što su aluminijumska bronza AMPCO®18 i konstrukcioni čelik S355J2+N, uz istovremeno ograničavanje unosa toplote i smanjenje uticaja procesa na osnovni materijal.

Rezultati ispitivanja pokazali su da je, uz pravilan izbor tehnoloških parametara, moguće ostvariti stabilan i kvalitetan spoj uz kontrolu maksimalne temperature, ograničavanje širine zone uticaja toplote i sprečavanje neželjenih metalurških pojava. Kontrolisan unos toplote predstavlja jedan od ključnih uslova za ostvarivanje odgovarajućeg kvaliteta spoja, naročito kod spajanja raznorodnih materijala sa značajno različitim fizičkim i metalurškim karakteristikama.

Analizom karakteristika formiranog spoja utvrđeno je da mehanizam spajanja nije moguće posmatrati isključivo kroz klasičan model lemljenja zasnovan na kvašenju, difuziji i formiranju tankog međusloja, već da u određenim uslovima mogu nastati i lokalne karakteristike koje su bliže procesu zavarivanja. U ispitivanom spoju uočena je kombinacija različitih mehanizama spajanja: na strani konstrukcionog čelika S355J2+N prisutne su karakteristike lemljenja sa mestimičnim stapanjem osnovnog materijala, dok su na strani aluminijumske bronze AMPCO®18 uočene karakteristike koje odgovaraju procesu zavarivanja. Ovakav nalaz potvrđuje kompleksnost metalurških i termičkih pojava koje se odvijaju tokom MIG lemljenja raznorodnih materijala.

Dobijeni rezultati ukazuju da debljina, kontinuitet i karakter međufaznog područja, kao i stepen lokalnog stapanja osnovnog materijala, zavise od primenjenih procesnih parametara i imaju značajan uticaj na kvalitet i pouzdanost formiranog spoja. Zbog toga je precizno definisanje i kontrola tehnoloških parametara od ključnog značaja za ostvarivanje ponovljivog kvaliteta spoja.

Normativnom analizom potvrđeno je da SRPS EN ISO 4063 [1] i SRPS EN 13134 [4] pružaju odgovarajući okvir za klasifikaciju, kvalifikaciju i kontrolu kvaliteta postupka MIG lemljenja. Pri tome je neophodno posebno voditi računa o specifičnostima postupka lemljenja, naročito prilikom definisanja opsega važenja kvalifikacije tehnologije, koji se ne može u potpunosti zasnivati na kriterijumima karakterističnim za postupke zavarivanja.

Na osnovu rezultata ispitivanja reprezentativnog uzorka može se zaključiti da je primenjena procedura, uz odgovarajuće procesne parametre, opremu, pripremu spoja i kvalifikovano osoblje, omogućila formiranje spoja zadovoljavajućeg kvaliteta između aluminijumske bronze AMPCO®18 i konstrukcionog čelika S355J2+N. Pozitivni rezultati sprovedenih ispitivanja predstavljaju osnov za ocenu da se predmetna tehnologija može primenjivati u odgovarajućim industrijskim uslovima, uz primenu definisanih tehnoloških i kontrolnih zahteva.

Kao potvrda rezultata sprovedenih ispitivanja izrađen je Izveštaj kvalifikacije tehnologije lemljenja, odnosno *Brazing Procedure Qualification Record (BPQR)*, u skladu sa zahtevima standarda SRPS EN 13134 [4]. Time je, pored eksperimentalne potvrde kvaliteta predmetnog spoja, obezbeđena i odgovarajuća dokumentovana osnova za njegovu praktičnu primenu.

Na kraju, može se zaključiti da MIG lemljenje predstavlja pouzdan i fleksibilan postupak za spajanje raznorodnih materijala, posebno u slučajevima kada su od značaja smanjen unos toplote, ograničene deformacije i očuvanje svojstava osnovnih materijala. Istovremeno, rezultati ukazuju na potrebu za daljim istraživanjima termičkih i metalurških mehanizama ovog postupka, uključujući kvantitativno modelovanje termičkog ciklusa, detaljniju analizu

međufaznih područja, razvoj naprednih sinergijskih režima i korelaciju mikrostrukture sa dugotrajnom pouzdanošću spojeva. Dalji razvoj industrijskih materijala i tehnologija može dodatno povećati značaj hibridnih postupaka spajanja koji svojim karakteristikama zauzimaju prostor između konvencionalnog lemljenja i zavarivanja

LITERATURA

[1] SRPS EN ISO 4063:2023 – Zavarivanje i srodni postupci - Lista postupka i njihovo označavanje.
[2] SRPS EN ISO 17672:2024 – Tvrdo lemljenje – Dodatni materijali.
[3] SRPS EN ISO 14175:2009 – Potrošni materijali za zavarivanje - Gasovi i gasne mešavine za zavarivanje topljenjem i srodne postupke.
[4] SRPS EN 13134:2008 – Tvrdo lemljenje - Kvalifikacija tehnologije.
[5] SRPS EN ISO 24373 – Potrošni materijali za zavarivanje – Pune žice i šipke za zavarivanje topljenjem bakra i legura bakra – Klasifikacija.
[6] AMPCO® – Technical specification for materials – AMPCO METAL S.A., P.O. Box 45, 1723 Marly, SWITZERLAND.
[7] SRPS EN 10025-2 – Toplovaljani proizvodi od konstrukcionih čelika — Deo 2: Tehnički zahtevi za isporuku nelegiranih konstrukcionih čelika.
[8] SRPS EN ISO 15609-1:2020 – Specifikacija i kvalifikacija tehnologije zavarivanja metalnih materijala - Specifikacija tehnologije zavarivanja - Deo 1: Elektrolučno zavarivanje.
[9] SRPS EN ISO 6947:2020 – Zavarivanje i srodni postupci - Položaji pri zavarivanju.
[10] SRPS EN 12799:2009 – Tvrdo lemljenje - Ispitivanje bez razaranja zalemljenih spojeva.
[11] SRPS EN 12797:2008 – Tvrdo lemljenje - Ispitivanje razaranjem zalemljenih spojeva.
[12] SRPS EN ISO 18279:2024 – Tvrdo lemljenje – Nepravilnosti u zalemljenim spojevima.
[13] Prokić Cvetković, R., D. Popović, O.,: Metalurgija zavarivanja, Mašinski fakultet Univerziteta u Beogradu, Beograd, 2019.
[14] Guo, X.-m., Wang, J.-m., & Xu, R.-z. (2013). MIG Arc Brazing of Dissimilar Metals between Pure Aluminum and Zinc-Coated Steel. Journal of Aeronautical Materials, 33(4), 32–36. DOI:10.3969/j.issn.1005-5053.2013.4.006.
[15] Evaluation of MIG Welding-Brazing Parameters for Joining Al 6061 and Mild Steel with Thin Intermetallic Layer (2025). Materials Science Forum, 1150, 67-74.

Broj rada: 3.6
DOI: 10.65156/wws.sjdp.si.016

ZAOSTALI NAPONI I DEFORMACIJE U ZAVARENIM KONSTRUKCIJAMA

RESIDUAL STRESSES AND DISTORTIONS IN WELDED STRUCTURES

Dragoljub Ilić dip. inž. maš

RB Kolubara, organizaciona celina Kolubara Metal – Diše Đurđevića Rusa 32, Srbija

E-mail: dragoljubilic88@gmail.com

Rezime:

Cilj ovog rada jeste analiza fenomena zaostalih napona i deformacija koji nastaju tokom procesa zavarivanja, kao i razmatranje njihove međusobne povezanosti. Posebna pažnja posvećena je uzrocima njihovog nastanka i karakteristikama ponašanja.

Zaostali naponi predstavljaju unutrašnja naponska stanja u materijalu koja nisu neposredno vidljiva i čije je određivanje često složeno, dok su deformacije nastale usled zavarivanja u većini slučajeva jasno uočljive i merljive. Smanjenje nivoa zaostalih napona i deformacija u zavarenim konstrukcijama zahteva doslednu primenu propisanih procedura zavarivanja, odgovarajuću organizaciju proizvodnog procesa, kao i visok nivo stručnog znanja u oblasti projektovanja i konstruisanja zavarenih konstrukcija.

Projektant, tehnolog zavarivanja, proizvodno osoblje i zavarivač svojim stručnim radom i poštovanjem definisanih procedura značajno utiču na konačne karakteristike i kvalitet izrađene konstrukcije.

Ključne reči: zavarivanje, zaostali naponi, deformacije kod zavarenih spojeva, termički naponi

Abstract:

The aim of this paper is to analyze the phenomenon of residual stresses and distortions generated during the welding process, as well as to examine their mutual interrelationship. Particular attention is devoted to the causes of their formation and behavioral characteristics,

Residual stresses represent internal stress states within a material that are not directly visible and whose determination is often complex, whereas welding-induced distortions are, in most cases, clearly observable and measurable. Reducing the level of residual stresses and distortions in welded structures requires the consistent application of prescribed welding procedures, appropriate organization of the manufacturing process, and a high level of professional expertise in the field of design and fabrication of welded structures.

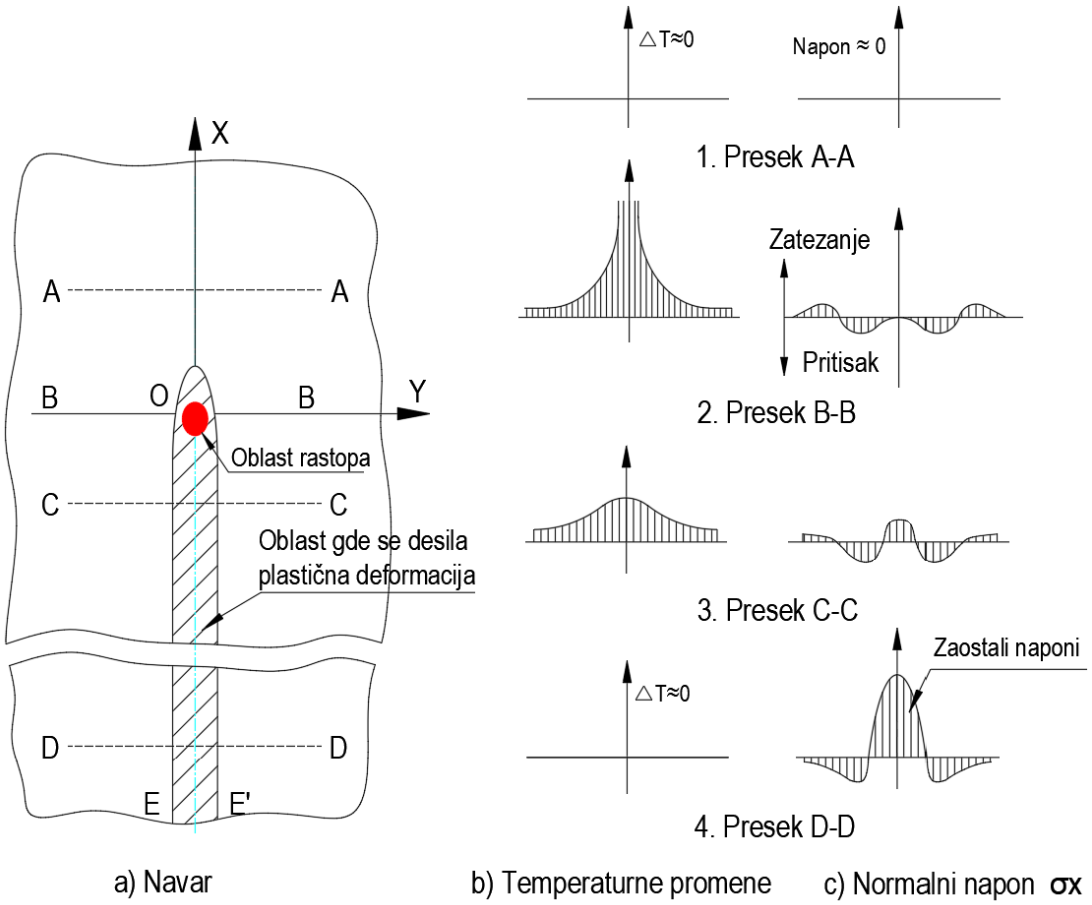
. The designer, welding engineer, production personnel, and welder, through their professional expertise and adherence to defined procedures, significantly influence the final properties and quality of the manufactured structure

Keywords: welding, residual stress, distortion in welding, thermal stresses

1. OPŠTI PREGLED ZAVARIVANJA

Zavarivanje predstavlja tehnološki proces spajanja dva ili više metalnih elemenata u nerazdvojivu celinu, pri čemu se veza ostvaruje lokalnim zagrevanjem i topljenjem osnovnog i dodatnog materijala. U savremenim postupcima zavarivanja kao dominantan izvor toplotne energije često se koristi električni luk. Električni luk predstavlja specifičan oblik električnog pražnjenja kroz jonizovani gasni medijum koji se uspostavlja između dve elektrode, anode i katode.

U postupcima elektrolučnog zavarivanja električni luk se uspostavlja između topive ili netopive elektrode i radnog komada, pri čemu predstavlja koncentrisani izvor toplote u kojem se električna energija transformiše u toplotnu energiju. Deo oslobođene toplotne energije koristi se za zagrevanje i topljenje osnovnog i dodatnog materijala, dok se preostali deo energije gubi usled prenosa toplote na okolnu atmosferu, kao i kroz pojave isparavanja i rasprskavanja dodatnog materijala.



Slika 1 : Šematski predstavljanje temperaturne promene i napona tokom zavarivanja

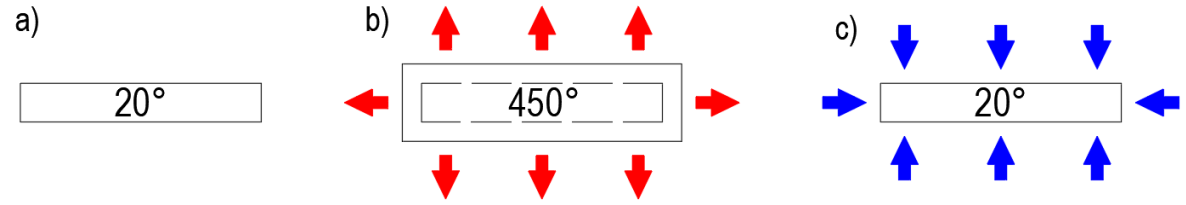
Na slici 1 šematski je prikazan način nastanka termičkih naprezanja tokom procesa navarivanja. Tokom procesa zavarivanja dolazi do lokalnog zagrevanja zavarenog spoja dejstvom električnog luka, usled čega je temperaturno polje neravnomerno raspoređeno i kontinuirano se menja sa napredovanjem procesa zavarivanja. Kao posledica takve neravnomerne raspodele temperature nastaju termička naprezanja u zavarenom spoju, čiji se intenzitet i raspodela takođe menjaju u skladu sa razvojem procesa zavarivanja

2. MEHANIZAM NASTANKA DEFORMACIJA

Uzrok nastanka deformacija pri zavarivanju može se najjasnije i slikovito prikazati na primeru metalne šipke relativno male dužine, analizirajući četiri različita slučaja njenog oslanjanja i unosa toplote

2.1 Slobodno širenje i slobodno skupljanje - zapreminski unos toplote

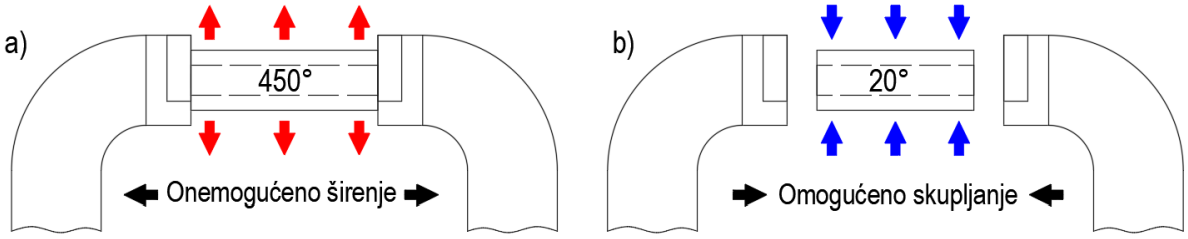
Ako čeličnu šipku relativno male dužine (slika 2a) zagrejemo do određene temperature ona će se proširiti ravnomerno u svim pravcima (slika 2b). Kada se skloni toplotni izvor šipka će se ravnomerno skupiti u svim pravcima (slika 2c). tj vratiće se na dimenzije koja je imala pre zagrevanja. U ovom slučaju šipka se nije deformisala



Slika 2: Slobodno širenje i skupljanje

2.2 Ograničeno širenje i slobodno skupljanje - zapreminski unos toplote

Ako posmatramo primer ograničenog širenja (šipku postavimo u stegu) i slobodnog skupljanja na istom primeru, čelične šipke relativno male dužine, može se primetiti povećanja prečnika usled nemogućnosti širenja u podužnom pravcu (slika 3a). Kada se skloni toplotni izvor doćiće do ravnomernog skupljanja šipke u svim pravcima. Krajnji rezultat je taj da imamo povećan prečnik i smanjenu dužinu šipke u odnosu na pre zagrevanja odnosno drugim rečima rečeno došlo je do deformisanja šipke (slika 3b)



Slika 3: Ograničeno širenje i slobodno skupljanje

2.3 Slobodno širenje i slobodno skupljanje - koncetrisani unos toplote

Lokalni, odnosno koncentrisani unos toplote na istoj čeličnoj šipki male dužine izaziva značajno drugačiji mehanizam deformacije i samim tim dovodi do različitog krajnjeg rezultata u odnosu na slučaj zapreminskog zagrevanja. U ovom slučaju širenje materijala je prostorno delimično ograničeno i neravnomerno, pri čemu se deformacija javlja dominantno u neposrednoj okolini zone delovanja izvora toplote.

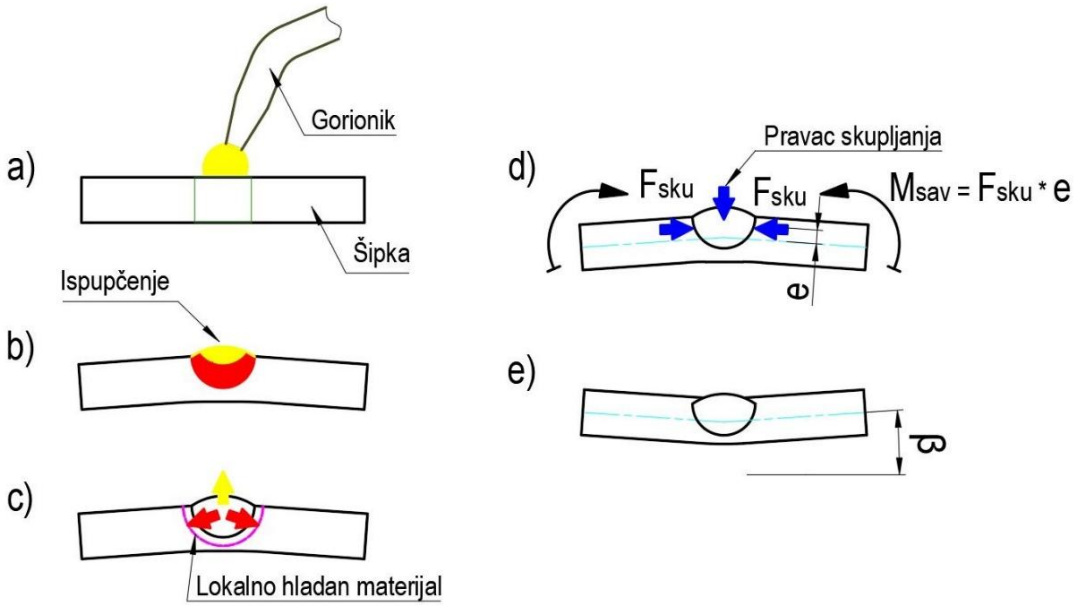
Nakon lokalnog tačkastog zagrevanja (slika 4a), okolni hladniji ili nedovoljno zagrejani materijal predstavlja prirodnu prepreku slobodnom termičkom širenju (slika 4c), jer onemogućava ravnomerno širenje u svim pravcima.

Kao posledica toga, dominantno širenje materijala odvija se u radijalnom pravcu u odnosu na zonu zagrevanja što dovodi do pojave lokalnog ispupčenja površine šipke (slika 4b).

Tokom procesa hlađenja dolazi do lokalnog skupljanja prethodno zagrejanog područja. Sile skupljanja nisu simetrično raspoređene u odnosu na uzdužnu osu šipke, već deluju ekscentrično, što dovodi do pojave momenta savijanja (slika 4d). Posledica ovog momenta je trajno savijanje šipke u smeru suprotnom od lokalnog širenja, odnosno prema gore (slika 4e).

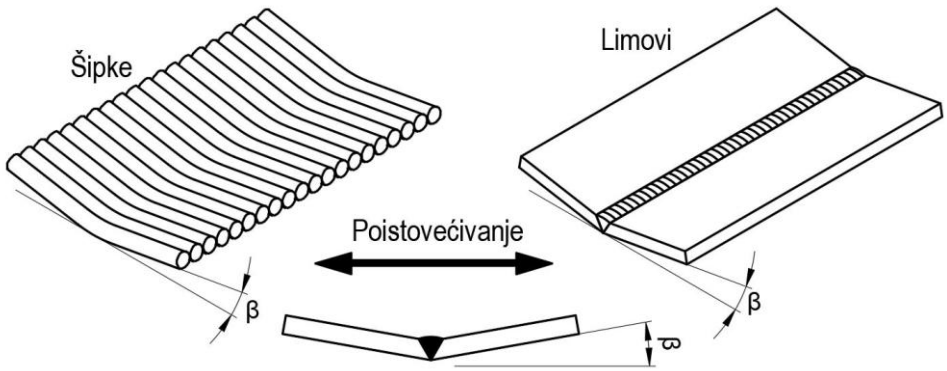
Pri procesu deformacije šipka prolazi kroz ravnotežni horizontalni položaj, ali se zbog prethodno formiranog lokalnog ispupčenja i dalje nastavlja deformisati u istom smeru.

Zbog toga se konačno stanje ne uspostavlja u potpuno ravnom položaju, već se javlja dodatna ugaona deformacija. Ova pojava je posledica neravnomernog i nekontrolisanog termičkog skupljanja, pri čemu nastala deformacija ostaje trajna nakon završetka procesa hlađenja. Ovo nam govori da je napon tečenja dostignut u toj zoni



Slika 4: Ponašanje lokalno jednostrano zagrejane metalne šipke
pri slobodnom širenju i skupljanju

Deformacija šipke usled lokalnog zagrevanja može se poistovetiti sa deformacijom koja nastaje pri sučeonom zavarivanju dva lima (slika 5). Ukoliko se razmatra skup velikog broja međusobno paralelnih šipki postavljenih jedna pored druge, takav sistem može se aproksimirati kao kontinualni lim, čime se omogućava primena istih principa analize deformacija.



Slika 5: Analogija deformacije više paralelno postavljenih šipki primenjena na limove

3. ZAOSTALI NAPONI

Termin „zaostali naponi“ potiče od činjenice da se nakon završetka određenih proizvodnih procesa unutar materijala zadržavaju unutrašnji naponi koji ostaju prisutni i nakon uklanjanja spoljašnjih opterećenja. U proizvodne procese koji mogu dovesti do pojave zaostalih napona ubrajaju se:

- **Sečenje plamenom i grejanje**
- **Zavarivanje**
- Plastično deformisanje
- Metalurške promene (javljaju se pri termičkoj obradi čelika)

Kada se razmatraju zaostali naponi (u nekim literaturama domaćih autora pojavljuje se pojam sopstveni naponi) i deformacije u zavarenim konstrukcijama, neophodno je analizirati i njihov uticaj na ponašanje konstrukcije tokom eksploatacije.

Visoke vrednosti zaostalih napona zatezanja u zonama neposredno uz zavar mogu izazvati pojavu krtog loma, zamora materijala ili pucanja usled naponske korozije. Sa druge strane, visoki zaostali naponi pritiska, u kombinaciji sa početnim deformacijama, mogu dovesti do smanjenja otpornosti vitkih konstrukcija na izvijanje.

Uticaj zaostalih napona u velikoj meri zavisi od mehaničkih svojstava osnovnog materijala. Kod krtih materijala zaostali naponi mogu značajno smanjiti otpornost zavarenog spoja na lom. Nasuprot tome, kod duktilnih materijala, koji imaju sposobnost plastične deformacije pre loma, njihov nepovoljan uticaj je znatno manji.

Osnovni cilj konstruktora i proizvodnog osoblja jeste da se odgovarajućim izborom parametara projektovanja i izrade veličina zaostalih napona i njihov uticaj svedu na prihvatljiv nivo.

Parametri projektovanja obuhvataju pravilan izbor tipa zavarenog spoja (sučeoni, preklopni i ugaoni), debljine limova, oblika pripreme ivica za zavarivanje, kvaliteta osnovnog materijala, definisanje potrebe za termičkom obradom, kao i izbor konstruktivnog rešenja kojim se nastoji da se obim zavarivanja svede na najmanju moguću meru.

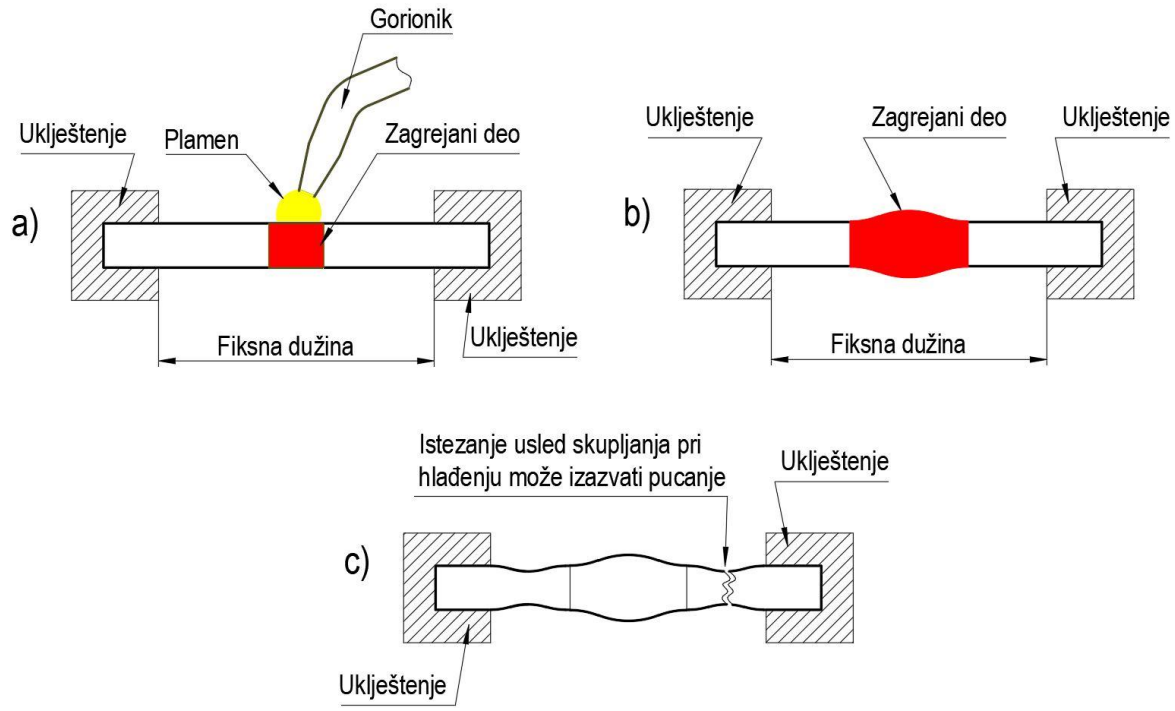
Parametri izrade obuhvataju pravilno sečenje i pripremu ivica za zavarivanje, obezbeđivanje odgovarajućih uslova za izvođenje zavarivanja, angažovanje kvalifikovanih i sertifikovanih zavarivača, izbor odgovarajućeg redosleda zavarivanja, plameno ispravljanje deformisanih delova konstrukcije nakon zavarivanja, kao i primenu odgovarajuće termičke obrade.

Proces smanjenja zaostalih napona i deformacija započinje u fazi projektovanja. Izbor odgovarajućih konstruktivnih rešenja ima značajan uticaj na kasniji tok proizvodnje i kvalitet zavarenih konstrukcija. Zbog toga je neophodno da se već u početnim fazama projektovanja i izrade predvide i otklone potencijalni uzroci nastanka nepravilnosti, uz doslednu primenu propisanih procedura zavarivanja.

3.1 Ograničeno širenje i ograničeno skupljanje - lokalni unos toplote

Posmatrajmo slučaj u kojem su ograničeni i širenje i skupljanje metalne šipke. Ovakav uslov ograničenja nastaje kada su krajevi šipke čvrsto uklješteni, čime je onemogućeno bilo kakvo pomeranje u bilo kom pravcu. Dovođenjem toplote na određeni uzdužni deo šipke (slika 6a), usled sprečenog podužnog širenja, ukupna deformacija se odvija u radijalnom pravcu, što

se manifestuje povećanjem prečnika zagrejanog dela šipke. Na taj način zagrejana zona mora da prihvati celokupnu zapreminsku promenu materijala izazvanu termičkim širenjem (slika 6b).



Slika 6: Ponašanje lokalno zagrejane metalne šipke kada je širenje i skupljanje ograničeno

Povećanje prečnika zagrejanog dela predstavlja plastičnu deformaciju koja se naziva trajna deformacija, budući da se nakon hlađenja šipke ne dolazi do potpunog povratka prvobitnog geometrijskog oblika. Kao posledica ograničenog širenja, tokom zagrevanja u materijalu se razvijaju pritisni naponi (slika 6b), dok se nakon završetka procesa hlađenja javljaju zatezni naponi (slika 6c).

Tokom zagrevanja, deo šipke izložen dejstvu toplote omekšava, pri čemu dolazi do njegovog plastičnog deformisanja u radijalnom pravcu, odnosno do povećanja prečnika zagrejane oblasti (slika 6b). U fazi hlađenja, kruti oslonci sprečavaju slobodno termičko skupljanje materijala. Kao posledica ovog ograničenja, u šipki nakon hlađenja ostaje zarobljen zatezni napon.

Naponi koji ostaju prisutni u materijalu nakon prestanka dejstva spoljašnjih opterećenja i završetka procesa hlađenja predstavljaju **zaostale napone ili sopstvene napone**.

U zavisnosti od mehaničkih svojstava materijala i intenziteta nastalih napona, zaostali naponi mogu dovesti do pojave trajnih plastičnih deformacija ili, u slučaju nedovoljne duktilnosti materijala, do pojave prslina i loma (slika 6c)

Termički napon je napon izazvan ograničenim termičkim širenjem ili skupljanjem

Termičko istezanje (dilatacija) se računa po sledećem obrazcu $\varepsilon = \alpha \cdot \Delta T$

Termički napon se računao kao $\sigma = E \cdot \varepsilon = E \cdot \alpha \cdot \Delta T \ [N/mm^2]$

Young-ov modul elastičnosti $E = 210000 \ N/mm^2$

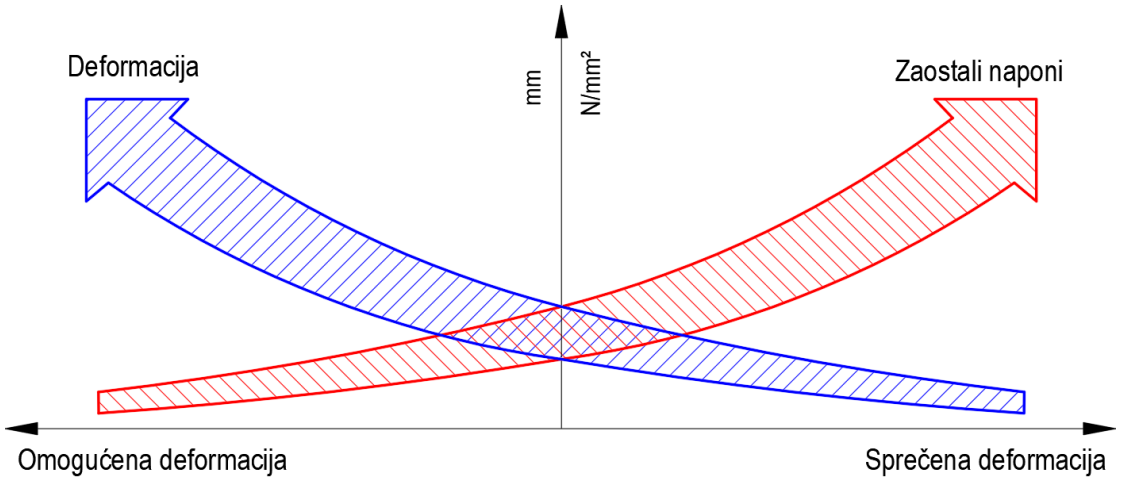
Na primer za opšti konstrukcioni čelik S355J2+N (Č 0563) koji ima tabličnu vrednost minimalnog napona tečenja od 355 N/mm², a po atestnoj dokumentaciji nešto iznad 400N/mm²

može se izračunati temperaturna promena tj porast temperature potreban za dostizanje napona tečenja pri pritisku.

$$\sigma = E \cdot \alpha \cdot \Delta T \quad \Rightarrow \quad \Delta T = \frac{\sigma}{E \cdot \alpha} = \frac{400\ N/mm^2}{210\,000 \frac{N}{mm^2} \cdot 11{,}8 \cdot 10^{-6}\ \frac{1}{°C}}$$

$\Delta T = 161°C$ iznad sobne temperature

$$\Delta T = t - t_0 \quad \Rightarrow \quad t = \Delta T + t_0 = 161°C + 20°C$$
$$= 181°C \quad temperatura\ zagrevanja\ čelika$$



Slika 7: Zavisnost između deformacije i zaostalih napona

Na slici 7 prikazan je karakterističan odnos između deformacija i zaostalih napona koji nastaju tokom procesa zavarivanja. Najveće vrednosti zaostalih napona javljaju se u delovima konstrukcije u kojima je deformisanje potpuno ograničeno, odnosno gde su termičke deformacije sprečene.

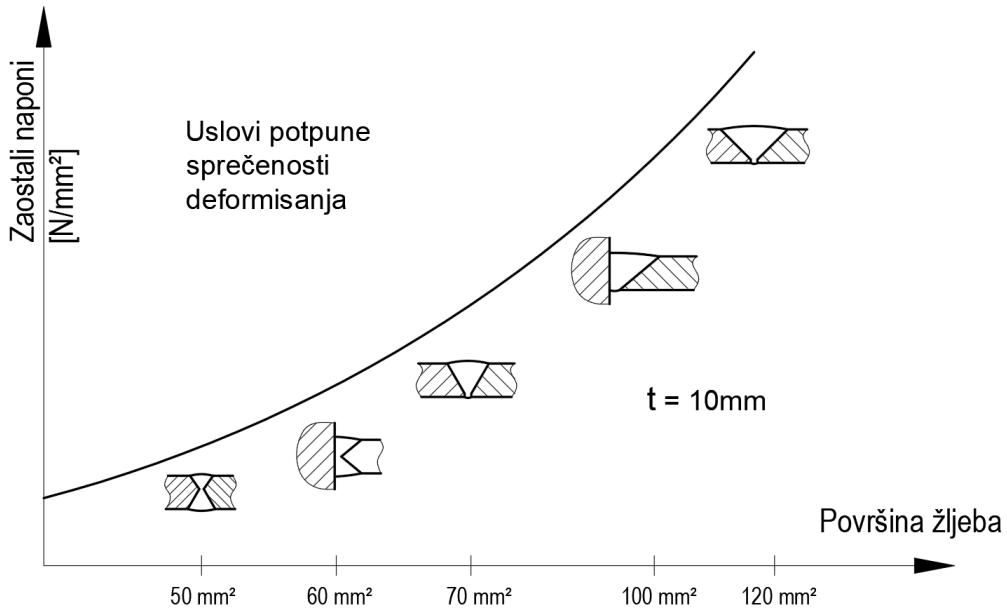
Nasuprot tome, ukoliko je konstrukciji omogućeno slobodno deformisanje, vrednosti zaostalih napona biće znatno manje ili približno jednake nuli. Ovaj princip predstavlja jedan od osnovnih postulata pri analizi deformacija i zaostalih napona u zavarivanju.

Na slici 8 prikazana je zavisnost između zaostalih napona i površine žljeba za različite geometrije sučeonih spojeva pri istoj debljini lima, u uslovima potpuno sprečene deformacije.

Kao što se može videti na slici 8, površina žljeba za zavarivanje menja se u zavisnosti od toga da li je žljeb jednostrani ili obostrani. Sa povećanjem povšine žljeba, pri uslovu potpune sprečene deformacije, raste vrednost zaostalih napona.

Gore navedena konstatacija može se objasniti činjenicom da je za popunjavanje žljeba velike površine neophodno duže vreme zavarivanja, kao i topljenje veće količine dodatnog materijala, što rezultuje ogromnim unosom toplote u zavareni spoj. Jedna te ista zapremina zavarenog spoja pri različitim temperaturama imaće različite sile skupljanja tokom hlađenja. Intenzitet sila skupljanja je direktno proporcionalan zapremini zavarenog spoja. Zapremina zavarenog spoja je jednaka proizvodu površine žljeba i dužine zavara.

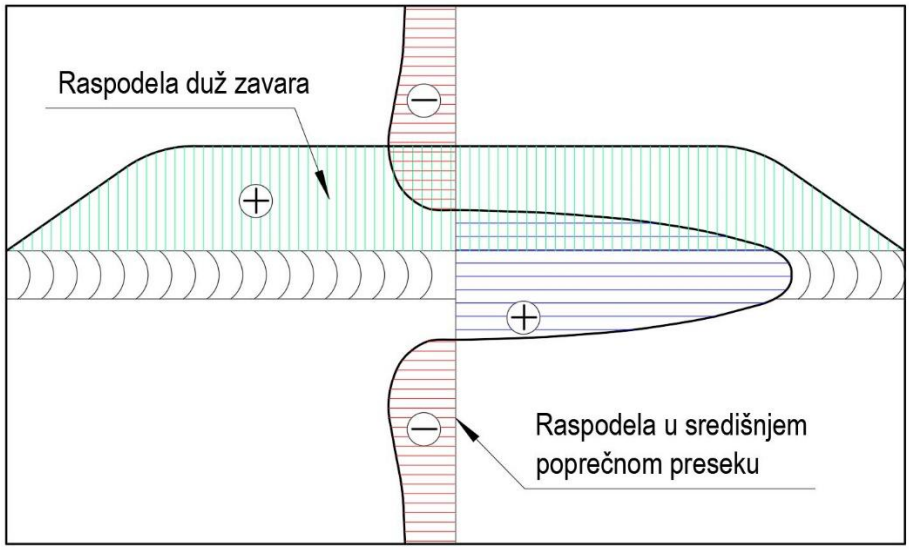
Na osnovu navedenog može se zaključiti da se na smanjenje zaostalih napona može postići odgovarajućim oblikovanjem sučeonog spoja. U tom smislu, preporučuje se primena obostranih žljebova sa minimalnim uglovima otvaranja, čime se smanjuje: zapremina zavarenog spoja, puneta količina toplote a posledično intenzitet zaostalih napona.



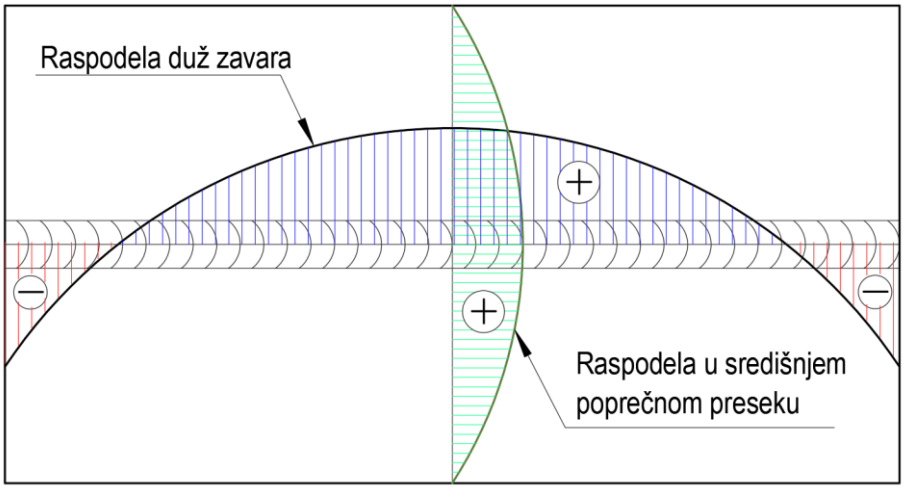
Slika 8: Zavisnost zaostalih napona i površine žljeba za razlučite sučeone spojeve

Vrste zaostalih naprezanja:
- Poprečna naprezanja
- Uzdužna naprezanja

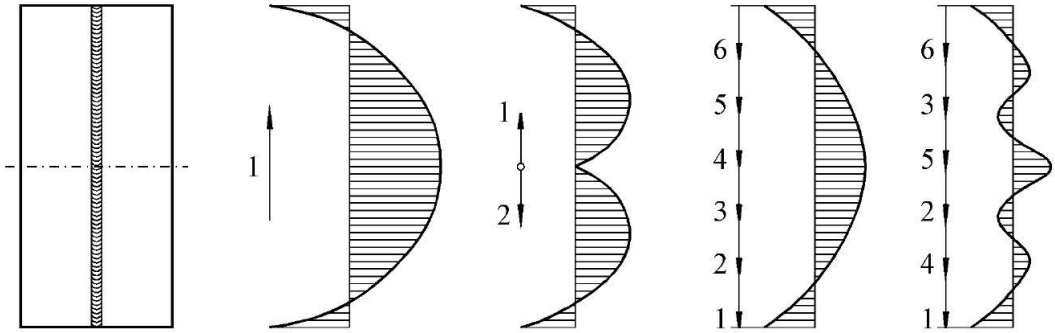
Karakteristična raspodela zaostalih uzdužnih i poprečnih naprezanja u zavarenom spoju nakon hlađenja na sobnu temperaturu prikazana je na slikama 9 i 10. U cilju uspostavljanja ravnoteže naprezanja, zatezna zaostala naprezanja koja se javljaju u pojedinim zonama zavarenog spoja moraju biti uravnotežena odgovarajućim pritisnim zaostalim naprezanjima u okolnim delovima materijala.



Slika 9: Raspodela uzdužnih zaostalih naprezanja.
Sa povećanjem unosa toplote, širi se zona zateznih naprezanja.



Slika 10: Raspodela poprečnih zaostalih naprezanja.
Sa povećanjem dužine zavara, povećava se nivo zateznih zaostalih naprezanja



Slika 11: Uticaj redosleda zavarivanja na vrednost i rasporedelu zaostalih napona

Intenzitet, raspored i znak sopstvenih napona zavise od načina zagrevanja i hlađenja sklopa i menjaju se u podužnom i poprečnom pravcu u odnosu na osu šava.
Redosledom zavarivanja može da se utiče na raspored, znak i intenzitet sopstvenih napona. Na slici 11 prikazano je kako redosled zavarivanja može uticati na smanjenje nivoa sopstvenih napona. Strelicom je označen smer zavarivanja, a brojevima redosled izvođenja.

Na osnovu ove slike se može zaključiti da se ravnomernijim zagrevanjem materijala, odnosno kraćim šavovima, dobijaju niže vrednosti sopstvenih napona nego u slučaju zavarivanja čitavog šava iz jednog prolaza (slika 10)

3.2 Promena zaostalih napona u zavarenim spojevima izloženim zateznom opterećenju

Na slici 12 prikazana je promena raspodele zaostalih napona u sučeonom zavarenom spoju pri dejstvu spoljašnjeg zateznog opterećenja. Kriva 0 predstavlja početnu poprečnu raspodelu uzdužnih zaostalih napona neposredno nakon završetka procesa zavarivanja. Primenom ravnomerno raspoređenog zateznog napona intenziteta $\sigma = \sigma_1$, raspodela ukupnih napona odgovara krivoj 1. U zoni neposredno uz zavar naponi dostižu granicu razvlačenja materijala, dok se najveće povećanje napona registruje u oblastima koje su udaljenije od zavarenog spoja.

Daljim povećanjem primenjenog zateznog napona na nivo σ_2 uspostavlja se raspodela prikazana krivom 2. Povećanjem intenziteta spoljašnjeg opterećenja dolazi do postepenog ujednačavanja raspodele napona preko poprečnog preseka spoja, usled čega se uticaj zaostalih napona nastalih tokom procesa zavarivanja na ukupno naponsko stanje progresivno smanjuje.

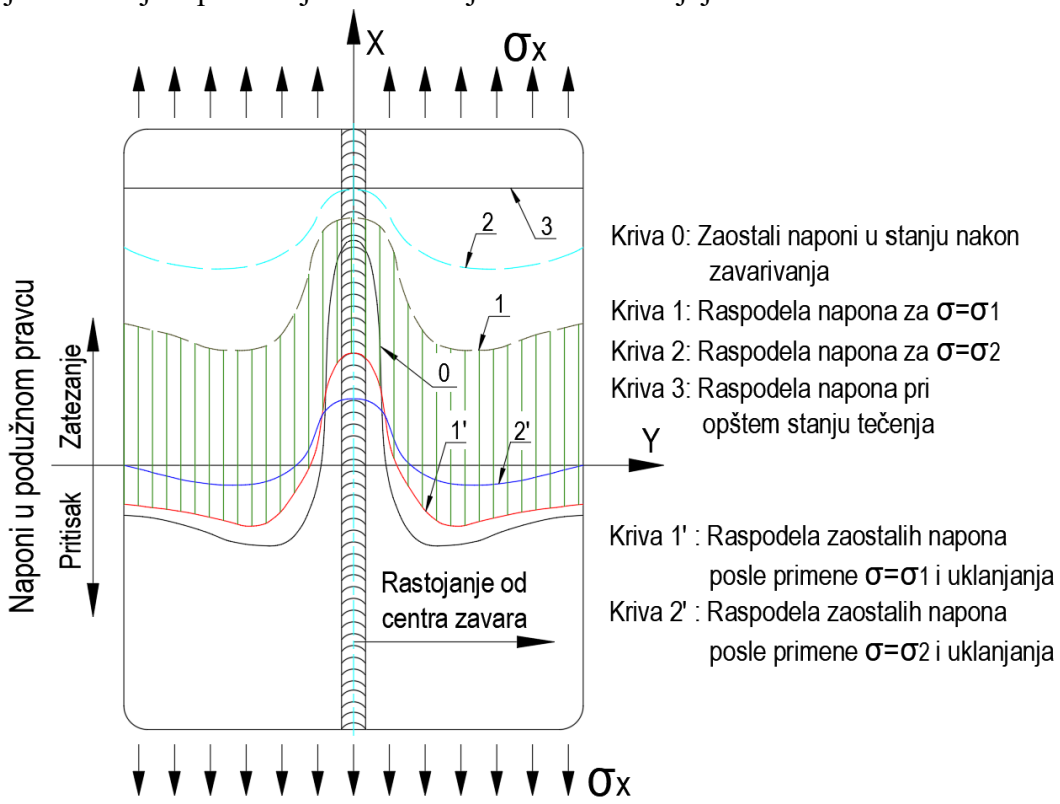
Pri daljem povećanju opterećenja nastupa opšte plastično tečenje materijala, odnosno granica razvlačenja dostiže se u celokupnom poprečnom preseku zavarenog spoja. Raspodela napona u ovom stanju prikazana je krivom 3. Nakon pojave opšteg tečenja, uticaj zaostalih napona na raspodelu ukupnih napona praktično prestaje da bude značajan.

Poseban aspekt analize odnosi se na raspodelu zaostalih napona nakon rasterećenja konstrukcije. Kriva 1′ prikazuje raspodelu zaostalih napona koja ostaje nakon uklanjanja opterećenja, ukoliko je spoj prethodno bio izložen zateznom naponu $\sigma = \sigma_1$, dok kriva 2′ predstavlja raspodelu zaostalih napona nakon rasterećenja u slučaju prethodnog opterećenja intenziteta $\sigma = \sigma_2$.

U poređenju sa početnom raspodelom zaostalih napona (kriva 0), raspodele dobijene nakon opterećenja i naknadnog rasterećenja pokazuju izraženiju ujednačenost. Sa porastom nivoa primenjenog opterećenja, raspodela zaostalih napona nakon rasterećenja postaje sve ravnomernija, što ukazuje na postepeno smanjenje uticaja zaostalih napona nastalih tokom zavarivanja na ukupno naponsko stanje konstrukcije.

Na osnovu prethodne analize mogu se izdvojiti sledeći zaključci o uticaju zaostalih napona na ponašanje zavarenih konstrukcija:

1. Uticaj zaostalih napona nastalih tokom zavarivanja najizraženiji je kod pojava koje se manifestuju pri relativno niskim nivoima spoljašnjeg opterećenja, kao što su krt lom i koroziono pucanje pod naponom.
2. Povećanjem intenziteta primenjenog opterećenja značaj zaostalih napona postepeno opada usled preraspodele ukupnog naponskog stanja.
3. Pri nivoima opterećenja koji premašuju granicu razvlačenja materijala, uticaj zaostalih napona na mehaničko ponašanje zavarenih konstrukcija može se smatrati zanemarljivim.
4. Ponavljano ciklično opterećivanje doprinosi relaksaciji zaostalih napona, usled čega se njihov uticaj na ponašanje konstrukcije dodatno smanjuje.



Slika 12: Šematski prikaz raspodele napona u sučeonom zavaru izloženom ravnomernom zateznom opterećenju i rezultujuće raspodele zaostalih napona nakon rasterećenj

ZAKLJUČAK

Često je nemoguće odrediti tačnu i zadovoljavajuću tehnologiju zavarivanja za loše i nezadovoljavajuće konstruktivno rešenje. Konstruktorski posao se ne završava na tabli za crtanje ili kompijuteru. Konstruktor, tehnolog, poslovođa u proizvodnji kao i zavarivač dele odgovornost za konačni kvalitet konstrukcije

Da bi se kontrolisale deformacije i zaostali naponi, neophodno je detaljno razumeti uticaj svakog od ova dva faktora i, u skladu s tim, pažljivo planirati postupak zavarivanja.

Najoptimalnije konstrukciono rešenje za izradu zavarenih konstrukcija predstavlja ono koje zahteva najmanji broj sastavnih elemenata i minimalnu količinu potrebnog zavarivanja. Takav pristup, pored ekonomskih prednosti, doprinosi i smanjenju pojave deformacija, pa se zbog toga preporučuje pri projektovanju zavarenih konstrukcija.

Posebnu pažnju potrebno je posvetiti izboru vrste i načina pripreme spoja, naročito kod slobodnih sučeonih spojeva, jer geometrija pripreme direktno utiče na veličinu ugaonih deformacija koje nastaju usled termičkih uticaja tokom zavarivanja.

Kod spojeva izvedenih ugaonim zavarima mogućnosti promene pripreme spoja su ograničene, pa se optimalnim konstrukcionim rešenjem prvenstveno postiže određivanje minimalnih dimenzija zavara koje obezbeđuju potrebnu nosivost spoja. Na taj način se izbegava nepotrebno povećanje količine zavarenog metala, čime se smanjuju zaostali naponi i deformacije.

Iako se deformacije nastale tokom zavarivanja ne mogu u potpunosti eliminisati samo pravilnim konstrukcionim rešenjem i izborom odgovarajućih detalja spoja, njihova primena značajno doprinosi smanjenju obima problema i olakšava sprovođenje tehnoloških mera tokom izrade konstrukcije radi postizanja zahtevanog kvaliteta i geometrijske tačnosti.

Literatura:

[1] Prof.Dr. N.N.Rykalin: Calculation of heating processes in welding, 1960 god.

[2] J.B.Andrews, M.Arita, K. Masubuchi : Analysis of thermal stress and metal movement during welding, NASA CR-6135, Massachusetts institute of technolgy.

[3] Koichi Masubuchi : Analzsis of welded structures, Massachusetts institute of technolgy USA.

[4] Canadian Welding Bureau CWB Gooderham : Welding for design engineers, Centre for Industrial Learning.

[5] Gesellschaft für Schweißtechnik International: International welding engineer IWE

[6] Nirma University: Distortion in welding.

[7] Fundamentals of Flame straightening, Technical information for flame processes. LINDA Group

[8] Welding processes: AWS Welding Handbook, 7th, Volume 2

[9] Fundamentals of Welding : AWS Welding Handbook, 7th, Volume 1

[10] https://www.simscale.com/docs/simwiki/heat-transfer-thermal-analysis/what-is-heat-transfer/

[11] Prevention and Control of Distortion in Arc Welding: Lincoln Electric Company Cleveland Ohio

[12] Dr Dragan Buđevac, Mr Zlatko Marković, Mr Dragana Bogavac, Mr Dragoslav Tošić: Metalne konstrukcije, Građevinski fakultet u Beogradu

[13] H. Murakawa, 13 - Residual stress and distortion in laser welding, in Handbook of Laser Welding Technologies, Woodhead Publishing Series in Electronic and Optical Materials, edited by S. Katayama (Woodhead Publishing, 2013) pp. 374-398.

[14] Wei Liang, Dean Deng, Shinji Sone, Hidekazu Murakawa: Prediction of Welding Distortion by Elastic FE Analysis Using Inherent Deformation Estimated through Inverse Analysis , IIW Doc. X-1590-2005

Broj rada: 4.1
DOI: 10.65156/wws.sjdp.si.017

ISPITIVANJE UTICAJA TIG, TAG I ATIG POSTUPAKA NA GEOMETRIJSKE KARAKTERISTIKE ZAVARENOG SPOJA OD AISI 304 NEHRĐAJUĆEG ČELIKA

INVESTIGATION OF THE INFLUENCE OF TIG, TAG, AND ATIG WELDING PROCESSES ON THE GEOMETRICAL CHARACTERISTICS OF WELDED JOINTS IN AISI 304 STAINLESS STEEL

Prof. Dr. Mersida Manjgo[1], Doc. Dr. Tomaž Vuherer[2] 0000-0002-1866-8266, Dr. Sc. Mirza Manjgo[2,3,*] 0009-0009-2944-0820

[1] Univerzitet "Džemal Bijedić" u Mostaru, Mašinski fakultet, 88000 Mostar, BiH
[2] Univerza v Mariboru, Fakulteta za strojništvo, 2000 Maribor, Slovenija
[3] Aluminij Industries d.o.o., Odjel istraživanja i razvoja, 88000 Mostar, BiH

E-mail: mirza.manjgo@student.um.si

Rezime: U sektoru mašinske proizvodnje i građevinarstva, zavarivanje je osnovni postupak koji omogućava spajanje materijala radi izrade struktura i dijelova za različite primjene. Među brojnim tehnikama zavarivanja, postupak TIG (Tungsten Inert Gas) zavarivanja se izdvaja po svojoj sposobnosti da omogući visokokvalitetne i precizne zavare, posebno pri radu s nehrđajućim čelikom. Nehrđajući čelik se obično koristi u industrijama poput automobilske, avio industrije, petrohemijske i prehrambene zbog svoje odlične čvrstoće, otpornosti na koroziju i prilagodljivosti. U radu je provedeno ispitivanje zavarenih uzoraka od AISI 304 nehrđajućeg čelika, koji su zavareni različitim postupcima zavarivanja: TIG (Tungsten Inert Gas), TAG (Tungsten Active Gas) i ATIG (Activated Tungsten Inert Gas). Cilj rada je ispitati uticaj zavarivanja različitim postupcima i različitim unosom toplote na dimenzije zavarenog spoja.

Ključne reči: TIG zavarivanje, geometrije zavara.

Abstract: In the field of mechanical manufacturing and construction engineering, welding is a fundamental joining process that enables the fabrication of structures and components for a wide range of applications. Among the numerous welding techniques, the Tungsten Inert Gas (TIG) welding process stands out due to its ability to produce high-quality and precise welds, particularly when welding stainless steels. Stainless steel is widely used in industries such as automotive, aerospace, petrochemical, and food processing because of its excellent strength, corrosion resistance, and versatility. This study investigates welded specimens made of AISI 304 stainless steel produced using different welding processes: TIG (Tungsten Inert Gas), TAG (Tungsten Active Gas), and ATIG (Activated Tungsten Inert Gas). The aim of the study is to evaluate the influence of different welding processes and varying heat input levels on the dimensions and geometrical characteristics of the welded joint.

Key words: TIG welding, weld geometry.

1. UVOD

Austenitni nehrđajući čelici predstavljaju jednu od najvažnijih grupa konstrukcionih materijala zahvaljujući kombinaciji visoke otpornosti na koroziju, dobrih mehaničkih svojstava, duktilnosti i odlične zavarljivosti. Zbog navedenih karakteristika široko se primjenjuju u prehrambenoj, hemijskoj, petrohemijskoj, energetskoj, automobilskoj i procesnoj industriji, gdje se od zavarenih konstrukcija zahtijevaju visoka pouzdanost, dug radni vijek i otpornost u agresivnim eksploatacionim uslovima [1–3]. Najčešće korišteni materijal je AISI 304 zbog povoljnog odnosa cijene, mehaničkih svojstava i otpornosti na koroziju [1,4].

Kvalitet zavarenih spojeva od nehrđajućih čelika u velikoj mjeri zavisi od izbora postupka zavarivanja i procesnih parametara. Tokom zavarivanja dolazi do intenzivnih termičkih ciklusa koji uzrokuju promjene mikrostrukture, raspodjele zaostalih napona, deformacija i geometrije zavarenog spoja. Navedene promjene direktno utiču na mehanička svojstva, otpornost prema koroziji, zamornu izdržljivost i ukupni integritet zavarenih konstrukcija, zbog čega optimizacija procesa zavarivanja predstavlja jedno od najznačajnijih područja savremenih istraživanja [2,5].

Među postupcima elektrolučnog zavarivanja posebno mjesto zauzima TIG (Gas Tungsten Arc Welding – GTAW), koji omogućava izradu visokokvalitetnih zavarenih spojeva uz stabilan električni luk, preciznu kontrolu procesa i minimalnu količinu metalurških nepravilnosti. Međutim, osnovni nedostatak konvencionalnog TIG postupka je relativno mala dubina penetracije i niža produktivnost u odnosu na druge postupke zavarivanja, što je uslovilo razvoj različitih modifikacija s ciljem povećanja efikasnosti procesa [5,6].

Jedna od najznačajnijih modifikacija je A-TIG (Activated TIG) postupak, kod kojeg se na površinu osnovnog materijala nanosi tanak sloj aktivirajućeg fluksa prije zavarivanja. Brojna istraživanja pokazala su da primjena odgovarajućeg fluksa može višestruko povećati dubinu penetracije, poboljšati odnos dubine i širine zavara te omogućiti zavarivanje debljih limova u jednom prolazu [6–8]. Pored A-TIG postupka, posljednjih godina pažnju istraživača privlači i primjena aktivnih komponenti u zaštitnom gasu (TAG), pri čemu kontrolisani dodatak aktivnih gasova utiče na karakteristike električnog luka, prenos toplote i formiranje zavarenog spoja, što može rezultirati povoljnijom geometrijom zavara i većom efikasnošću procesa [5,9].

Geometrijske karakteristike zavarenog spoja, uključujući širinu zavara, dubinu penetracije, visinu nadvišenja i površinu poprečnog presjeka, predstavljaju jedn od pokazatelja kvaliteta zavarivanja. Njihove vrijednosti zavise od primijenjenog postupka, procesnih parametara i unosa toplote, a direktno utiču na stepen razblaženja, raspodjelu napona i mehanička svojstva zavarenog spoja. Zbog toga analiza geometrije zavara predstavlja jedan od koraka pri optimizaciji procesa TIG, TAG i A-TIG zavarivanja [7–10].

Polazeći od navedenog, u ovom radu provedeno je eksperimentalno ispitivanje zavarenih spojeva od austenitnog nehrđajućeg čelika AISI 304 izrađenih TIG, TAG i A-TIG postupcima zavarivanja. Cilj istraživanja bio je analizirati uticaj različitih postupaka zavarivanja i različitog unosa toplote na geometrijske karakteristike zavarenog spoja, s posebnim osvrtom na širinu zavara, dubinu penetracije, visinu nadvišenja i površinu poprečnog presjeka, radi utvrđivanja postupka kojim se postižu najpovoljnije dimenzije zavara.

2. EKSPERIMENT

Za eksperimentalne testove korišten je čelik AISI304 iz grupe nehrđajućih čelika. Hemijski sastav AISI304 prikazan je u Tabeli 1, a mehanička svojstva prikazana u Tabeli 2.

Tabela 1. Hemijski sastav AISI304 (mas. %)

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr
0,07	1,00	2,00	0,045	0,03	8,00 – 10,50	17,50 – 19,50

Tabela 2. Mehanička svojstva AISI304

$R_{p0.2}$ (MPa)	R_m (MPa)	E (GPa)	A_5 (%)	HR (HRB)
215	505 – 735	193 – 200	40 – 60	70 – 95

Kao materijal za punjenje odabran je TIG 19/9 NC Si. Tabela 3 prikazuje hemijski sastav TIG 19/9 NC SI, dok Tabela 4 prikazuje mehanička svojstva TIG 19/9 NC Si.

Tabela **Error! No text of specified style in document.**. Hemijski sastav dodatnog materijala TIG 19/9 NC Si (mas. %)

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Fe
0,025	0,80	2,00	0 – 0.045	0 – 0.03	9,00	19,00	balans

Tabela 3. Mehaničku svojstva dodatnog materijala TIG 19/9 NC Si

$R_{p0,2}$ (MPa)	R_m (MPa)	E (GPa)	A_5 (%)	HR (HRB)	HB (HBW)
400	580	193	40 – 50	85 – 95	170 – 200

U ovom istraživanju primijenjeni su TIG i A-TIG postupci zavarivanja, pri čemu je kao zaštitni gas korišten argon ili mješavina argona i helija. Argon osigurava stabilan električni luk i efikasnu zaštitu rastopljenog metala od atmosferske kontaminacije, dok dodatak helija povećava unos toplote, poboljšava penetraciju zavara i može povećati efikasnost procesa, posebno pri zavarivanju materijala veće toplinske provodljivosti. U Tabeli 5, Tabeli 6 i Tabeli 7 dati su parametri zavarivanja. Zavarivanje ploča dimenzija 100 mm x 100 mm i debljine 6 mm je obavljeno na Fakulteta za strojništvo u Mariboru pomoću robota za zavarivanje.

Tabela 4. Parametri zavarivanja za TIG process sa aktivnim gasom bez dodatnog materijala

Br. uzorka	Postupak	Vrsta gasa	Brzina zavar. (cm/min)	Protok gasa (l/min)	Napon (V)	Jačina struje (A)	Unos toplote (kJ/cm)
1	TIG + aktivni gas	Ar + H (7 %)	40	13	12	210	3,024
2	TIG + aktivni gas	Ar + H (7 %)	40	13	12	180	2,592
3	TIG + aktivni gas	Ar + H (7 %)	40	13	12	160	2,304
4	TIG + aktivni gas	Ar + H (7 %)	40	13	12	130	1,872

5	TIG + aktivni gas	Ar + H (7 %)	40	13	12	100	1,44
6	TIG + aktivni gas	Ar + H (7 %)	40	13	12	80	1,152

Tabela 5. Parametri zavarivanja za TIG + aktivni gas s dodavanjem dodatnog materijala

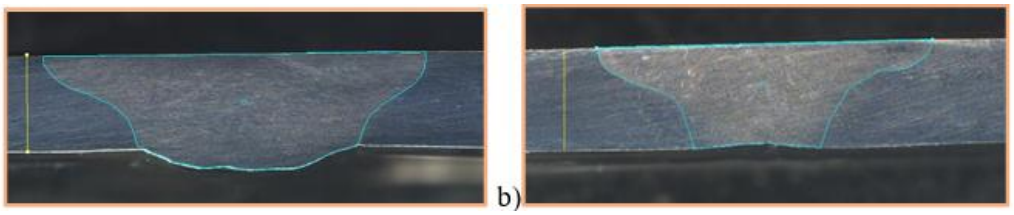
Br. uzorka	Postupak	Vrsta gasa	Brzina zavar. (cm/min)	Protok gasa (l/min)	Napon (V)	Jačina struje (A)	Unos toplote (kJ/cm)
7	TIG + aktivni gas	Ar + H (7 %)	40	13	12	210	3,024
8	TIG + aktivni gas	Ar + H (7 %)	40	13	12	210	3,024
9	TIG + aktivni gas	Ar + H (7 %)	40	13	12	180	2,592

Tabela 7. Parametri zavarivanja za TIG, ATIG i TIG + aktivni gas bez dodatnog materijala

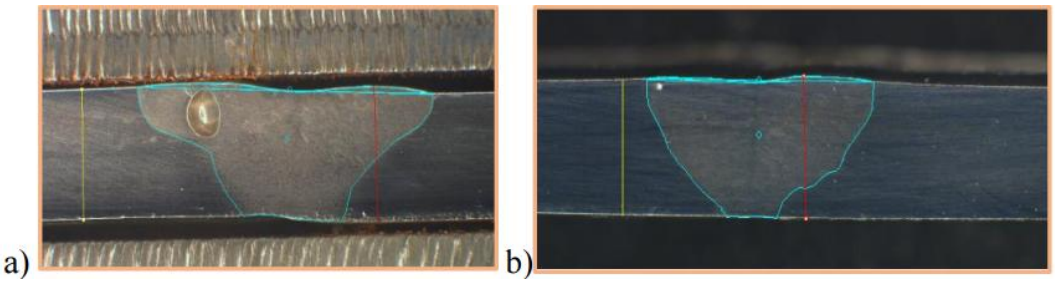
Br. uzorka	Postupak	Vrsta gasa	Brzina zavar. (cm/min)	Protok gasa (l/min)	Napon (V)	Jačina struje (A)	Unos toplote (kJ/cm)
10	TIG	Ar + H (7 %)	40	13	12	220	3,024
11	ATIG	Ar + H (7 %)	40	13	12	220	3,024
12	TIG + aktivni gas	Ar + H (7 %)	40	13	12	220	3,024
13	TIG + aktivni gas	Ar + H (7 %)	40	13	12	220	3,168

3. REZULTATI I DISKUSIJA

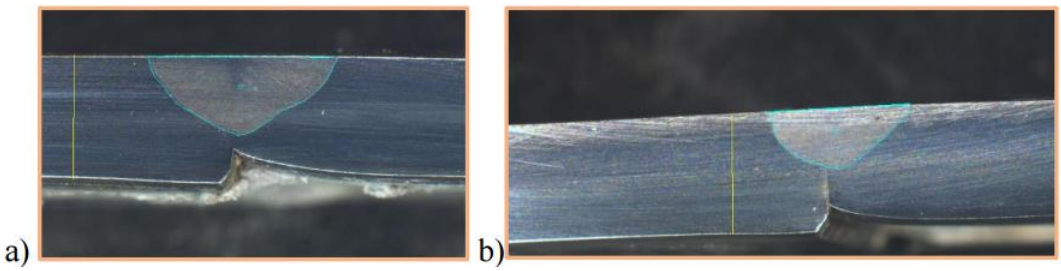
Na slikama od 1 do 6 prikazano je mjerenje u programu Digimizer, na osnovu kojih dobijamo potrebne rezultate koji su prikazani u Tabeli 8. Dimenzije pripremljenih uzoraka za ispitivanje su bile 80 mm x 40 mm sa debljinom oko 3 mm.



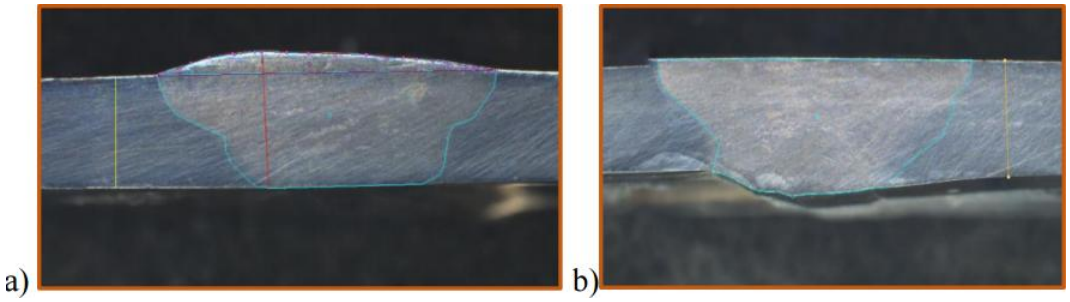
Slika 1. Makro uzorci zavarenog spoja (TAG, 93 % Ar + 7 % H_2 bez DM); a) zavareni spoj 1 (I = 210 A), b) zavareni spoj 2 (I = 180 A)



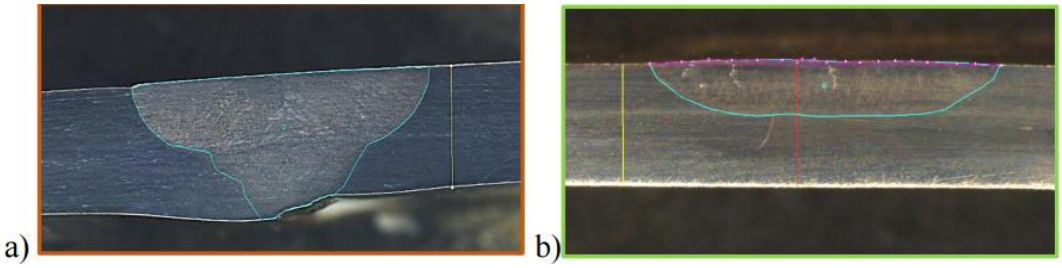
Slika 2. Makro uzorci zavarenog spoja (TAG, 93 % Ar + 7 % H_2 bez DM); a) zavareni spoj 3 (I = 210 A), b) zavareni spoj 4 (I = 180 A)



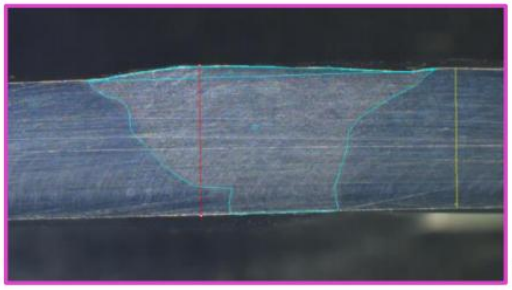
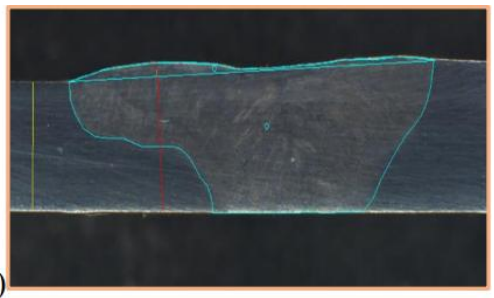
Slika 3. Makro uzorci zavarenog spoja (TAG, 93 % Ar + 7 % H_2 bez DM); a) zavareni spoj 5 (I = 210 A), b) zavareni spoj 6 (I = 180 A)



Slika 4. Makro uzorci zavarenog spoja (TAG, 93 % Ar + 7 % H_2 sa DM); a) zavareni spoj 7 (I = 210 A, vDM = 80 cm/min), b) zavareni spoj 8 (I = 180 A vDM = 120 cm/min)



Slika 5. Makro uzorci zavarenog spoja; a) zavareni spoj 9 (TAG 93 % Ar + 7 % H_2) I = 180 A, sa DM, vFM = 120 cm/min), b) zavareni spoj 10 (TIG, 100 % Ar, I = 220 A bez DM)

a)  b) 

Slika 6. Makro uzorci zavarenog spoja (93 % Ar + 7 % H_2); a) zavareni spoj 11 (I = 220 A, ATIG), b) zavareni spoj 12 (TAG without FM, I = 220 A)

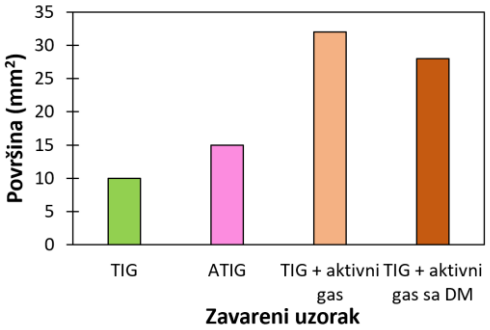
Tabela 8. Rezultati mjerenja geometrije zavara i stepena razrjeđenja

Broj uzorka	*u* (mm)	*b* (mm)	*h* (mm)	*t* (mm)	*A* (mm^2)	A_{ZM} (mm^2)	A_{OM} (mm^2)	*X* (%)
1	3,10	12,400	/	3,100	32,437	0	32,437	100
2	2,97	9,930	/	2,97	18,469	0	18,469	100
3	3,00	7,885	/	3,101	15,501	0	15,501	100
4	3,13	6,358	/	3,239	14,549	0	14,549	100
5	3,05	4,837	/	3,050	5,982	0	5,982	100
6	3,13	4,418	/	3,130	4,730	0	4,730	100
12	2,79	11,258	0,327	3,117	26,689	1.055	26,689	100
13	3,03	10,635	0,089	3,119	26,520	1,01	25,465	100
7	3,08	9,784	0,570	3,804	27,543	3,842	23,708	86,05
8	3,33	11,216	/	3,330	31,483	0	31,483	(100)
9	3,09	8,976	/	3,090	20,189	0	20,189	(100)
10	3,08	8,440	/	3,200	9,795	0	9,795	100
11	3,06	7,660	/	3,276	14,388	0	14,388	100

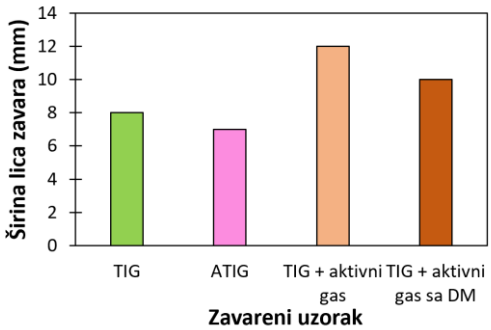
Legenda: ● TAG bez DM; ● TAG sa DM; ● TIG; ● ATIG; *u* – penetracija zavara; *b* – širina zavara; *h* – ojačanje zavara; *t* – debljina uzorka; *A* – ukupna površina zavara; A_{ZM} – Površina zavarenog dijela; A_{OM} – površina zavarivačkog metala; *X* – procenat zavarenosti.

Na dijagramu (slika 7) možemo vidjeti razlike između zavarivačkih procesa TIG, ATIG, TAG bez DM i TAG sa DM. Vidljivo je da TIG zavarivanje ima manji lokalni unos toplote, zbog čega ima i najmanju površinu istopljenog zavarivačkog metala (A). Najveće površine istopljenog zavarivačkog metala ostvarene su u TIG postupku zavarivanja sa aktivnim gasom, bez dodatnog materijala (DM), gdje se može primijetiti utjecaj vodonika u zaštitnom gasu (7 %) koji ima bolju toplinsku provodljivost i povećava lokalni unos toplote. U slučaju TIG zavarivanja s dodatnim materijalom (DM), dio toplote tokom zavarivanja koristi se za topljenje dodatnog materijala, zbog čega je manje lokalne toplote dostupno za topljenje osnovnog materijala. Kod ATIG zavarivanja, uslijed samog procesa i drugačijeg miješanja istopljenog materijala u zavarivačkom bazenu, dostupno je više lokalne toplote u odnosu na

TIG zavarivanje, ali manje nego kod TIG zavarivanja sa aktivnim gasom. Sličan efekat moguće je uočiti i u mjerenjima širine zavarivačkog lica, slika 8. Naime, najveća širina zavarivačkog lica može se izmjeriti na zavarenim spojevima izvedenim TIG zavarivanjem sa aktivnim gasom, dok je najmanja kod klasičnog TIG zavarivanja.

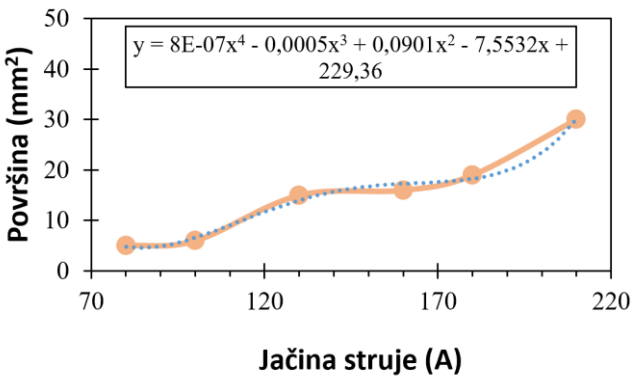


Slika 7. Razlike u površinama istopljenog zavarivačkog metala u makro presjeku između TIG (I = 220 A), ATIG (I = 220 A, TAG bez DM (I = 210 A) i TAG sa DM (I = 210 A, vDM = 80 cm/min)



Slika 8. Razlike u širini lica zavara TIG (I = 220 A), ATIG (I = 220 A, TAG bez DM (I = 210 A) i TAG sa FM (I = 210 A, vFM = 80 cm/min)

Veća struja zavarivanja, a samim tim i veći unos toplote, utječu na površinu rastopljenog zavarenog metala. Zavarivanje s manjom strujom može imati nekoliko prednosti, kao što su preciznost, smanjena veličina zone uticaja toplote (ZUT), veća sigurnost za zavarivače, ali je dubina penetracije znatno manja. Međutim, važno je napomenuti da zavarivanje s preniskom strujom, a posljedično i većim unosom toplote, može dovesti do slabih zavara zbog rasta zrna i smanjenja žilavosti, posebno u zoni uticaja toplote. Na slici 9 možemo vidjeti da se povećanjem struje sa 80 A na 210 A povećava i površina zavara (A), što ukazuje na to da veće struje generalno proizvode veće površine zavara. Struje oko 160 A omogućavaju znatnu površinu zavara (oko 15 mm²) uz vjerovatno manji rizik od pojave defekata koji se mogu javiti pri vrlo visokim strujama. Optimalna struja za TIG zavarivanje nehrđajućeg čelika, kada se gleda maksimalna površina zavara, iznosi oko 210 A. Ipak, uzimajući u obzir mogućnost pojave defekata pri vrlo visokim strujama, nešto manja struja od oko 160 A može ponuditi bolji balans između površine zavara i kvaliteta. Dakle, za maksimiziranje površine zavara idealna struja je oko 210 A, ali struja od oko 160 A predstavlja bolji kompromis između veličine zavara i njegove kvalitete.



Slika 9. Grafički prikaz površina rastopljenog zavarenog metala za sedam različitih zavarenih spojeva (TAG bez dodatnog materijala) zavarenih pri različitim strujama zavarivanja

4. ZAKLJUČAK

Rezultati ispitivanja pokazali su da površina metala zavara značajno zavisi od primijenjenih parametara i postupka zavarivanja. Uočeno je da povećanje struje zavarivanja, odnosno povećanje unosa toplote, dovodi do povećanja površine rastopljenog metala zavara. Najveće vrijednosti površine zavara ostvarene su kod uzoraka 13 i 1, koji su zavareni pri većim vrijednostima struje, dok je uzorak 6, zavaren manjom strujom, imao najmanju površinu zavara.

Poređenjem primijenjenih postupaka zavarivanja utvrđeno je da konvencionalni TIG postupak daje manje površine metala zavara u odnosu na TAG postupak (TIG sa aktivnim zaštitnim gasom) i A-TIG postupak. Dobijeni rezultati ukazuju da primjena aktivnog zaštitnog gasa i aktivirajućeg fluksa utiče na povećanje površine rastopljenog metala, što se može dovesti u vezu s promjenom karakteristika električnog luka i efikasnijim unosom toplote u osnovni materijal.

LITERATURA

[1] Davis, J. R. Stainless Steels. ASM International, 1994.
[2] Lippold, J. C., & Kotecki, D. J. Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels. Wiley, 2005.
[3] Wang, J., et al. "Effect of Alternating Magnetic Field Intensity on Microstructure and Corrosion Properties of Deposited Metal in 304 Stainless Steel TIG Welding." Metals, 15(7), 761, 2025.
[4] Afify, R., et al. "Investigating TIG Arc Weldments for Austenitic Stainless Steel 304 and 304L: A Mechanical and Metallurgical Analysis." 2024.
[5] Singh, S. R., & Khanna, P. "A-TIG (Activated Flux Tungsten Inert Gas) Welding: A Review." Materials Today: Proceedings, 44, 808–820, 2021.
[6] Klobčar, D., Tušek, J., Bizjak, M., et al. "Active Flux Tungsten Inert Gas Welding of Austenitic Stainless Steel AISI 304." Metalurgija, 55(4), 617–620, 2016.
[7] Niagaj, J. "Influence of Activated Fluxes on the Bead Shape of A-TIG Welds on Carbon and Low-Alloy Steels in Comparison with Stainless Steel AISI 304L." Metals, 11, 530, 2021.
[8] Cai, Y., Luo, Z., & Zeng, Y. "Influence of Deep Cryogenic Treatment on the Microstructure and Properties of AISI 304 A-TIG Weld." Science and Technology of Welding and Joining, 2017.
[9] Baskoro, A. S., et al. "Investigation of Weld Geometry, Mechanical Properties, and Metallurgical Observations of Activated Flux TIG Welding on 304 Austenitic Stainless Steel." Transactions of the Indian Institute of Metals, 2024.
[10] Liu, G. H., et al. "Activated Flux Tungsten Inert Gas Welding of 8 mm Thick AISI 304 Austenitic Stainless Steel." Journal of Central South University, 2015.

Broj rada: 4.2
DOI: 10.65156/wws.sjdp.si.018

UTICAJ TIG PRETAPANJA AKTIVIRANOG NANOČESTIČNIM FLUKSEVIMA NA BRUŠENE PWAAM AL–CU–SI DEPOZITE PRIMENOM JEDNOSMERNE STRUJE

EFFECT OF NANOPARTICLE-BASED ACTIVATED TIG REMELTING ON GROUND PWAAM AL–CU–SI ALLOY DEPOSITS USING DC CURRENT

Albert Hauck[1] 0009-0003-8055-3886, Norbert Enzinger[2], 0000-0003-0051-9518, Miroslav Dramicanin[1] 0000-0002-9079-0864, Dragan Rajnovic[1] 0000-0002-5303-4402, Matthias Moschinger[2] 0000-0001-8272-3904, Fernando Warchomicka[2] 0000-0002-4909-8657, Milan Pecanac[1] 0000-0002-8016-9986, Sebastian Balos[1] 0000-0002-3828-8500

1 Department of Production Engineering, Faculty of Technical Sciences, University of Novi Sad, Trg Dositeja Obradovica 6, 21102 Novi Sad, Serbia

2 Institute of Materials Science, Joining and Forming, Graz University of Technology, Kopernikusgasse 24, 8010 Graz, Austria

E-mail: albert.hauck@uns.ac.rs

Rezime: Plazma aditivna proizvodnja (PWAAM) omogućava izradu aluminijumskih in-situ legura primenom više dodatnih žica. Međutim, usled različitog ponašanja legirajućih elemenata pri topljenju, može doći do nepotpunog rastvaranja, odnosno pojave zaostalih oblasti bogatih bakrom i mikrostrukturne nehomogenosti. U ovom radu su brušeni PWAAM depoziti legure Al–Cu–Si pretapani primenom konvencionalnog TIG pretapanja i aktiviranog TIG pretapanja pri jačini jednosmerne struje od 173 A. Cilj rada bio je ispitivanje uticaja aktivirajućih flukseva na bazi nanočestica na geometriju pretopljene zone, mikrostrukturu i mikrotvrdoću. Upoređena su tri fluksa, na bazi nanočestica 20 nm TiO_2, 40 nm SiO_2 i 5 nm SiO_2, sa pretapanjem bez fluksa. Rezultati su pokazali da aktivirajući fluks utiče na dubinu uvara, širinu pretopljene zone, a samim tim i na površinu pretopljene oblasti. Fluks na bazi 40 nm SiO_2 doveo je do formiranja najveće pretopljene zone, dok je fluks na bazi 20 nm TiO_2 omogućio najizraženije usitnjavanje mikrostrukture. Fluks na bazi 5 nm SiO_2 takođe je povećao površinu pretopljene zone u poređenju sa pretapanjem bez fluksa, iako su lokalno uočene zaostale oblasti bogate bakrom. Svi ispitivani uzorci pokazali su relativno nisku poroznost. Merenja mikrotvrdoće pokazala su povećane vrednosti u okviru pretopljenih oblasti, pri čemu je najveća tvrdoća izmerena kod uzorka pretapanog uz primenu TiO_2 fluksa. Dobijeni rezultati ukazuju da se aktivirano TIG pretapanje jednosmernom strujom može primeniti za modifikaciju geometrije pretopljene zone i poboljšanje lokalnih mikrostrukturnih karakteristika i mikrotvrdoće brušenih PWAAM Al–Cu–Si depozita.

Ključne reči: plazma aditivna proizvodnja, aktivirano TIG pretapanje, fluks na bazi nanočestica, geometrija pretopljene zone, mikrotvrdoća

Abstract: Plasma wire arc additive manufacturing (PWAAM) enables the production of aluminium based in-situ alloys using multiple wire feeds, but with incomplete solution, that is, retained Cu rich regions and microstructural heterogeneity may occur due to the different melting behaviour of the alloying elements. In this study, ground PWAAM Al–Cu–Si alloy

deposits were remelted using conventional TIG remelting and activated TIG remelting at a current of 173 A. The aim was to investigate the influence of nanoparticle based activating fluxes on remelted zone geometry, microstructure and microhardness. Three fluxes, based on 20 nm TiO_2, 40 nm SiO_2 and 5 nm SiO_2 nanoparticles, were compared with flux free TIG remelting. The results showed that the activating flux affected penetration depth, remelted width and thereby remelted area. The 40 nm SiO_2 flux produced the largest remelted zone, while the 20 nm TiO_2 flux resulted in the most pronounced microstructural refinement. The 5 nm SiO_2 flux also increased the remelted area compared with flux free remelting, although retained Cu-rich particles were still observed locally. All investigated ground specimens exhibited relatively low porosity. Microhardness measurements showed increased values within the remelted regions, with the highest hardness obtained in the TiO_2-assisted specimen. The results indicate that DC activated TIG remelting of ground PWAAM Al–Cu–Si deposits can be used to modify remelted zone geometry and improve local microstructural and hardness characteristics.
Key words: plasma wire arc additive manufacturing, activated TIG, nanoparticle-based flux, remelted zone geometry, microhardness

Keywords: plasma wire arc additive manufacturing, activated TIG, nanoparticle-based flux, remelted zone geometry, dendritic microstructure, microhardness

1. INTRODUCTION

Wire arc additive manufacturing (WAAM) is a directed energy deposition process in which an electric arc is used to melt and deposit metallic wire feedstock layer by layer. Compared with powder-based additive manufacturing processes, WAAM offers high deposition rates, efficient material utilization and the possibility of using commercially available welding wires, making it particularly suitable for the production and repair of large metallic components [1]. Depending on the heat source, WAAM can be based on metal inert gas, tungsten inert gas or plasma arc welding. When a plasma arc is used as the heat source, the process is commonly referred to as plasma wire arc additive manufacturing (PWAAM). Due to the constricted plasma arc, PWAAM provides high energy density, stable heat input and efficient melting, which makes it suitable for the deposition of complex alloys and for in-situ alloying using multiple wire feeds [2,3]. Dual wire PWAAM is especially interesting for the production of alloys that are difficult or unavailable as conventional wire feedstock. By adjusting the feed rates of two different wires, the final chemical composition of the deposited material can be controlled during processing. This approach is relevant for Al–Cu–Si alloys, which have attracted attention due to the possibility of obtaining multiphase eutectic or near eutectic microstructures with high strength and useful ductility. Previous studies on cast Al–Cu–Si alloys reported promising combinations of strength and plasticity, related to microstructures consisting of α-Al, Al_2Cu and Si containing eutectic constituents [4-6]. However, the transfer of such alloy concepts to wire-based additive manufacturing is not straightforward. In dual wire in-situ alloying, the wires may differ significantly in melting temperature, thermal conductivity, density, wetting behaviour and chemical composition. These differences can lead to incomplete mixing, local variations in dilution and the formation of retained Cu rich regions in the deposited material. As a result, the PWAAM deposit may exhibit microstructural heterogeneity, non-uniform phase distribution and local changes in hardness [7-9]. For Al–Cu–Si deposits, this is particularly important because copper segregation and retained Cu rich particles can strongly influence the final microstructure and mechanical response. One possible post-processing approach for reducing local heterogeneity is remelting of the deposited surface layer. Tungsten inert gas (TIG) remelting is a simple and industrially applicable method for modifying the near-surface region of metallic materials. In activated TIG (ATIG) processing, an activating flux is applied to the

surface before remelting. The flux can influence arc behaviour, heat transfer and molten pool flow, often resulting in modified penetration depth and remelted zone geometry. In aluminium alloys, the surface oxide layer also plays an important role, since Al_2O_3 can affect arc coupling and heat transfer. Therefore, surface preparation before remelting may influence the interaction between the arc, flux and deposited material [10,11]. In this study, ground PWAAM Al–Cu–Si alloy deposits were remelted using conventional TIG and activated TIG processing with direct current at 173 A. The surface of the deposits was ground prior to remelting in order to remove the oxide layer and provide more uniform interaction between the arc and the material. Three nanoparticle based activating fluxes were investigated, based on 20 nm TiO_2, 40 nm SiO_2 and 5 nm SiO_2 particles, and compared with flux free TIG remelting. The aim of the work was to determine the influence of nanoparticle based flux composition on remelted zone geometry, microstructure and microhardness of ground PWAAM Al–Cu–Si deposits.

2. EXPERIMENTAL PART

2.1. PWAAM deposition of Al–Cu–Si alloy deposits

The Al–Cu–Si alloy deposits used in this study were produced by plasma wire arc additive manufacturing (PWAAM). An AW1050 aluminium plate with dimensions of 100 mm × 200 mm × 5 mm was used as the substrate material. Prior to deposition, the surface area intended for building the deposit was cleaned using a transferred plasma arc in order to remove surface oxides and improve the adhesion of the first deposited layer. The PWAAM process was performed using an SBI-M3DP-SL machine equipped with a PWM-450 plasma torch and an Ø8 mm plasma nozzle. During deposition, the distance between the plasma nozzle and the deposit surface was kept constant at 10 mm. Dual wire feeding was applied directly into the plasma arc, opposite to the welding direction, in order to enable in-situ alloying within the molten pool. The wires used were MA-4043, corresponding to an AlSi5-type filler wire, and ML-CuAl8. The wire feed rates were adjusted to 80 mm/s for MA-4043 and 16 mm/s for ML-CuAl8, with the aim of obtaining an AlCu15Si4-type composition in the deposited material. The main parameters used in substrate cleaning and PWAAM deposition are given in Table 1.

Table 1. PWAAM parameters used for substrate cleaning and deposition

Process step	Current [A]	Frequency [Hz]	Balance -/+	Voltage [V]	Travel speed [mm/s]	Plasma gas [l/min]	Shielding gas [l/min]
Cleaning	100	60	70/30	20	10	1	13
Deposition	260	60	70/30	28	4	1	13

After deposition, the PWAAM structures were milled to obtain a more uniform surface suitable for subsequent TIG and activated TIG remelting. Before remelting, the investigated specimens were additionally ground using P1000 abrasive paper. The deposition path plan and the prepared deposit surface are shown in Figure 1.

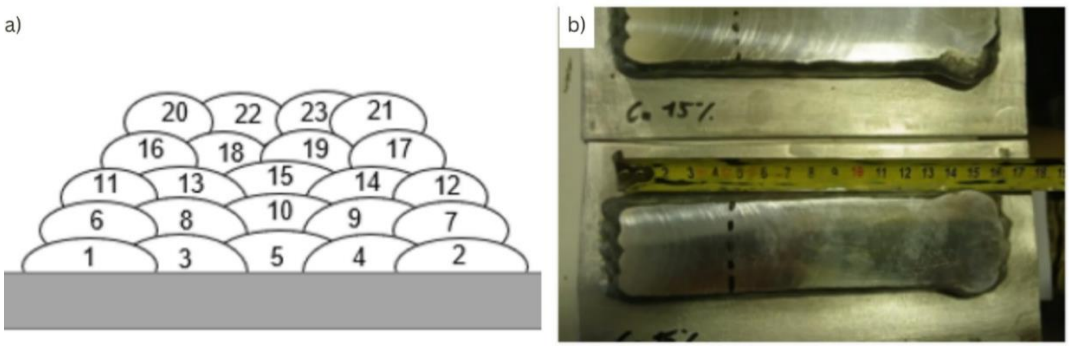


Figure 1. PWAAM Al–Cu–Si deposit preparation: a) deposition path plan; b) deposit surface after milling/grinding and before TIG/ATIG remelting.

2.2. TIG and activated TIG remelting

The ground PWAAM deposits were remelted using conventional tungsten inert gas (TIG) remelting and activated TIG (ATIG) remelting. The purpose of remelting was to modify the surface layer of the PWAAM deposit, reduce local microstructural heterogeneity and promote the dissolution of retained Cu-rich regions into the aluminium matrix. Remelting was performed using a Lorch HandyTIG welding device. A 2% thoriated tungsten electrode with a diameter of 2.4 mm was used. For direct current remelting, the electrode tip was sharpened to an angle of 60°. The electrode protruded 6 mm from an Ø12.7 mm nozzle, while the distance between the electrode tip and the deposit surface was kept constant at 2 mm. The remelting process was carried out using a Lorch Trac WL welding tractor, which enabled a constant travel speed of 40 mm/min. Four 100 mm long remelting passes were produced on each deposit, with cooling to room temperature between passes. The remelting experiments were performed on ground PWAAM Al–Cu–Si deposits using 173 A direct current. Three nanoparticle-based activating fluxes were investigated and compared with conventional flux-free TIG remelting. The fluxes were prepared using sodium silicate (Na_2SiO_3) as the solvent and oxide nanoparticles as active components. The investigated nanoparticles were 20 nm TiO_2, 40 nm SiO_2 and 5 nm SiO_2. The flux components were weighed using an analytical balance and mixed with the solvent using a magnetic stirrer for 10 min.

Table 2. Investigated ground specimens remelted using 173 A DC current

Specimen designation	Current type	Current [A]	Flux
D173-0G	DC	173	Without flux
D173-TG	DC	173	20 nm TiO_2
D173-S4G	DC	173	40 nm SiO_2
D173-S5G	DC	173	5 nm SiO_2

2.3. Characterization

Metallographic preparation was performed in order to determine the geometry of the remelted zones and to analyse the resulting microstructure. Cross sections were cut at approximately two thirds of the remelted pass length, measured from the beginning of the pass. The samples were cut using a SiC cutting wheel with cooling, followed by cold mounting in a PMMA polymer matrix. The mounted specimens were ground using SiC abrasive papers from P320 to P2000 and polished using a 40 nm colloidal silica suspension. The macrogeometry of the remelted zones was analysed by light microscopy using a Leitz Orthoplan microscope. The obtained

images were stitched and aligned using Hugin software, while the remelted zone area was determined using Fiji image processing software. The main geometrical parameters considered in this study were penetration depth, remelted zone width, reinforcement height and total remelted area. Microstructural analysis of selected specimens was performed using a Tescan Mira 3 field-emission scanning electron microscope (FE-SEM), together with energy-dispersive spectroscopy (EDS). SEM and EDS analyses were used to observe dendritic morphology, Cu-rich regions and local chemical homogeneity within the remelted zones. Microhardness measurements were carried out using a Wilson Tukon 1102 microhardness tester with a load of 0.5 kg (HV0.5). Measurements were performed in two directions. The first profile was measured horizontally, 2 mm below the specimen surface, with an indentation spacing of 1 mm. The second profile was measured vertically from the remelted surface towards the melt line and into the PWAAM base material. This enabled comparison between the remelted zone and the underlying additively manufactured material.

3. RESULTS AND DISCUSSION

3.1. Remelted zone geometry

The macrosections of the ground PWAAM Al–Cu–Si deposits remelted using 173 A DC current are shown in Figure 2. The application of nanoparticle based activating fluxes clearly affected the geometry of the remelted zone. Compared with flux free TIG remelting, the use of activating fluxes increased the remelted area, although the effect depended strongly on the flux composition. The largest remelted zone was obtained for the specimen treated with 40 nm SiO_2 flux, indicating the most pronounced influence on penetration depth and remelted zone width. The specimen treated with 5 nm SiO_2 also exhibited an increased remelted area compared with flux free remelting, while the TiO_2 assisted specimen produced a more moderate remelted zone. All investigated specimens exhibited relatively low porosity. However, local Cu rich regions were still observed in some cases. In the specimen treated with 40 nm SiO_2 flux, retained Cu rich material was mainly located near the melt line, while in the specimen treated with 5 nm SiO_2 flux, local Cu rich particles were observed within the remelted region. This indicates that the applied remelting parameters were generally effective in modifying the PWAAM deposit, but complete dissolution of retained Cu rich regions was not achieved in all flux conditions.

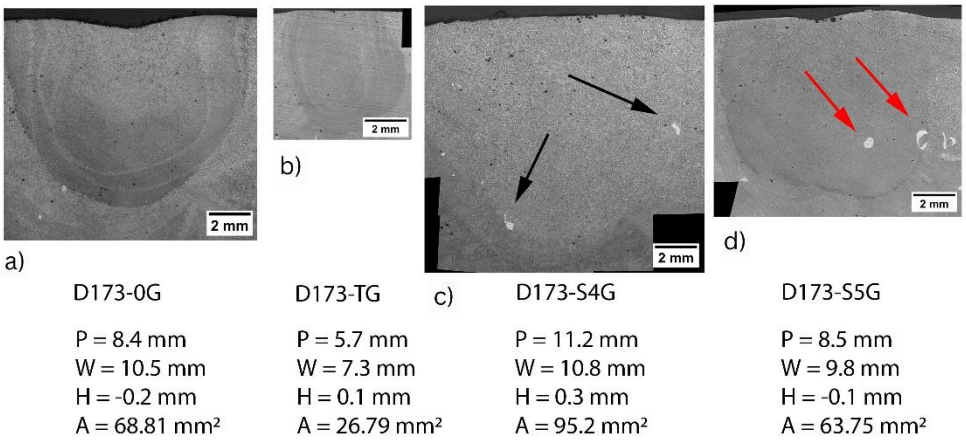


Figure 2. Macrosections of ground PWAAM Al–Cu–Si deposits remelted using 173 A DC current: (a) D173-0G, flux-free TIG remelting; (b) D173-TG, 20 nm TiO_2 flux; (c) D173-S4G, 40 nm SiO_2 flux; (d) D173-S5G, 5 nm SiO_2 flux.

3.2. Microstructural characteristics

Representative micrographs of ground DC ATIG remelted PWAAM Al–Cu–Si deposits treated with the investigated nanoparticle based fluxes are shown in Figure 3. The most pronounced refinement was observed in the specimen treated with 20 nm TiO_2 flux, where finer dendrites and smaller dendritic colonies were obtained. This suggests that TiO_2 particles promoted heterogeneous nucleation and limited dendrite growth during solidification, which is consistent with the relationship between dendrite spacing and cooling conditions [12]. The specimen treated with 40 nm SiO_2 also exhibited a refined dendritic structure, although the refinement was less pronounced than in the TiO_2 assisted specimen. In contrast, the 5 nm SiO_2 flux resulted in comparatively coarser dendritic features, which may be related to the stronger tendency of very small nanoparticles to agglomerate, thereby reducing their effective number of nucleation sites [13]. The flux free specimen showed the coarsest dendritic morphology among the investigated conditions. These observations indicate that the effect of the activating flux is not limited only to the geometry of the remelted zone, but also influences the solidification behaviour and resulting dendritic morphology. While 40 nm SiO_2 was more effective in increasing the remelted area, 20 nm TiO_2 had a stronger effect on microstructural refinement. This distinction is also reflected in the microhardness results.

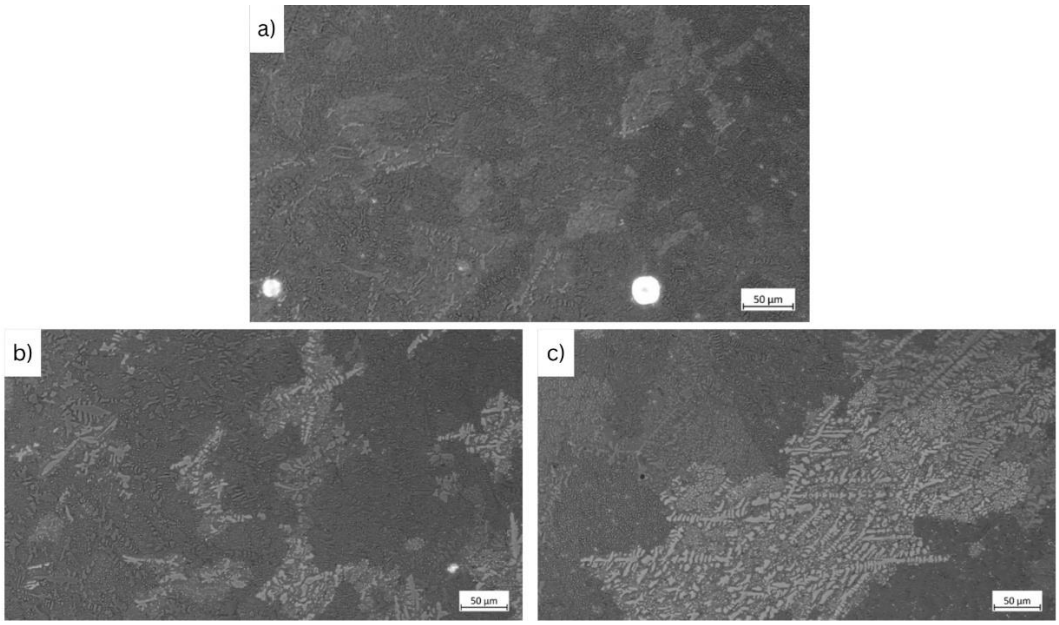


Figure 3. Microstructures of ground DC ATIG-remelted PWAAM Al–Cu–Si deposits treated with different nanoparticle-based fluxes: (a) D173-TG, 20 nm TiO_2; (b) D173-S4G, 40 nm SiO_2; (c) D173-S5G, 5 nm SiO_2.

3.3. Microhardness

The microhardness profiles measured in the horizontal and vertical directions are shown in Figure 4. Increased microhardness values were observed within the remelted zones, while lower values were measured in the surrounding PWAAM-deposited material. The shape of the microhardness profiles corresponded well with the macrogeometry of the remelted zones, confirming that the modified region can be clearly distinguished from the underlying deposit. The highest microhardness values were obtained in the TiO_2 assisted specimen, followed by the

specimens treated with 40 nm SiO_2 and 5 nm SiO_2 fluxes. The lowest values were measured after flux free TIG remelting. This trend corresponds well with the observed microstructural refinement, since finer dendritic structures and smaller dendritic colonies generally contribute to higher hardness [14]. Although the 40 nm SiO_2 flux produced the largest remelted area, the TiO_2 flux was more effective in refining the microstructure and increasing local hardness. Therefore, the results indicate that the flux composition affects the remelting process in two different ways: SiO_2 based fluxes, particularly 40 nm SiO_2, primarily increase the remelted zone size, while 20 nm TiO_2 provides the strongest microstructural refinement and hardness improvement.

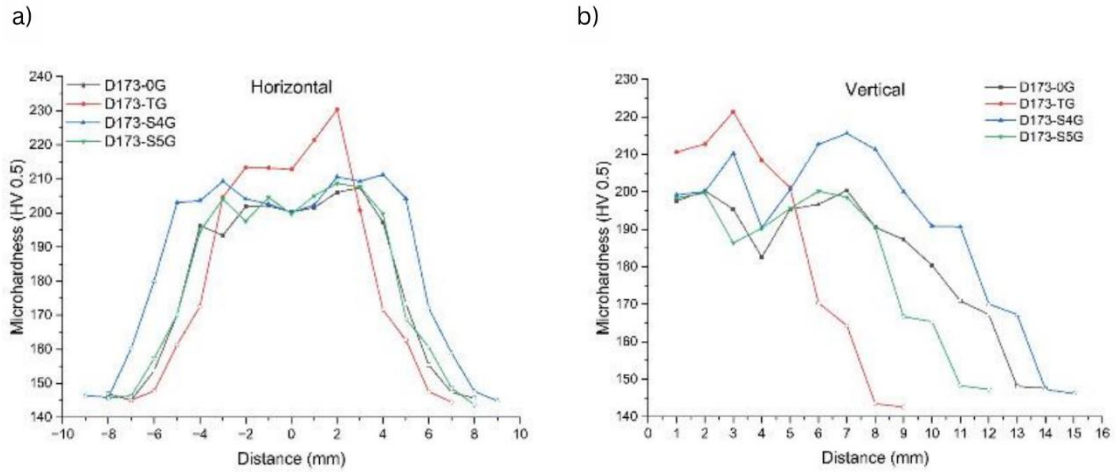


Figure 4. Microhardness profiles of ground PWAAM Al–Cu–Si deposits after 173 A DC TIG/ATIG remelting: (a) horizontal profiles measured 2 mm below the surface; (b) vertical profiles measured from the remelted surface towards the PWAAM-deposited material.

4. CONCLUSIONS

Based on the obtained results, the following conclusions can be drawn:

- TIG and activated TIG remelting at 173 A DC modified the near surface region of ground PWAAM Al–Cu–Si deposits, producing clearly defined remelted zones with increased microhardness compared with the surrounding additively manufactured material.
- The use of nanoparticle based activating fluxes affected the remelted zone geometry. The 40 nm SiO_2 flux produced the largest remelted zone, while the 5 nm SiO_2 flux also increased the remelted area compared with flux free TIG remelting.
- All investigated ground specimens exhibited relatively low porosity. However, retained Cu rich regions were still observed locally, particularly near the melt line or in the lower part of the remelted zone, indicating that complete dissolution of Cu rich particles was not achieved under all flux conditions.
- The flux composition also influenced the dendritic morphology and microhardness. The most pronounced microstructural refinement and the highest hardness were obtained with the 20 nm TiO_2 flux, followed by 40 nm SiO_2 and 5 nm SiO_2. Therefore, 40 nm SiO_2 was more effective for increasing the remelted zone size, while 20 nm TiO_2 was more effective for microstructural refinement and hardness improvement.

REFERENCES

[1] Williams, S. W., Martina, F., Addison, A. C., Ding, J., Pardal, G., Colegrove, P.: Wire + Arc Additive Manufacturing. Materials Science and Technology 32 (7), (2016), 641–647. DOI: 10.1179/1743284715Y.0000000073.

[2] Li, Y., Su, C., Zhu, J.: Comprehensive review of wire arc additive manufacturing: Hardware system, physical process, monitoring, property characterization, application and future prospects. Results in Engineering 13, (2022), 100330. DOI: 10.1016/j.rineng.2021.100330.

[3] Costello, S. C. A., Cunningham, C. R., Xu, F., Shokrani, A., Dhokia, V., Newman, S. T.: The state-of-the-art of wire arc directed energy deposition (WA-DED) as an additive manufacturing process for large metallic component manufacture. International Journal of Computer Integrated Manufacturing 36 (3), (2023), 469–510. DOI: 10.1080/0951192X.2022.2162597.

[4] Kim, J. T., Lee, S. W., Hong, S. H., Park, H. J., Park, J.-Y., Lee, N. S., Seo, Y., Wang, W.-M., Park, J. M., Kim, K. B.: Understanding the relationship between microstructure and mechanical properties of Al–Cu–Si ultrafine eutectic composites. Materials & Design 92, (2016), 1038–1045. DOI: 10.1016/j.matdes.2015.12.080.

[5] Park, J. M., Mattern, N., Kühn, U., Eckert, J., Kim, K. B., Kim, W. T., Chattopadhyay, K., Kim, D. H.: High-strength bulk Al-based bimodal ultrafine eutectic composite with enhanced plasticity. Journal of Materials Research 24 (8), (2009), 2605–2609. DOI: 10.1557/jmr.2009.0297.

[6] Park, J. M., Kim, K. B., Kim, D. H., Mattern, N., Li, R., Liu, G., Eckert, J.: Multi-phase Al-based ultrafine composite with multi-scale microstructure. Intermetallics 18 (10), (2010), 1829–1833. DOI: 10.1016/j.intermet.2010.02.042.

[7] Reisgen, U., Sharma, R., Oster, L.: Plasma Multiwire Technology with Alternating Wire Feed for Tailor-Made Material Properties in Wire and Arc Additive Manufacturing. Metals 9 (7), (2019), 745. DOI: 10.3390/met9070745.

[8] Kang, X., Li, G., Jiang, W., Li, F., Wang, Y., Wang, X., Zeng, Q., Fan, X.: Wire-Based Additive Manufacturing of Multi-Material Structures: A Review. Journal of Composites Science 9 (10), (2025), 534. DOI: 10.3390/jcs9100534.

[9] Jadhav, S., Kusekar, S., Belure, A., Digole, S., Mali, A., Cheepu, M., Mugale, M., Alkunte, S., Kim, D.: Recent Progress and Scientific Challenges in Wire-Arc Additive Manufacturing of Metallic Multi-Material Structures. Journal of Manufacturing and Materials Processing 9 (8), (2025), 284. DOI: 10.3390/jmmp9080284.

[10] Tashiro, S., Miyata, M., Tanaka, M.: Numerical analysis of AC tungsten inert gas welding of aluminum plate in consideration of oxide layer cleaning. Thin Solid Films 519 (20), (2011), 7025–7029. DOI: 10.1016/j.tsf.2011.04.137.

[11] Mannapovich, S. R., Touileb, K.: Improving the Formation and Quality of Weld Joints on Aluminium Alloys during TIG Welding Using Flux Backing Tape. Metals 14 (3), (2024), 321. DOI: 10.3390/met14030321.

[12] Sari, I., Ahmadein, M., Ataya, S., Hachani, L., Zaidat, K., Alrasheedi, N., Wu, M., Kharicha, A.: Prediction of the Secondary Arms Spacing Based on Dendrite Tip Kinetics and Cooling Rate. Materials 17 (4), (2024), 865. DOI: 10.3390/ma17040865.

[13] Kocjan, A., Logar, M., Shen, Z.: The agglomeration, coalescence and sliding of nanoparticles, leading to the rapid sintering of zirconia nanoceramics. Scientific Reports 7, (2017), 2541. DOI: 10.1038/s41598-017-02760-7.

[14] Rocha, O. L., Moreira, A. L., Costa, T. A., Filho, J. M. D., Paula, S. L., Silva, A. P.: Correlation between Thermal Parameters, Primary Dendrite Arm Spacing and Microhardness on a Directionally Solidified Ternary Al-6wt%Cu-8wt%Si Alloy. Defect and Diffusion Forum 365, (2015), 136–141. DOI: 10.4028/www.scientific.net/DDF.365.136

Broj rada: 4.3
DOI: 10.65156/wws.sjdp.si.019

ISTRAŽIVANJE NAVARA OD HROM BIJELOG GVOŽDJA OTPORNONG NA ABRAZIVNO HABANJE

INVESTIGATION OF CHROMIUM WHITE IRON WELD DEPOSITS RESISTANT TO ABRASIVE WEAR

Milo Dumovic, dr. sci. eng. ORCID iD: 0009-0008-6267-2343

Solid Technologies Pty. Ltd. PO Box 426, Maroubra NSW 2035, Australia

E-mail: milo.dumovic@gmail.com

Rezime: Abrazija je dominantan mehanizam koji utice sa 50% habanja industrijskih komponenti. Navarivanje i reparacije su našle svoje mjesto u procesu obnavljanja pohabanih komponenti sa širokim spektrom zavarivačkih process od ručnih elektroda, zavarivanja pod praškom, punjene žice, MIG/MAG, elekto-šljake, plazma lučnog navarivanja, uključijuci procese od manualnih, poluautomatskih do robotizovanih. Ovo istraživanje je obuhvatilo legure koje pripadaju Hrom Bijelim Gvoždjima uključujući, Martenzitna Gvoždja, Austenitna Hrom Carbidna Gvoždja, Kompleksna Hrom Karbidna Gvoždja i Martenzitna hrom karbidna gvoždja. Analizirano je preko 90 navara, uključujuci tvrdoću, kvalitativnu i kvantitativnu mikrostrukturnu analizu i gubitke habanja prema ASTM G65 metodi. Definisan je Abrazivni Ugljenicni Ekvivalent (CEAbr) i uspostavljene su zavisnosti izmedju CEAbr i gubitaka habanja, gubitaka habanja i % nadeutektoidnih karbida, gubitaka habanja i tvrdoće, tvrdoće i % nadeutektoidnih kardbida, tvrdoće i CEAbr.

Ključne riječi: Abrazivno Habanje, Zavarivanje, Hrom Bijelim Gvoždja, Mikrostruktura

Abstract: Abrasion is the dominant wear mechanism impacting over 50% of industrial components deterioration. Weld deposits have found its application in refurbishing industrial components with wide spectrum of processes from Stick Electrodes, Submerged Arc, Flux Cored (gas, self shielded), GMAW, Electroslag, Plasma Arc Transfer, Oxy-fuel etc. including manual, semiautomatic to fully robotic automated processes. This investigation is focused on alloys belonging to Chromium White Iron weld deposits including Martensitic Iron, Austenitic Chromium Carbide Iron, Complex Chromium Carbide Iron, Martensitic chromium carbide iron. Over 90 weld deposits were investigated with reference to hardness, microstructure and abrasive wear loss (WL) to ASTM G65 method. Abrasive Resistant Carbon Equivalent (CEAbr) was established with numerous established relationships between CEAbr and WL, WL and % hypoeutectic carbides, WL and Hardness, hardness and % hypoeutectic carbides, hardness and CEAbr.

Keywords: Abrasive Wear, Weld Deposits, Chromium White Irons, Microstructure

1. INTRODUCTION

Commonly recognised wear categories [1] are:

Abrasive wear, Metal to metal wear, Impact wear, and Corrosive wear.

This research is focused on layer additions weld overlays to increase service life and/or restore components subjected to abrasive wear. Table 1 lists engineering methods of surface treatment of industrial components. Table 2. Lists available alloys to combat different wear mechanisms.

Table 1. Engineering methods for surface treatment of industrial components [1]

LAYER ADDITIONS	SUBSTRATE TREATMENT
HARDSURFACING	DIFFUSION PROCESS
Fusion hardfacing (welded overlays) Thermal spray (nonfusion bonded overlay)	Carburising; Nitriding; Carbonitriding Nitrocarburising; Boriding Titanium-carbon diffusion Toyota diffusion process
COATINGS	SELECTIVE HARDENING METHODS
Electrochemical plating Chemical vapour deposition Thin films (physical vapour deposition) Ion mixing	Flame hardening; Induction hardening Laser hardening; Electron beam hardening Ion implantation Selective carburising and nitriding

Table 2. Different alloys suitable for different wear applications.

ALLOYS/MATERIALS	WEAR APPLICATION
Pearlitic/Ferritic Steel	Metal to Metal
Austenitic Manganese Steel	Impact, Metal to Metal
Austenitic Stainless Steel	Impact, Corrosion, Heat Resistance
Low/High Carbon Martensitic, Tool Steel	Metal to Metal, Mild Abrasion; Impact
Martensitic Stainless Steel	Metal to Metal, Corrosion
Chromium White Irons	Abrasion/Moderate Impact
Tungsten Carbide Weld Deposits/Composites	Severe Abrasion
Cobalt/Nickel Alloys	Impact, Cavitation, High Temperature, Abrasion
Phosphorus/Aluminum/Nickel Bronze	Metal to Metal, Corrosion, Impact

Table 3. List of available fusion weld deposits and their characteristics.

Process		Form of Consumable	Dilution	Deposit Thickness	Deposition kg/h
MMAW	Manual	Coated electrodes rods and tubes	10-30 %	2 mm	1-3
SAW	Automatic Open Arc	Bare wire, tubular wire or strip	10-40%	3 mm	4-15
FCAW	Semi-automatic and automatic	Tubular wire, alloy wire or strip	10-35%	3 mm	2-10
GMAW	Semi-automatic and automatic	Alloy wire	10-25%	2 mm	2-10
Plasma Transf. Arc	Semi-automatic and automatic	Powder, bare wire or tubular wire	5-20%	0.5 mm	0.5-7
Laser surfacing/ clad	Automatic	Powder	5-20%	0.2 mm	0.3-6

2. EXPERIMENT

Large family [4] of chromium white irons weld deposits applied by MMAW, SAW, FCAW and Automated Open Arc composite welding processes was evaluated in regard to: microstructure qualitative and quantitative analysis, chemical composition, hardness, and wear

loss according to the ASTM G65 test method. White chromium alloys investigated are listed in Table 4. Figure 2. illustrated Cr-C diagram showing

Table 4. An overview of Chromium White Iron alloys used for abrasive wear applications [2].

Type	Alloy	%C	%Cr	%Ni	% Mo+Nb+Ti+V+W	% B	[3]
21	Austenitic Iron	2-2.7	15-27	12 max.	-		Fe-PAE
22	Martensitic Iron	2-2.7	15-27	-	-	Max. 2	-
23	Austenitic Cr-Carbide Iron	3.5-7.5	18-35	-	-	-	Fe-PKE
24	Complex Cr-Carbide Iron	3.5-7.5	18-35	-	5-14	-	Fe-KKA
25	Martensitic Cr-carbide iron	3.5-7.5	18-35	-	-	Max. 2	-

Measure variables included:

- Wear loss (g) ASTM G65;
- Chemical analysis;
- Carbon Equivalent Abrasive wear resistance:
  CEq ABR = C + f(C){Si/24 + Mn/6 + Cu/15 + Ni/60 + (Cr+Mo+Nb+V+W)/6+5B}
  where, f(C) = 0.75 + 0.25tanh{20(C - 0.12)}
- Hardness;
- Microstructure;
- Volume fraction of microstructure constituent secondary particle quantitative stereometric measurement and prediction/calculation per following formulae:
  VF%=1/8[301/3*[e/12-Nb/92.21-Ti/47.9-Zr/91.22]x12+91/24*Cr+57/10*Mo+95/10*W-485/4]+Nb+Ti+V+Zr
  Establishing: hypereutectic carbides; eutectic carbides; overall carbides; Fe-C-Cr matrix;

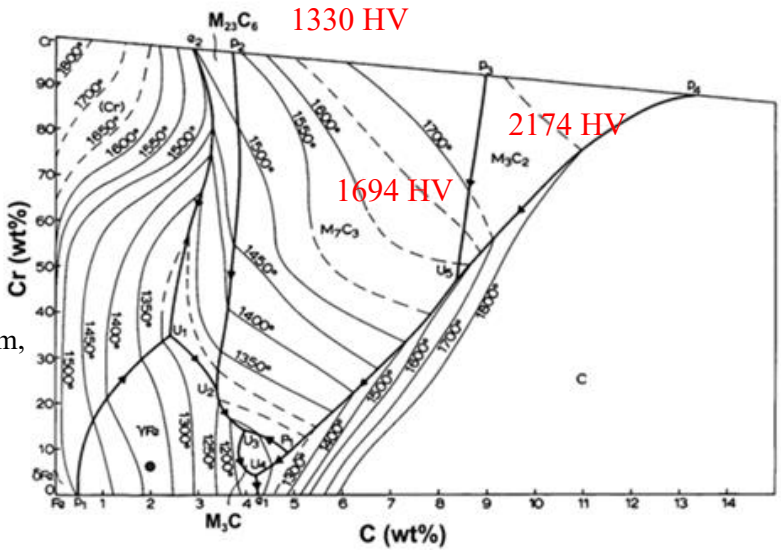


Figure 1. Fe-C-Cr ternary phase diagram, liquidus projections. [5].

3. RESULTS

Table 5 lists summarized properties of all types of Chromium White Alloy weld deposits. Figures 2-5 illustrate different relationships between microstructural characteristics and wear loss.

Table 5. Chromium White Iron weld deposits (Alloys 21,22,23,24,25) average characteristics.

CE Abr	Hardness HRC	% Hypereutectic carbides M7C3	ASTM G65 Weight Loss (g)	Cr7C3 Hardness
7.71	56.3	8.04	0.58	1100-1400 HV

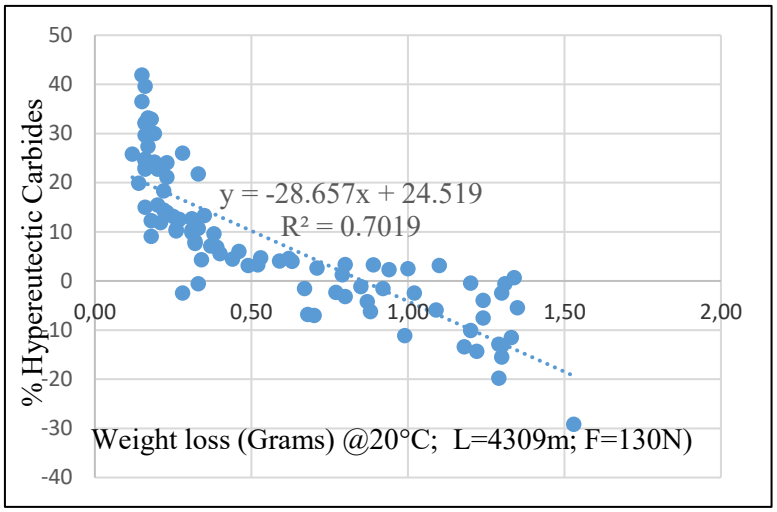


Figure 2. Wear vs %hypereutectic carbides of white chromium iron weld deposits (Alloys 21-25).

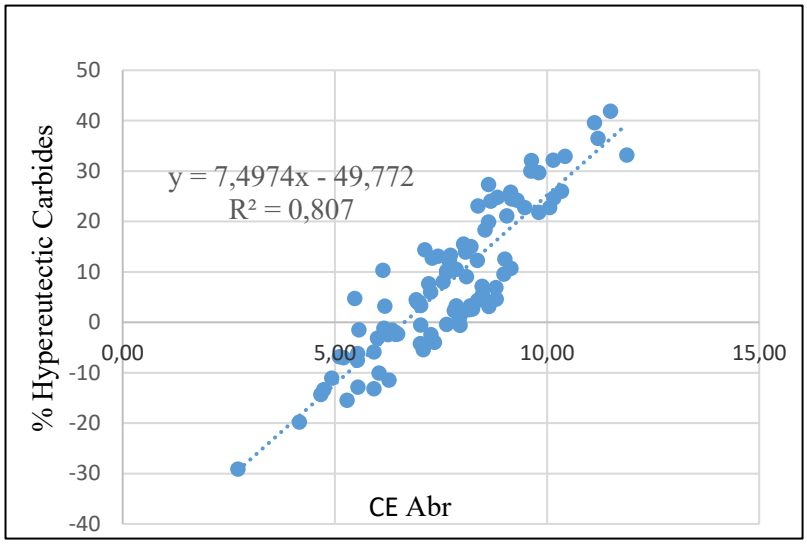


Figure 3. CEAbr vs %hypereutectic carbides of white chromium iron weld deposits (Alloys 21-25).

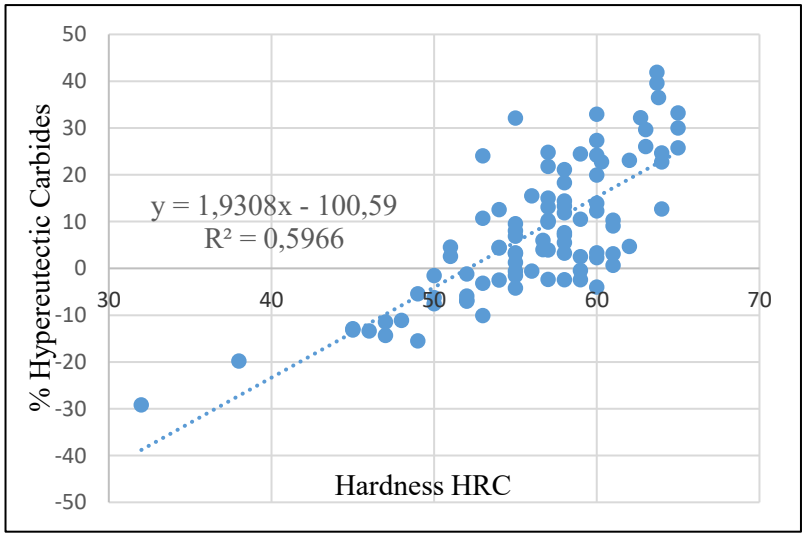


Figure 4. Hardness vs hypereutectic carbides white chromium iron weld deposits (Alloys 21-25).

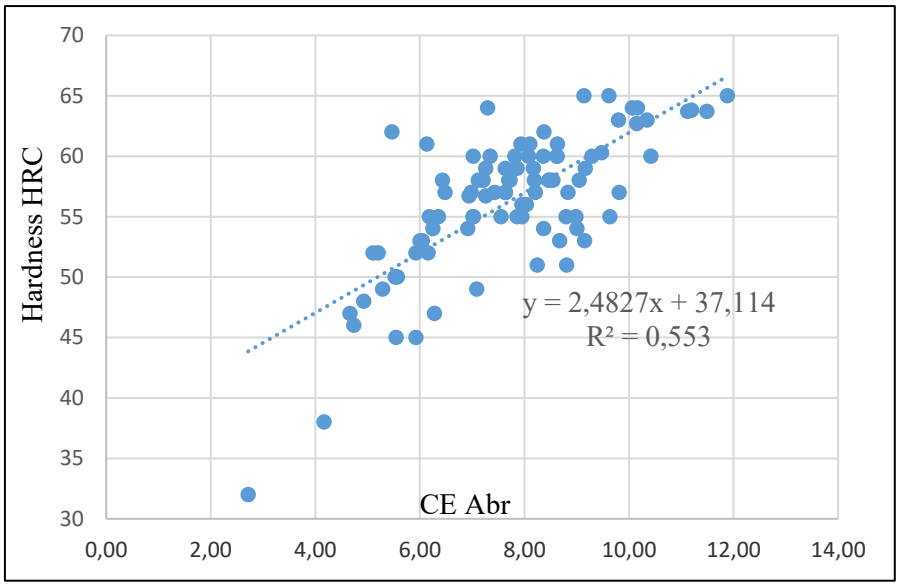


Figure 5. Hardness vs CEAbr white chromium iron weld deposits (Alloys 21,22,23,24,25).

3.1 AUSTENITIC IRON 21 TYPE ALLOY

Table 6 illustrates average properties and wear of Austenite Iron 21 type alloy.

Table 6. Austenitic Iron 21 Type alloy average characteristics.

CE Abr	Hardness HRC	% Hypereutectic carbides Cr_7C_3	ASTM G65 Weight Loss (g)
5.79	48.6	-10.2	1.22

Note negative % Hypereutectic carbides indicate absence of secondary Cr_7C_3 hypereutectic carbides.

Figure 6 illustrates typical microstructure of Austenitic Iron 21 type alloy.

Figure 7 illustrate the relationship between weight loss and volume fraction of hypereutectic carbides.

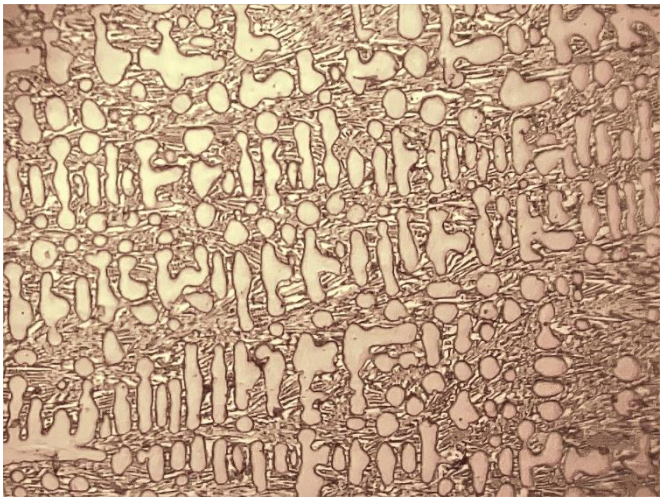


Figure 6. Typical microstructure of Austenitic Iron 21 type alloy. Austenite dendrites in a carbide-austenite eutectic matrix.

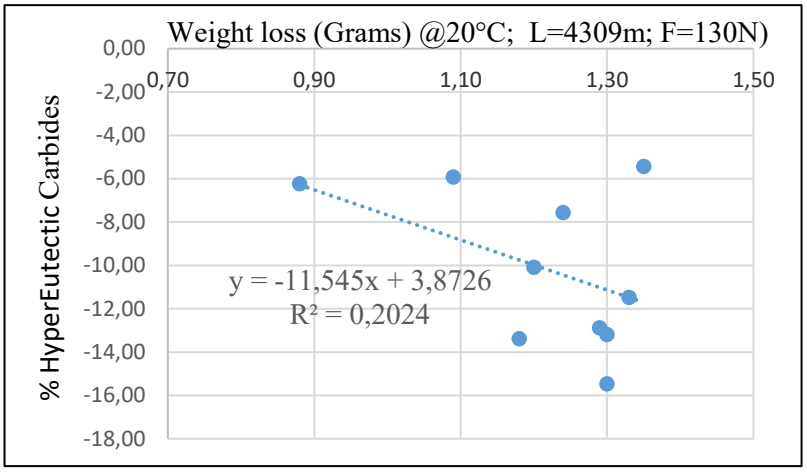


Figure 7. Wear vs % hypereutectic carbides Alloy 21. Negative presence indicates absence of M_7C_3 carbides.

3.2 AUSTENITIC CHROMIUM CARBIDE IRON 23 TYPE ALLOY AND COMPLEX CHROMIUM CARBIDE IRON 24XX ALLOY

Table 7. illustrates average properties and wear of Austenite Chromium Carbide Iron 23 type alloy.

Table 7. Austenite Chromium Carbide Iron 23 Type alloy average characteristics.

CE Abr	Hardness HRC	% Hypereutectic carbides Cr_7C_3	ASTM G65 Weight Loss (g)
8.6	58.4	14.7	0.4

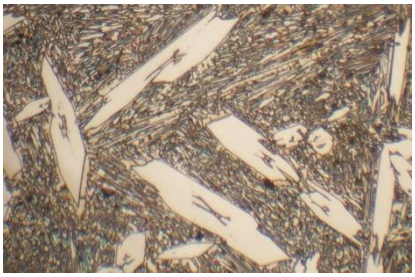


Figure 8. Typical microstructure of Austenite Chromium Carbide Iron 23 type alloy. Microstructure chromium-rich primary carbides Cr_7C_3 in a carbide austenite eutectic matrix

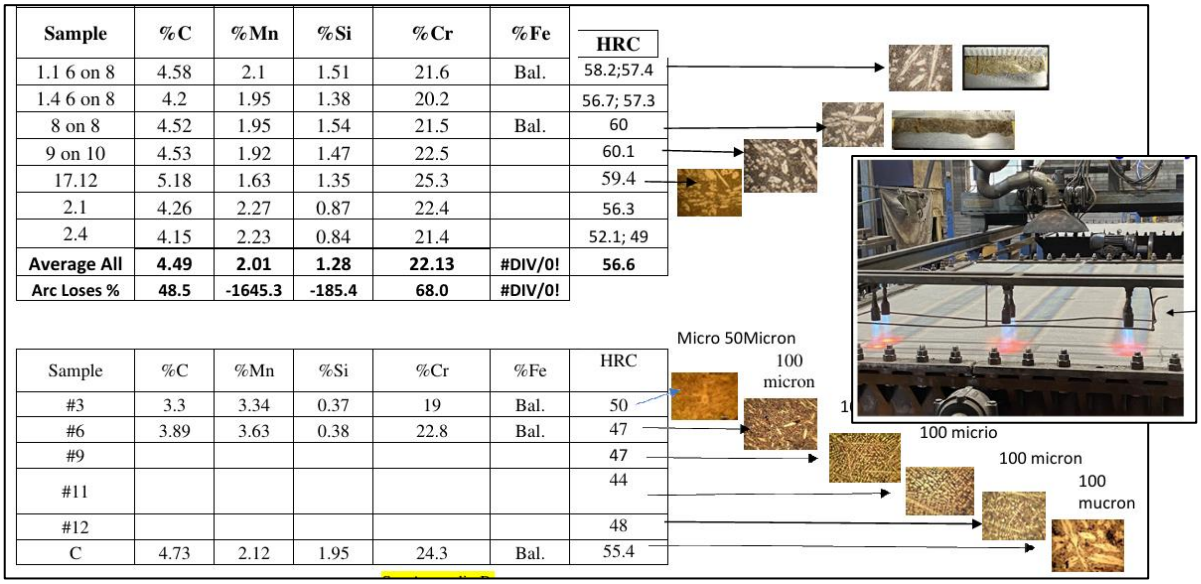


Figure 9. Some of the chemical composition and microstructures/hardnesses achieved in the process of automated bimetallic wear plate production [6].

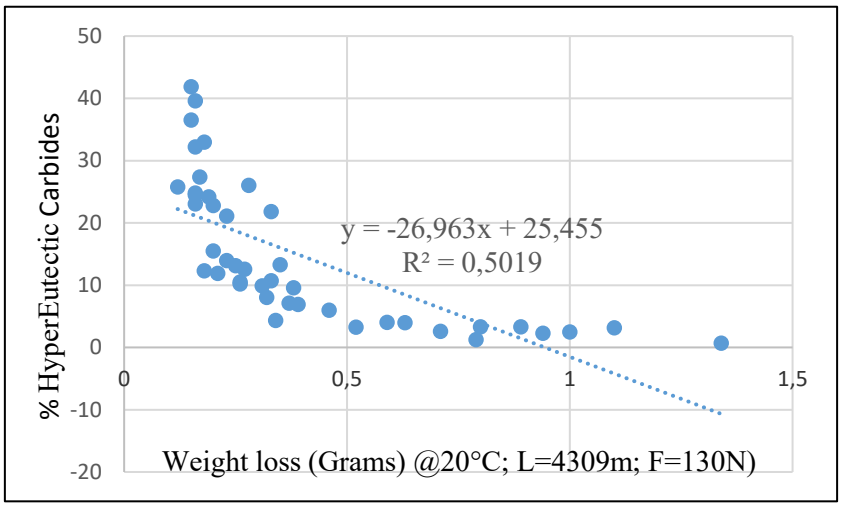


Figure 10. Wear vs % hypereutectic carbides Austenite Chromium Carbide Iron 23 type alloy.

Table 8. Complex Chromium Carbide Iron 24 Type alloy average characteristics.

CE Abr	Hardness HRC	% Hypereutectic carbides Cr_7C_3	ASTM G65 Weight Loss (g)
9.6	62.2	24.4	0.17

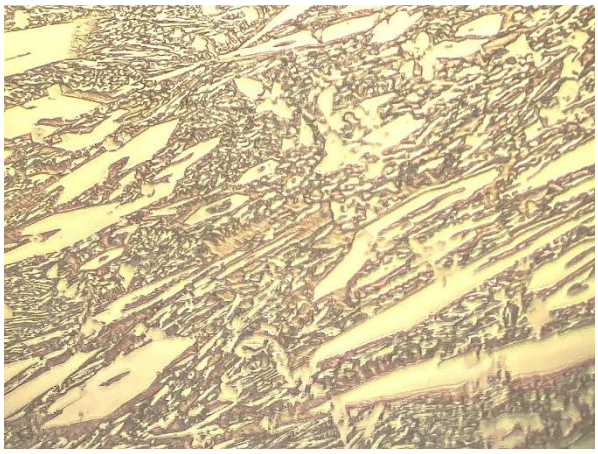


Figure 11. Typical microstructure of Complex Chromium Carbide Iron 24 type alloy. Microstructure chromium-rich primary carbides Cr_7C_3 and NbC in a complex carbide-austenite eutectic matrix. Base material stainless steel Crushing propeller/rotor single layer.



Figure 12. illustrates tungsten carbide weld deposits that are used for severe abrasion and are given for comparsion agains chromium white irons.

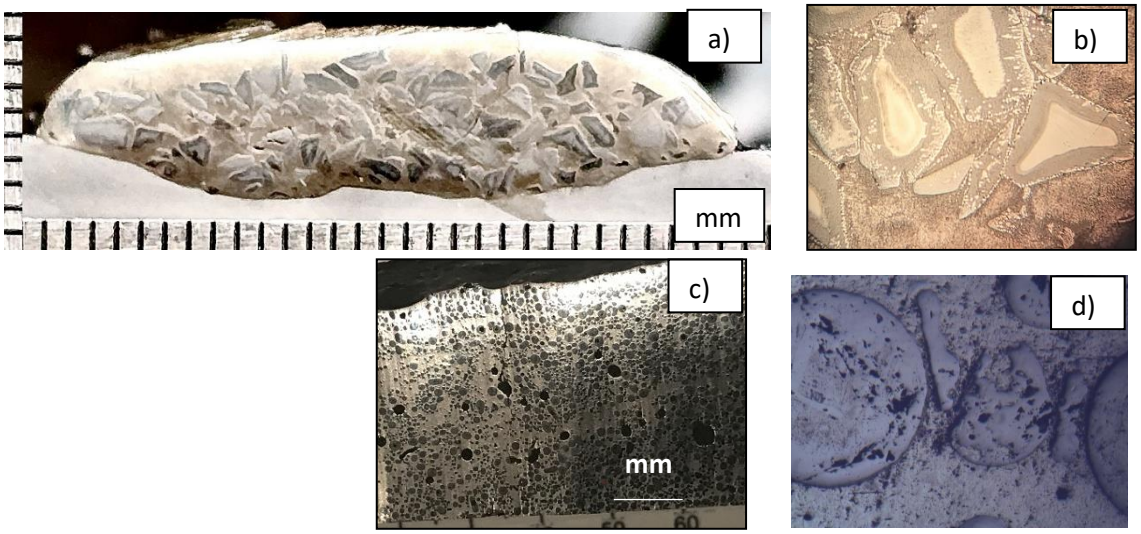


Figure 12. a) b) Tungsten Carbide granules in an iron-rich matrix. Matrix hardness 590HV; Tungsten Carbide granules size 10-30# hardness 1,650 HV; 32XX – W-FE grade. Spheroidal Tungsten Carbide particles (2,300 HV) in NiCrBSi (Hardness 580HV) matrix weld deposits, 36XX – W-Ni grade [6].

Table 9. Characteristics of tungsten carbide weld deposits

		Hardness Matrix	Hardness WC	% WC	ASTM G65 Weight Loss (g)
Bulk tungsten carbide composite; 32XX	W-Fe	590HV	1,650 HV	50	0.09
Spheroidal tungsten carbide in NiCrBSi matrix; 36XX	W-Ni	580 HV	2,300 HV	45	0.07

Table 10. Summary of Chromium White Irons characteristics.

	CE Abr	Hardness HRC	% Hypereutectic carbides Cr_7C_3	ASTM G65 Weight Loss (g)
Chromium white irons; Average	7.71	56.3	8.04	0.58
21xx 22xx	5.79	48.6	-10.2	1.22
23xx	8.6	58.4	14.7	0.4
24xx	9.6	62.0	24.4	0.17
25xx	9.1	63.0	20.5	0.13

CONCLUSIONS

Chromium White Iron weld deposits represent a significant part of engineering methods of maintenance and pre-conditioning of industrial components subjected to abrasive wear. They consist of a wide spectrum of alloying combinations providing cost effective solutions for different applications. Still their wear resistance is lower than tungsten carbide weld deposits however chromium white irons provide cost effective abrasive wear resistance solutions. Presence of hypereutectic carbides in chromium white irons plays an important role in the abrasive resistance therefore increasing their volume fraction in the matrix will improve weld deposits performance. Absence of hypereutectic carbides such as in 21 and 22 alloys will lower abrasive resistance however it will provide good impact – abrasive resistance combination. Additions of undercooling elements and their effect on matrix martensite transformation with matrix hardness increase by 65% [7] will in combination adequate volume fraction of hypereutectic carbides provide the best abrasive resistance of chromium white irons (alloy 25xx).

Number of relationships of the key chromium white irons characteristics have been established as an average indicator and also allocated to particular alloy grade.

WL (wear loss grams) =(9.3124-CEq ABR)/2.7851. (1)

Hardness (HCR)=2.4827*CEq ABR + 37.114. (2)

% Hypereutectic Carbides=7.4974*CEq ABR-49.772 (3)

Hardness (HRC)=(100.59-%Hypereutectic carbides)/1.9308 (4)

WL (weight loss grams)=-00475*HRC+3.2472 (5)

References

[1] Dumovic, 50th WTIA Annual Conference, Sydney, Australia,26-30 August 2002.

[2] Welding consumables for build-up and wear resistance; AS/NZS 2576.

[3] Welding consumables — Hardfacing classification — Microstructures; ISO/TR 13393.

[4] Solid Technologies Pty. Ltd. ASTM G65 Results MASTER.

[5] Chih-Chun Hsieh, et. All.,Materials Evaluation with Various Tu Contents in Fe-Based hardfacing Alloys, Met. Mater. Int., Vol. 20, No. 4 (2014), pp. 701~712.

[6] Solid Technologies Pty. Ltd. R&D Project SS-HCFeCr-2021/IR4.

[7] S.M. Tomovic, -Petrovic, S.V. Markovic, S. Zec, The effect of boron on the amount and type of carbides in chromium white irons, J. Serb. Chem. Soc. 67(10)697–707(2002) JSCS-2992.

Broj rada: 4.4
DOI: 10.65156/wws.sjdp.si.020

ADITIVNA IZRADA METALNIH DIJELOVA NA BAZI ŽICE PRIMJENOM LASERA -PREGLED

LASER WIRE-BASED ADDITIVE MANUFACTURING OF METAL PARTS: AN OVERVIEW

ma Srđan Samardžić[1], viši asistent, ORCID broj: 0009-0003-4096-7523
dr Sebastian Baloš[2], red. profesor, ORCID broj: 0000-0002-3828-8500
dr Aleksija Đurić[1], docent, ORCID broj: 0000-0002-0251-6364
dr Milan Rackov[2], red. profesor, ORCID broj: 0000-0003-4956-5849

[1]Univerzitet u Istočnom Sarajevu, Mašinski fakultet, Vuka Karadžića 30, 71123 Istočno Sarajevo, Republika Srpska, Bosna i Hercegovina,
[2]Univerzitet u Novom Sadu, Fakultet tehničkih nauka, Trg Dositeja Obradovića 6, 21102 Novi Sad, Srbija

E-mail: srdjan.samardzic@ues.rs.ba

Rezime: Laserska aditivna izrada na bazi žice (*Wire Laser Additive Manufacturing —WLAM*) je tehnologija iz grupe tehnologija taloženja fokusiranim izvorom energije aktivacije (*Direct Energy Deposition – DED*). Predstavlja naprednu tehnologiju aditivne izrade metalnih dijelova kod koje se metalna žica topi laserskim snopom i nanosi sloj-po-sloj po unaprijed programiranoj putanji. Pregled obuhvata ključne tematske oblasti: optimizaciju procesnih parametara, analizu mikrostrukture i mehaničkih svojstava za dominantne materijale i napredne sisteme monitoringa procesa. Sintezom zaključaka utvrđeno je da su kontrola unosa toplote, aktivno hlađenje i razvoj specifičnih žičanih materijala ključni pravci za daljnju industrijalizaciju ove tehnologije.

Ključne reči: Laserska aditivna izrada, parametri, mehanička svojstva, monitoring

Abstract: Wire Laser Additive Manufacturing (WLAM) is a deposition technology that uses a focused source of activation energy and belongs to the group of Direct Energy Deposition (DED) processes. It is an advanced additive manufacturing method for metal parts, in which a metal wire is melted by a laser beam and deposited layer by layer along a pre-programmed path. This review covers key thematic areas: optimisation of process parameters, analysis of microstructure and mechanical properties for dominant materials, and advanced process monitoring systems. Synthesising the conclusions shows that control of heat input, active cooling, and the development of specific wire materials are the key directions for the further industrialisation of this technology.

Key words: Laser wire additive manufacturing, process parameters, mechanical properties, process monitoring

1. UVOD

Pojavom aditivnih tehnologija stvorile su se mogućnosti za izradu složenih dijelova čije karakteristike bi bilo teško ili nemoguće postići tradicionalnim metodama proizvodnje [1].

Podstaknuta slobodom razvoja oblika, optimizacijom topologije i mogućnošću izrade složenih i lakih elemenata prilagodljivih performansi, aditivna izrada (*Additive manufacturing - AM*) brzo je stekla popularnost kako u akademskoj zajednici tako i u industriji [2]. Jedno od glavnih svojstava aditivne proizvodnje je pružanje mogućnosti izrade dijelova kompleksne geometrije uz minimalan otpad [3,4] a moguća je izrada komponenti koje bi svojom kompleksnom geometrijom mogle mijenjati sklopove više pojedinačnih dijelova dobijenih konvencionalnim tehnologijama. Masovnijom implementacijom aditivnih tehnologija omogućava se skraćenje lanaca snabdijevanja, smanjenje potreba za skladištenjem dijelova i vremena zamjene dijelova pri održavanju kao i eliminacija troškova dostave rezervnih dijelova [4]. Globalno tržište aditivnih tehnologija procijenjeno je na 30,6 milijardi američkih dolara u 2025 godini, a očekuje se da zabilježi godišnju stopu rasta od preko 23% u periodu 2026-2033. Vrijednost globalnog tržišta opreme za aditivnu izradu dijelova od metala procijenjuje se na 7,3 milijardi američkih dolara u 2026. i predviđa se rast na 30,6 milijardi američkih dolara do 2033. godine. Rast ovog tržišta prvenstveno potiče od potražnje za laganim i kompleksnim dijelovima u automobilskoj industriji, avio i svemirskoj industriji, ali i namjenskoj industriji [5].

Prvi temelji za *WLAM* postavljeni su 1980-ih godina razvojem tehnologije laserskog zavarivanja a 1990-ih pojavili su se kompjuterski upravljani laserski sistemi. Ključna prekretnica bio je razvoj tehnologije *LENS* (*Laser Engineered Net Shaping*) za izradu metalnih dijelova oblika bliskog konačnom (*near-net-shape*) korištenjem lasera velike snage za topljenje metalnog praha sloj po sloj. Ova tehnologija je kasnije dovela do razvoja različitih varijanti *DED* tehnologija koje kao polazni materijal koriste žicu [6].

Tehnike *DED*-a zasnovane na žici kao osnovnom materijalu stekle su popularnost zbog visokog stepena iskorištenja materijala [6,7] i velikih brzina izrade u poređenju sa tehnikama koje koriste prah. Za razliku od široko rasprostranjenih i poznatih izvora energije aktivacije zasnovanih na električnom luku ili plazmi, laserski snop je stabilniji izvor, lakši je za upravljanje i precizniji, naročito pri korišćenju koaksijalnih laserskih sistema. Glavne odlike *WLAM* ogledaju se u manjem unosu toplote a samim tim i manjom zonom uticaja toplote (ZUT). Nakon procesa, dijelovi imaju finiju mikrostrukturu uz manje miješanje sa materijalom osnovne ploče. Zbog manjeg unosa toplote nakon izrade se javljaju i niže vrijednosti zaostalih napona i manje deformacije dijela što smanjuje potrebu za završnom obradom površine i naknadnom termičkom obradom. Korištenje materijala u vidu žice pojednostavljuje dovođenje materijala u zonu topljenja, jeftinije je, produktivnije i bezbjednije [6].

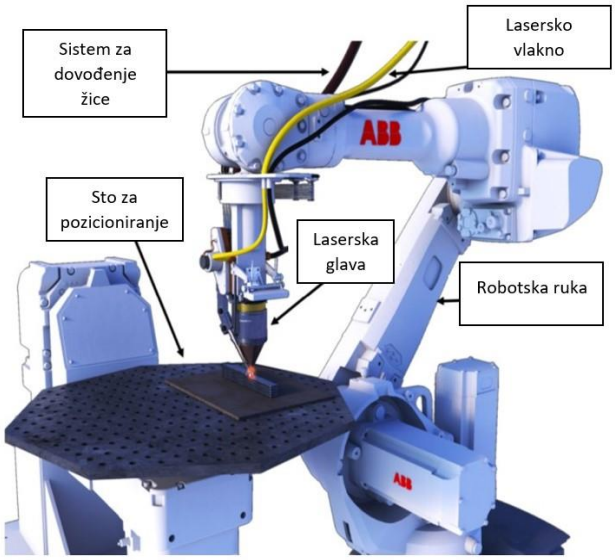
Dijelovi izrađeni *WLAM* tehnologijom danas se masovno koriste u vazduhoplovstvu i automobilskoj industriji [7,8], ali i medicinskim aplikacijama te mnogim drugim granama industrije [8]. Za postizanje visokog kvaliteta izrađenih dijelova u pogledu njihovih svojstava, ključno je upravljanje i optimizacija parametara *WLAM* procesa [8].

Osnovni cilj ovog rada je analiza trenutnog stanja tehnike u oblasti laserske aditivne izrade metalnih dijelova na bazi žice. Kroz rad će biti izvršeno mapiranje dostignutih saznanja i identifikacija otvorenih istraživačkih pitanja u oblasti *WLAM*-a.

2. OSNOVE LASERSKE ADITIVNE IZRADE NA BAZI ŽICE

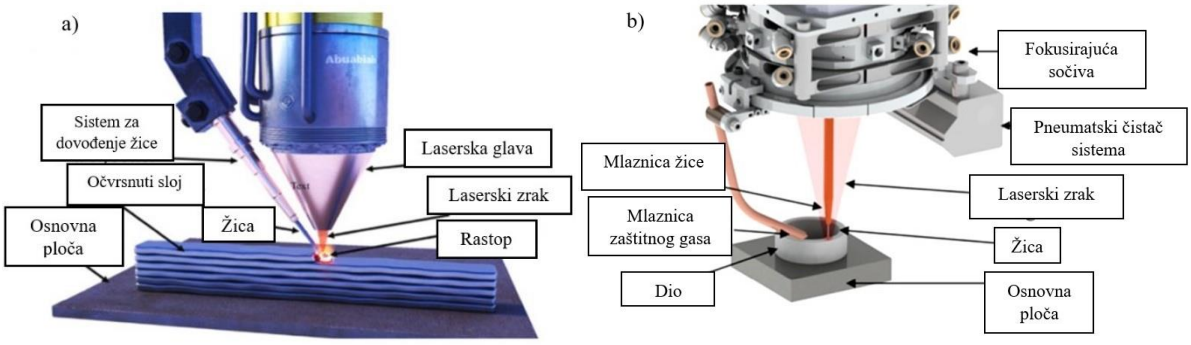
WLAM proces može biti jednostavano realizovan pomoću glave za lasersko zavarivanje postavljene na CNC mašinu umjesto alata za sječenje. Sa druge strane, njegova realizacija može podrazumijevati integraciju niza složenih i preciznih elektro-mehaničkih sistema radi postizanja boljih performansi. Laserski izvor i optičke komponente koje fokusiraju laserski snop predstavljaju ključne elemente procesa. Mehanizam za dovođenje žice obezbjeđuje kontinuirani dovod osnovnog materijala. Obično je neophodna mlaznica za zaštitni gas kako bi se spriječila oksidacija metala, ukoliko se proces ne odvija u zatvorenoj komori sa posebnom zaštitnom atmosferom. Na kraju, sistem je najčešće integrisan na robotske ruke (Slika 1.) koje obezbjeđuju za višeosno kretanje. Pored ovih ključnih komponenti, pomoćni sistemi mogu

uključivati opremu za predgrijavanje žice, ultrazvučne vibracije kao i sisteme za monitornig procesa pomoću infracrvenih (IR) kamera, laserskih skenera, CT skenera i drugih uređaja specijalizovane primjene [6].



Slika 1: Robotska ruka za WLAM [6]

Prema načinu dovođenja žice razlikuju se dva tipa *WLAM* postupka: postupak sa bočnim dovođenjem žice (Slika 2a) i postupak sa koaksijalnim dovođenjem žice (Slika 2b). Prvi tip u suštini predstavlja proces laserskog zavarivanja kod kojeg se žica dovodi u zonu dejstva laserskog snopa pod uglom između 15° i 60° kako bi se istopila. Ovakav tip sistema je najpogodniji za jednosmjerno navarivanje. U slučaju primjene ovakvog sistema za aditivnu izradu, često dolazi do defekata u pogledu asimetrične geometrije. Najveći dio trenutnih saznanja o *LW-DED* procesu stečen je upravo na takvim sistemima. Drugi tip podrazumijeva koaksijalno dovođenje žice kroz centar laserskog snopa, koji se najprije dijeli na više snopova raspoređenih u obliku prstena oko žice, a zatim usmjerava ka žici u blizini podloge [6].

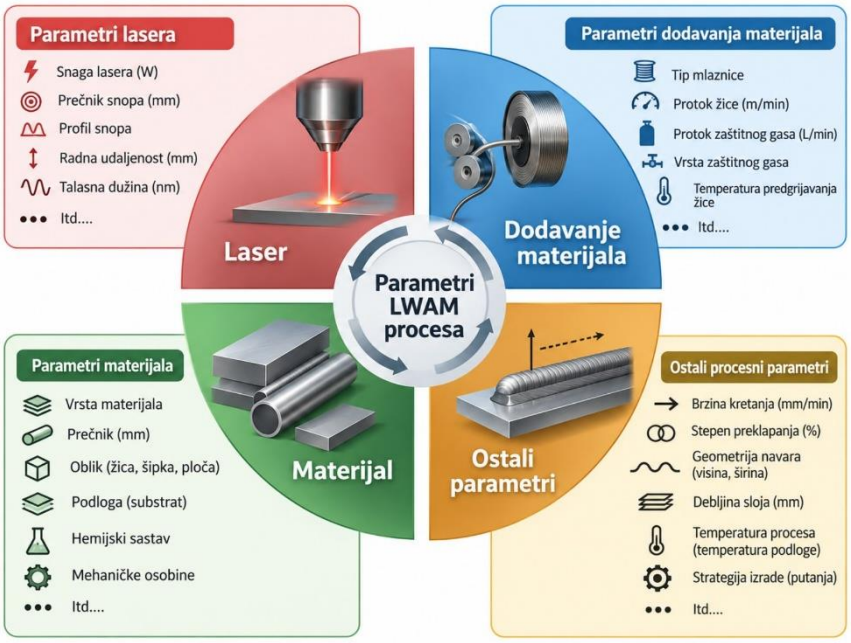


Slika 2: a) bočno dovođenje žice b) koaksijalno dovođenje žice [6]

Konačni izgled dijela nakon izrade postupkom *WLAM* zavisi od velikog broja parametara i njihove usklađenosti. Parametri koji utiču na proces (Slika 3) mogu se svrstati u četiri osnove grupe [9]:

- parametri lasera: snaga, prečnik snopa, talasna dužina, radna udaljenost glave lasera od radnog predmeta itd.
- parametri materijala: hemijski sastav, mehanička svojstva, prečnik žice, oblik osnovne ploče itd.

- parametri dodavanja materijala: brzina dovođenja žice, vrsta i protok zaštitnog plina, tip mlaznice itd.
- ostali procesni parametri: brzina kretanja laserske glave, način kretanja laserske glave (strategija putanje), temperatura predgrijavanja podloge itd.

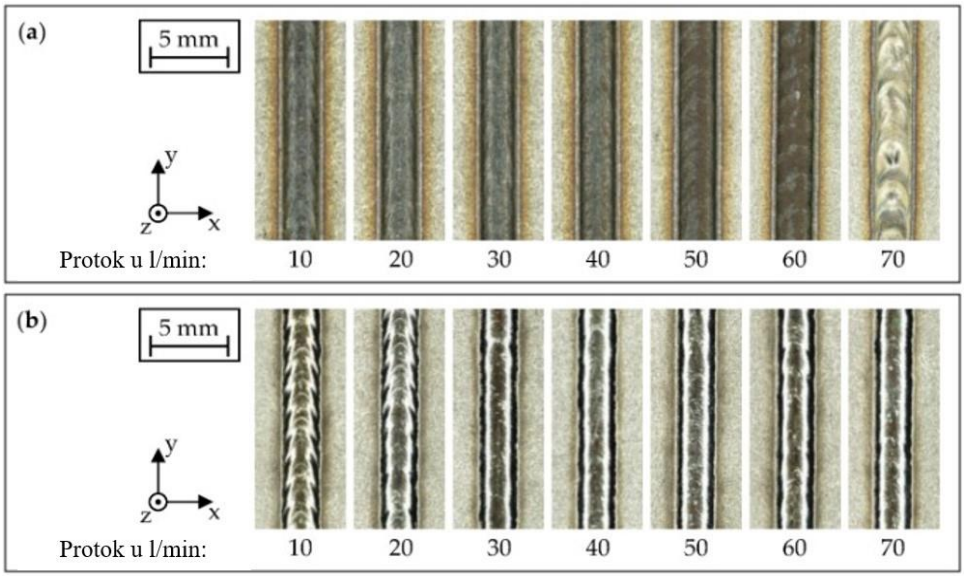


Slika 3: Parametri LWAM procesa (generisano pomoću alata vještačke inteligencije prema [9])

3. PREGLED DOSADAŠNJIH ISTRAŽIVANJA

Bernauer i sar. [10] ističu da se većina dosadašnjih istraživanja fokusira na analizu tankozidnih struktura. Kroz rad je analizirana varijacija parametara *WLAM* procesa u cilju formiranja preporuka za izradu debelozidnih dijelova bez defekata. Razmatrana je varijacija snage laserskog zraka, brzina kretanja laserske glave i brzina dovođenja žice. Nakon izbora optimalnog seta ovih parametara, variran je razmak između susjednih šavova pri cik-cak putanji laserske glave. Utvrđeno je da razmak između susjednih šavova (*track distance*) predstavlja ključan parametar za depoziciju materijala bez defekata. Autori ističu i da optimalni razmak značajno odstupa od teorijskog optimalnog modela jer fizički fenomeni procesa nisu obuhvaćeni modelom. Optimalni razmak šavova, brzina kretanja na zavojima putanje i visina sloja, omogućuje proizvodnju prizmatičnih dijelova bez defekata. Visina dijela i temperatura rastopljenog materijala su presudni za stabilan proces a autori predstavljaju i inovativni sistem monitoringa koji koristi CT i infracrveno mjerenje temperature.

Istraživanje [11] navodi da značajan uticaj na mehanička svojstva dijelova dobijenih *WLAM* postupkom ima oksidacija do koje dolazi tokom procesa. U pogledu troškova, kao bolje rješenje se nudi lokalna zaštitna atmosfera inertnog gasa u zoni procesa umjesto zatvorene gasne komore. Istraživači predstavljaju razvoj novog tipa mlaznice za dovođenje zaštitnog gasa te analiziraju uticaj protoka gasa. U istraživanju je kao osnovni materijal korišten nehrđajući čelik 316L. Korištenjem novog razvijenog koncepta mlaznice postignuta je depozicija materijala bez oksida kako za pojedinačne šavove (Slika 4), tako i za prizmatične uzorke. Nova geometrija mlaznice sa unutrašnjim kanalima za hlađenje pokazala je zaštitna svojstva nezavisno od smjera kretanja laserske glave, uz minimalne turbulencije koje onemogućavaju miješanje zaštitnog gasa sa atmosferom. Povećanje protoka zaštitnog plina sa 10 l/min na 70 l/min dovelo je do pada temperature rastopa za 15 K i smanjenjem širine za približno 110 µm.



Slika 4: Izgled pojedinačnih šavova pri različitim vrijednostima protoka gasa a) sa bočnom mlaznicom b) sa novom razvijenom mlaznicom [11]

Kao poseban doprinos ovog rada autori naglašavaju da je novi koncept koaksijalne mlaznice primjenjiv i na druge komercijalno dostupne glave za *WLAM*.

Casalino i sar. [12] predstavili su komparativnu analizu metalne aditivne izrade na bazi žice. Kroz rad su analizirana tri postupka različita po fokusiranom izvoru energije aktivacije: taloženje žice u strujnom luku (*Wire Arc Additive Manufacturing – WAAM*), taloženje žice u laserskom snopu (*Wire Laser Additive Manufacturing – LWAM*) te hibridni postupak taloženja žice u laserskom snopu i zavarivanje plazmom sa direktnim lukom (*Laser Arc Hybrid Wire Deposition - LAHWD*). *LAHWM* predstavlja postupak koji objedinjuje procese proizvodnje pomoću električnog luka (*WAAM*) i proizvodnje pomoću lasera (*WLAM*) i žice. Moguće su različite konfiguracije sistema u zavisnosti koji se izvor koristi za topljenje žice a koji za stabilizaciju rastopljenog materijala što za direktnu posljedicu ima izradu dijelova sa boljim mehaničkim svojstvima i površinama većeg kvaliteta. Kao osnovne odlike hibridnog postupka, autori ističu [12]:

- veliku brzina nanošenja materijala - omogućava izradu velikih i složenih delova u relativno kratkom vremenskom roku;
- isplativost - zahtjeva manje materijala u poređenju sa aditivnom proizvodnjom na bazi praha za izradu velikih dijelova;
- visoku preciznost – velika gustina energije lasera i električnog luka omogućava izradu dijelova visoke preciznosti i kvaliteta površine;
- svestranost – postupak se može koristiti sa širokim spektrom materijala;
- poboljšana mehanička svojstva - izrada dijelova sa poboljšanim mehaničkim svojstvima, prvenstveno čvrstoća i žilavosti.

Kao jedno od glavnih ograničenja *WLAM* procesa je upotreba metala koji reflektuju svjetlost, jer se laserski snop može odbiti i oštetiti izvor lasera. Komparacija ove tri tehnologije data je u Tabeli 1. *WAAM* je poznat po velikoj brzini nanošenja materijala, niskim troškovima i slobodom u pogledu izbora materijala, ali ga odlikuju niska preciznost i loš kvalitet površine. *WLAM* se odlikuje visokom preciznošću i brzinom, ali je skup i ograničen u pogledu izbora materijala. *WLAHM* je poznat po visokoj preciznosti, velikoj efikasnosti, dobrom kvalitetu površine i fleksibilnosti u pogledu materijala ali ga karakterišu visoki troškovi i složenost.

Tabela 1: Poređenje procesa WAAM, LWAM i LAHWM [12]

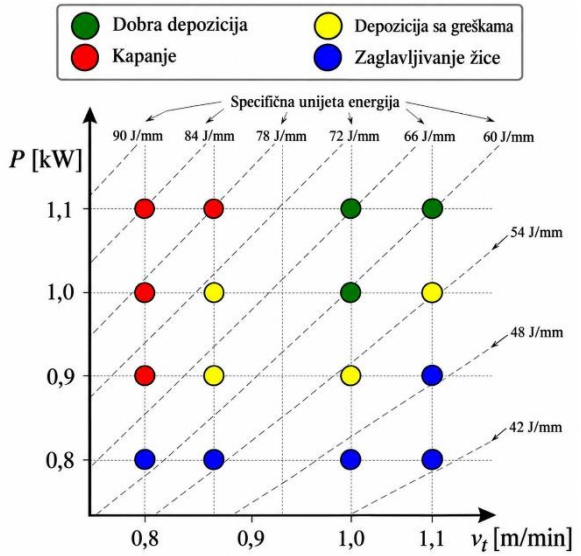
Karakteristika	WAAM	WLAM	LAHWM
Izvor električnog luka	✓	–	✓
Ekonomičnost	✓	–	–
Laserski izvor	–	✓	✓
Svestranost (izrada od različitih metala)	✓	✓	✓
Bolja kontrola procesa	–	+	++
Veća brzina depozicije materijala	–	+	++
Veća preciznost	–	+	++
Veća geometrijska tačnost izrađenih zidova	–	+	++
Potreba za naknadnom obradom	++	+	–
Veća složenost sistema	–	+	++
Složenija instalacija	–	+	++
Bolja mobilnost	++	+	–
Legenda: ✓ – karakteristika je prisutna; – nisko/odsutno; + srednje; ++ visoko izraženo.			

Kao glavni zaključak autori navode da *WAAM, WLAM i LAHWM* imaju jedinstvene prednosti i nedostatke te da je neophodna identifikacija i detaljna analiza ključnih procesnih parametara i strategija depozicije materijala u cilju postizanja boljih mikrostrukturnih svojstava, tačnosti izrađenih dijelova i kvaliteta površine. Dalja obimna istraživanja su neophodna kako bi se u potpunosti iskoristio potencijal ovih tehnologija u svim granama industrije a preporučuje se i razvoj prediktivnih modela koji uzimaju u obzir sve faktore prema karakterističnim industrijama. Autori naglašavaju i potrebu usvajanja jedinstvenih standarda u oblasti metalne aditivne izrade u cilju konzistentnosti i ponovljivosti eksperimentalnih rezultata [12].

Zapata i sar. [13] ističu nedostatak informacija u domenu prilagođavanja i optimizacije parametara procesa *WLAM* za izradu dijelova bez defekata. Istraživanje je realizovano na koaksijalnom sistemu za predstavnike grupe nehrđajućih čelika i legura aluminijuma. Istraživači su prvo odredili optimalne parametre procesa za obje grupe materijala a zatim je ispitivan uticaj snage lasera, brzine dovođenja žice i brzine kretanja na geometriju slojeva. Na kraju je analiziran uticaj visinskog inkrementa (koraka). Autori ističu da odgovarajuća kombinacija odnosa brzina (brzine kretanja laserske glave i brzina dovođenja žice) i energije po jedinici dužine igra ključnu ulogu u izradi bez grešaka (defekata). Ova dva parametra nude alternativu najčešće nezavisno analiziranim parametrima (snaga lasera, brzina žice, brzina prolaza) nezavisno od vrste materijala. Minimalna energija za realizaciju procesa bila je 50 J/mm za oba materijala. Zbog niže temperature topljenja aluminijuma, defekti su eliminisani samo primjenom odnosa brzina većeg od 1, dok su kod nerđajućeg čelika niži odnosi brzina rezultirali eliminacijom defekata. Zavisnost između parametara procesnih i dimenzija šava (visina i širina) za obje istražene grupe materijala (nehrđajući čelik i legura aluminijuma) može se aproksimirati linearnim modelima. Nezavisno od grupe materijala utvrđeno je da visina šava raste sa većom brzinom žice i većim odnosom brzina, opada pri većim brzinama prolaza, a na visinu šava ne utiče snaga lasera niti energije po jedinici dužine. Širina šava raste pri većim snagama lasera i energijom po jedinici dužine a opada pri većim brzinama kretanja laserske glave.

Autori su definisali i formulu za izračunavanje visine inkrementa, baziranu na dimenzijama žice, odnosu brzina i širini pojedinačnih šavova. Istraživanje na kraju naglašava i potrebu za obimnijim analizama mehaničkih i mikrostrukturnih svojstava, kreiranju prediktivnih termičkih modela za analizu temperaturnih polja kao i za izradu realnih dijelova kompleksnih geometrija.
Istraživanje [14] analizira mehanička svojstva i mikrostrukturu dijelova izrađenih od legure 316LSi. Ispitivana su dva tipa uzoraka, tankostjeni i prizmatični – sa kratkim i dugim međuslojnim vremenskim intervalima (vremenski razmak prije nanošenja narednog sloja). Utvrđeno je da su dendritna zrna dominantna u mikrostrukturi oba tipa uzoraka. Kraći vremenski interval između uzastopnih slojeva kod tankozidnih uzoraka smanjuje brzinu hlađenja, što je dovelo do grublje mikrostrukture i niže vrijednosti zatezne čvrstoće. Prizmatični uzorci su se odlikovali finiju i ujednačenijom mikrostrukturom. Autori su uspostavili i empirijsku relaciju između brzine hlađenja i površine rastopa — brzina hlađenja opada obrnuto proporcionalno s četvrtim stepenom površine kupke. Uvođenjem sistema monitoringa i automatskog upravljanja moguće je kontrolisati rezultujuću mikrostrukturu. Utvrđena je anizotropnost mehaničkih svojstava jer su uzorci paralelni sa pravcem taloženja materijala pokazali veće vrijednosti zatezne čvrstoće i veće izduženje do loma u poređenju sa uzorcima u pravcu gradnje, kod oba tipa uzoraka. Prizmatični uzorci su se pokazali kvalitetniji sa aspekta više vrijednosti mikrotvrdoće. Kao najveću grešku nakon izrade autori navode pojavu neadekvatnog stapanja (*lack of fusion*), uglavnom u prvim slojevima.
Huang i sar. [15] naglašavaju nedovoljno informacija o korišćenju aluminijuma i njegovih legura pri *WLAM* postupku. Kroz svoje istraživanje analizirali su uticaj smjera dovođenja žice i ugla dodavanja žice, a potom je analiziran uticaj snage lasera, brzine kretanja i brzina dovođenja žice na geometrijske karakteristike deponovanog materijala. Autori su dokazali da ugao dovođenja žice utiče na količinu deponovanog materijala i apsorptivnost - ugao od 45° pokazao se najbolji sa aspekta najveće količine deponovanog materijala i najbolje apsorpcije, što je od posebnog značaja za aluminijum. Visina šava je određena brzinom kretanja laserske glave, dok snaga lasera signifikantno utiče na širinu šava, značajno više nego brzina kretanja. Definisan je i matematički model u formi polinoma drugog reda koji opisuje odnos između parametara procesa sa rezultujućom širinom i visinom šava. Autori naglašavaju i važnost optimizacije odnosa preklapanja pri višeslojnom taloženju, kao ključnog parametra za smanjenje poroznosti izrađenih dijelova.
Motta i sar. [16] istraživali su mehanizme nastanka grešaka u cilju definisanja stabilnih parametara *WLAM* . U istraživanju je kao osnovni materijal analiziran nehrđajući čelik oznake AISI 308 na koaksijalnom laserskom sistemu. Identifikovane su dvije glavne greške - kapanje (*dripping*) i zapinjanje (*stubbing*). Za adekvatno prianjanje novorastopljenog sloja za prethodni ključan je položaj fokusa lasera jer se topljenje žice mora se odvijati na ispravnoj visini kako bi se greške izbjegle. Autori naglašavaju da je stabilna veličina rastopljenih kapi neophodna za adekvatan kontakt žice i prethodnih šavova, što zahtijeva smanjenje snage izvora. Pod stabilnim uslovima taloženja (Slika 5) kvalitet površine uporediv je sa *DED* procesima koji kao osnovni materijal koriste prah umjesto žice. Poseban doprinos rada je preporuka da se vremena pojave i dimenzije uočenih grešaka potencijalno iskoriste za razvoj monitoring modula.
Frönd i sar. [17] u istraživanju definišu parametarski okvir za primjenu aluminijumske žice oznake EN AW-5087 pri *WLAM* procesu. Istaknut je značaj adekvatnog definisanja parametara u cilju željenog prilagođavanja geometrije slojeva što smanjuje potrebu za naknadnim obradama dijelova. Utvrđeno je da predgrijavanje podloge (150°C) korisno utiče na smanjenje pojave grešaka u vidu poroznosti i pukotina. Na predgrijanoj podlozi izrađeni su šavovi bez grešaka pri sličnim specifičnim količinama energije po gramu deponovanog materijala ali sa pet puta većim brzinama kretanja laserske glave. Specifični unos energije manji je za ~50% u odnosu na procese zasnovane na selektivnom topljenju aluminijumskog praha (*Selective Laser Melting – SLM*).

Autori posebno naglašavaju potrebu za dodatnim istraživanjima sa uključenim temperaturnim mjerenjima kako bi se utvrdili efekti povezani sa raspodjelom temperatura i brzinama hlađenja.



Slika 5: Mapa parametara za stabilno deponovanje AISI 308 [16]

Istraživanje [18] predstavlja razvoj novog prototipa laserske glave za *WLAM* postupak te validaciju njenog dizajna kroz istraživanje parametara za izradu dijelova od legura *Inconel* 718 i titanijumove legure Ti-6Al-4V. Uzorak od legure *Inconel* 718 nije pokazao znake oksidacije, niti su uočene pukotine i pore. Uočeni su određeni minorni nedostaci u stapanju slojeva. Uzorak od Ti-6Al-4V pokazao je znakove slabu oksidaciju a kao i u slučaju *Inocel* 718 nisu uočene pore niti pukotine. Takođe se uočeni nedostaci u vezivanju slojeva. Geometrijska tačnost uzoraka je analizirana primjenom 3D skeniranja a rezultati (Slika 6) su pokazali da je maksimalno odstupanje od geometrijski idealnog oblika za uzorak od *Inocel* 718 bilo -0,8mm dok je za uzorak od legure titanijuma bilo -1mm. Analizirana je i hrapavost površina u dva međusobno upravna pravca a predstavljeni su i rezultati mjerenja tvrdoće u tri karakteristične zone dva međusobno upravna poprečna presjeka. Novi dizajn koaksijalne laserske glave uspješno se pokazao za aditivnu izradu dijelova od obje vrste materijala pri maksimalnoj snazi lasera od 1 kW. Koaksijalno dovođenje zaštitnog gasa kroz glavu osigurava izradu dijelova gotovo bez oksida, uz izuzetno nisku poroznost i zadovoljavajuću vezu između slojeva.
Shaikh i sar. [19] analizirali su *WLAM* na mikro-nivou gdje su kao osnovni materijal koristili tanku žicu od nehrđajućeg čelika 304 prečnika 100 µm. Primjena ove žice u *WLAM* postupku pokazala se kao pogodna za aditivnu izradu sa poboljšanom dimenzionom tačnošću i kvalitetom površine. Uspješno su izrađene tankostijene i strukture pod uglom sa rezolucijom od ~500 µm. Optimizacija bočnog preklapanja dovela je do niske vrijednosti hrapavosti površine i eliminacije defekata među slojevima. Debljina sloja (40–80 µm), dimenziona tačnost (±30 µm) i hrapavost površine (8–16 µm) uporedivi su s procesima na bazi praha, a bolji od postojećih *DED* procesa sa debljim žicama. Brzina taloženja ograničena je na 2 g/min zbog prečnika žice.
Istraživanje [20] analizira uticaj procesnih parametara na geometrijske karakteristike dobijenih šavova pri korištenju Ti-6Al-4V žice u *WLAM* postupku. Za korištenje titanijumske žice u aditivnoj izradi *WLAM* postupkom, optimalni parametri se moraju birati u odnosu na usvojenoj putanji kretanja laserske glave. U poprečnom presjeku uzoraka pronađene su mikropore koje trebaju biti predmet posebnih analiza i ispitivanja bez razaranja. Autori ističu da veličina i ukupni udio pora u zapremini je u granicama dosadašnjih standarda u oblasti laserskog zavarivanja jer standardi za analizu ovakvih defekata u *DED* postupcima ne postoje.
Registrovano je i povećanje mikrotvrdoće kao posljedica finije mikrostrukture, uz smanjenje zone uticaja toplote.

4. ZAKLJUČAK

Na osnovu analiziranih istraživanja može se zaključiti da WLAM predstavlja tehnologiju sa visokim potencijalom za industrijsku primjenu koja nudi mogućnosti implementacije u hibridnim postupcima. Dostizanje punih potencijala ove tehnologije uslovljeno je sveobuhvatnim razumijevanjem i optimizacijom procesnih parametara.
Procesni parametri (snaga lasera, brzina kretanja, brzina dovođenja žice i ugao žice) imaju signifikantan uticaj na geometriju šavova, mikrostrukturu i mehanička svojstva. Posebno se izdvajaju razmak između susjednih šavova i odnos brzina kretanja i dovođenja žice kao ključni za izradu dijelova bez defekata. Za aluminijumske legure je dokazan i značaj predgrijavanje podloge u cilju smanjenja poroznosti i smanjenja specifičnog unosa energije.
Kvalitet zaštitne atmosfere direktno utiče na prisustvo oksida u izrađenim dijelovima a razvoj inovativnih mlaznica s unutrašnjim kanalima za hlađenje i novih koaksijalnih glava pokazali su se kao odlična rješenja za bezoksidnu depoziciju materijala.
Analize mehaničkih svojstava i mikrostrukture ukazuju na značajan uticaj veličine zrna na mehanička svojstva i anizotropnost mehaničkih svojstava. Kao dominantne greške koje se mogu javiti autori ističu mikropore te neadekvatno stapanje između slojeva.
Kao zajednički nedostatak, autori identifikuju odsustvo standardizovanih procedura za *DED* procese bazirane na materijalu u obliku žice, nedostatak prediktivnih termičkih modela te ograničenost istraživanja na relativno jednostavne geometrije. Budući istraživački napori trebaju biti usmjereni ka razvoju pouzdanih prediktivnih modela, uspostavljanju standarda ispitivanja *DED* dijelova te validaciji *WLAM* procesa na kompleksnim geometrijama relevantnim za različite industrijske grane.

ZAHVALNOSTI

Sebastian Balos izražava zahvalnost na podršci pruženoj u okviru istraživanja kroz projekat pod nazivom „Napredni materijali, tehnologije spajanja i srodne tehnologije u proizvodnom mašinstvu“, koji se realizuje pri Departmentu za proizvodno mašinstvo Fakulteta tehničkih nauka Univerziteta u Novom Sadu, Srbija.

LITERATURA

[1] Hu, S., Park, C., Jeong, S., Jeon, N., Kim, J. T., Rho, J., Additive manufacturing of metastructures at the micro-and nano-scale. Chemical Society Reviews, 55(3), 1666-1716, 2026. https://doi.org/10.1039/d4cs01054j
[2] Mostafaei, A., Ghiaasiaan, R., Zhang, Y., Miner, J. P., Faegh, M., Omoodara, O., Haghighi, A., Wolff, S. J., Narra, S. P., Sun, T., Cheng, L., Additive manufacturing of titanium alloys: a comprehensive review on “process-structure-defect-property” relationship. Progress in Materials Science, 101752, 2026. https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2026.101752
[3] Zhou, L., Miller, J., Vezza, J., Mayster, M., Raffay, M., Justice, Q., Al Tamimi, Z., Hansotte, G., Sunkara, L. D., Bernat, J., Additive manufacturing: a comprehensive review. Sensors, 24(9), 2668, 2024. https://doi.org/10.3390/s24092668
[4] Vafadar, A., Guzzomi, F., Rassau, A., & Hayward, K., Advances in metal additive manufacturing: a review of common processes, industrial applications, and current challenges. Applied Sciences, 11(3), 1213, 2021. https://doi.org/10.3390/app11031213
[5]https://www.grandviewresearch.com/industry-analysis/metal-additive-manufacturing-equipment-market-report (Pristupljeno 28.08.2026.)
[6] Melentiev, R., Ye, L., Wagih, A., Chen, G., Zhang, C., Catalano, A. R., Priarone, P. C.,

Xu, F., Piano, S., Spitas, C., Yu, N., A critical review of laser wire directed energy deposition: Toward large-scale metal additive manufacturing. Materials Science and Engineering: R: Reports, 171, 101273, 2026. https://doi.org/10.1016/j.mser.2026.101273
[7] Huang, W., Chen, S., Xiao, J., Jiang, X., Jia, Y., Laser wire-feed metal additive manufacturing of the Al alloy. Optics & Laser Technology, 134, 106627, 2021. https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2020.106627
[8] Jia, Y., Sun, S., Li, B., Yao, Z., Li, C., Huang, W., Fang, M., Current research status and prospect of laser wire additive manufacturing technology. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 137(7), 3229-3255, 2025. https://doi.org/10.1007/s00170-025-15228-0
[9] Abuabiah, M., Mbodj, N. G., Shaqour, B., Herzallah, L., Juaidi, A., Abdallah, R., Plapper, P., Advancements in laser wire-feed metal additive manufacturing: a brief review. Materials, 16(5), 2030, 2023. https://doi.org/10.3390/ma16052030
[10] Bernauer, C., Merk, T., Zapata, A., Zaeh, M. F., Laser metal deposition with coaxial wire feeding for the automated and reliable build-up of solid metal parts. Key Engineering Materials, 926, 65-79, 2022. https://doi.org/10.4028/p-ob7dg7
[11] Bernauer, C., Meinzinger, L., Zapata, A., Zhao, X. F., Baehr, S., Zaeh, M. F., Design and investigation of a novel local shielding gas concept for laser metal deposition with coaxial wire feeding. Applied Sciences, 13(8), 5121, 2023. https://doi.org/10.3390/app13085121
[12] Casalino, G., Karamimoghadam, M., Contuzzi, N., Metal wire additive manufacturing: a comparison between arc laser and laser/arc heat sources. Inventions, 8(2), 52, 2023. https://doi.org/10.3390/inventions8020052
[13] Zapata, A., Bernauer, C., Stadter, C., Kolb, C. G., Zaeh, M. F., Investigation on the cause-effect relationships between the process parameters and the resulting geometric properties for wire-based coaxial laser metal deposition. Metals, 12(3), 455, 2022. https://doi.org/10.3390/met12030455
[14] Akbari, M., Kovacevic, R., An investigation on mechanical and microstructural properties of 316LSi parts fabricated by a robotized laser/wire direct metal deposition system. Additive Manufacturing, 23, 487-497, 2018. https://doi.org/10.1016/j.addma.2018.08.031
[15] Huang, W., Chen, S., Xiao, J., Jiang, X., Jia, Y., Laser wire-feed metal additive manufacturing of the Al alloy. Optics & Laser Technology, 134, 106627, 2021. https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2020.106627
[16] Motta, M., Demir, A. G., & Previtali, B., High-speed imaging and process characterization of coaxial laser metal wire deposition. Additive Manufacturing, 22, 497-507, 2018. https://doi.org/10.1016/j.addma.2018.05.043
[17] Frönd, M., Riekehr, S., Kashaev, N., Klusemann, B.,Enz, J., Process development for wire-based laser metal deposition of 5087 aluminium alloy by using fibre laser. Journal of Manufacturing Processes, 34, 721-732, 2018. https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2018.06.033
[18] Kelbassa, J., Gasser, A., Bremer, J., Pütsch, O., Poprawe, R., Henrich Schleifenbaum, J., Equipment and process windows for laser metal deposition with coaxial wire feeding. Journal of Laser Applications, 31(2), 2019. https://doi.org/10.2351/1.5096112
[19] Shaikh, M. O., Chen, C. C., Chiang, H. C., Chen, J. R., Chou, Y. C., Kuo, T. Y., Ameyama, K., Chuang, C. H., Additive manufacturing using fine wire-based laser metal deposition. Rapid Prototyping Journal, 26(3), 473-483, 2020. https://doi.org/10.1108/RPJ-04-2019-0110
[20] Caiazzo, F., Additive manufacturing by means of laser-aided directed metal deposition of titanium wire. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 96(5), 2699-2707, 2018. https://doi.org/10.1007/s00170-018-1760-0

Broj rada: 4.5
DOI: 10.65156/wws.sjdp.si.021

ISPITIVANJE KVALITETA ŽICE ZA MAG ZAVARIVANJE NELEGIRANIH KONSTRUKCIONIH ČELIKA

EVALUATION OF WIRE QUALITY FOR GMAW WELDING OF LOW-ALLOYED STRUCTURAL STEELS

Medžida Alihodžić[1]
doc. dr. Petar Tasić[1], ORCID broj: 0000-0002-3349-6116
prof. dr. Ismar Hajro[1], ORCID broj: 0000-0001-6148-895X

[1] Univerzitet u Sarajevu – Mašinski fakultet, Vilsonovo šetalište 9, Sarajevo, BiH

E-mail: tasic@mef.unsa.ba

Rezime: MAG postupak zavarivanja je široko rasprostranjen postupak spajanja niskolegiranih konstrukcionih čelika. Uspješnost njegove upotrebe ne zavisi samo od parametara zavarivanja, nego također i od kvaliteta dodatnog materijala, odnosno žice. Ovaj rad predstavlja rezultate eksperimentalnog istraživanja provedenog upotrebom žice istog prečnika i standardne oznake, ali od tri različita proizvođača. Kako bi se izbjegla bilo kakva pristranost, žice su označene jednostavno kao Žica 1, Žica 2 i Žica 3. Zavarene spojeve su napravila dva zavarivača, nezavisno jedan od drugog, koristeći iste setove parametara, s ciljem da se ostvare i različiti načini prenosa metala u luku. Tokom procesa zavarivanja zabilježene su karakteristike luka i nivo buke, dok su vizuelna kontrola i makro ispitivanje presjeka, skupa sa analizom prskanja, izvedeni kasnije. Dodatno, urađena je i hemijska analiza metala šava, dok su zavarivači dali svoje subjektivno mišljenje o ponašanju žice pri zavarivanju. Dobiveni rezultati su analizirani, a nalazi upućuju na to da ne postoji značajna razlika između žica, osim u količini prskanja i penetraciji.

Ključne reči: žica za zavarivanje, prskanje, nivo buke, makro ispitivanje presjeka, hemijski sastav, karakteristike luka

Abstract: Gas Metal Arc Welding is a widely used joining process for low-alloyed structural steels. Its performance depends not only on process parameters but also on the quality of the filler metal, i.e. wire. This paper presents results of experimental research made using wires with the same designation and diameter, made by three different manufacturers. To avoid any bias, wires are designated just as Wire 1, Wire 2 and Wire 3. Welds have been made independently by two welders using the same sets of parameters, in order to achieve different types of metal transfer. Arc characteristics and noise levels have been recorded during welding, while visual inspection and macro examination of welds, together with spatter evaluation, have been made afterwards. In addition, chemical analysis of weld metal has been made, and welders provided their subjective opinions regarding wire performance. The results have been analysed, and findings indicate that there is no significant difference among wires, except in spatter quantity and penetration.

Key words: welding wire, spatter, noise level, macro examination, chemical composition, arc characteristics

1. UVOD

Od industrijske revolucije pa sve do danas, zavarivanje čini jednu od najzastupljenijih tehnologija spajanja, a istraživanja su pokazala da se u razvijenim zemljama u proizvodnji čak dvije trećine zavara izrađuje MAG/MIG postupkom. [1] Najčešće se koristi u brodogradnji, energetici, izradi transportnih uređaja i sredstava, održavanju i popravci teških mašina, te za izradu čeličnih konstrukcija. Kod ovog postupka žica, koja predstavlja dodatni materijal, se kroz pištolj za zavarivanje kontinuirano dovodi na mjesto spoja, gdje se uspostavlja električni luk, ona topi i nastaje šav. Električni luk i kupka su zaštićeni gasom, te na osnovu tipa zaštitnog gasa postoji MAG (eng. *Metal Activ Gas*) i MIG (eng. *Metal Inert Gas*) postupak. [2]

Esencijalni parametri MAG zavarivanja su jačina struje, napon električnog luka i brzina zavarivanja, koji skupa utiču na unos toplote, visinu električnog luka i tip prenosa metala kroz električni luk. Ovo dalje utiče na oblik profila šava, penetraciju, ali i na prskanje istopljenog metala, odnosno parametre od kojih zavisi klasa kvaliteta zavara. Za različite prenose metala je različita i jačina struje zavarivanja, mada postoje i još neki uticajni faktori (na primjer zaštitni gas). [2,3] Kako bi se visina električnog luka održala konstantnom, brzina topljenja žice mora biti jednaka brzini dostavljanja žice. [4]

MAG postupak ima izuzetno veliku produktivnost, ali ona ipak zavisi od brzine zavarivanja, koja se bira na osnovu jačine struje i pozicije zavarivanja. Svaka promjena brzine zavarivanja utiče na profil zavarenog spoja, način prenosa toplote u materijalu, i, posljedično, na njegove mehaničke osobine. S povećanjem brzine zavarivanja, zavar postaje uži i penetracija manja, dok sa smanjenjem brzine zavarivanja zavar postaje širi i penetracija bolja. [3,5]

Jedan od faktora koji je od velike važnosti za produktivnost je i dodatni materijal, odnosno žica. Potrebno je da bude što je više moguće kompatibilna sa osnovnim materijalom, jer s njim stvara cjelinu od koje se zahtijevaju mehaničke osobine i kvalitet. Upotreba neodgovarajuće žice može proizvesti spojeve sklone pukotinama i koroziji. Proizvođači žica daju preporuke za koje osnovne materijale se one mogu koristiti, dok standardi propisuju garantovani hemijski sastav i minimalne mehaničke osobine žice i šava. [2,6] Razvoj žica je složen i skup, s obzirom da ne uključuje samo aspekt njihovog hemijskog sastava i mehaničkih osobina, već i načina njihove proizvodnje, transporta i skladištenja. Čak i male varijacije u hemijskom sastavu mogu imati odlučujući uticaj na ponašanje električnog luka. [5,6] Naravno, ovakve razlike imaju i svoju ekonomsku stranu, gdje se žice svrstavaju u *premium*, *economy* ili *entry* klasu, uz odgovarajuće, ponekad značajne, razlike u cijenama. Pravi problem zavarivačkoj kompaniji je procijeniti da li im se isplati nabavljati skupu *premium* žicu za neko poboljšanje ukupnog rezultata u odnosu na *economy* ili *entry* žicu. Sve one ispunjavaju zahtjeve standarda, imaju sve potrebne certifikate, no da li zaista postoji razlika u zavarivanju koja opravdava razliku u cijeni?

2. EKSPERIMENT

Kako bi se ispitao uticaj žice na proces zavarivanja i osobine zavarenog spoj, izvršena je izrada serije uzoraka upotrebom tri različite žice oznake G 42 C1 3Si1 prema EN ISO 14341, dostavljene od strane tri različita proizvođača. U pitanju su žice prečnika 1,2 mm, koje cijenom spadaju u *premium*, *economy* i *entry* klasu, a njihove oznake u ovom radu su (1), (2) i (3), respektivno. Predmet eksperimentalnog ispitivanja je bila kvantitativna i kvalitativna analiza koja se sastojala od hemijske analize metala šava, snimanja jačine struje i napona, akustičke analize, vizuelne kontrole i procjene prskanja, subjektivne ocjene žice od strane zavarivača, kao i ispitivanje makro presjeka zavarenog spoja.

Osnovni materijal koji je korišten za izradu ispitnih uzoraka je čelik S235JR. Garantovani hemijski sastav ovog čelika je dat u tabeli 1, a garantovane mehaničke osobine u tabeli 2, oboje prema EN ISO 10025-2. [7]

Tabela 1: Garantovani hemijski sastav čelika S235JR prema EN ISO 10025-2 [7]

	C	Si	Mn	Cr	Cu	Al	P	S
S235JR	≤0,17	-	≤1,40	-	≤0,55	-	≤0,035	≤0,0345

Tabela 2: Garantovane mehaničke osobine čelika S235JR prema EN ISO 10025-2 [7]

	R_e (MPa)	R_m (MPa)	A (%)	KV (J) na 20 °C
S235JR	235	360-510	26	27

S235JR je nelegirani konstrukcioni čelik, koji prema EN ISO 15608 pripada grupi 1.1 jer mu je minimalni napon tečenja manji od 275 MPa. [8] Ovaj čelik se isporučuje u toplo valjanom stanju, i ima feritno-perlitnu mikrostrukturu koja mu obezbjeđuje dobru čvrstoću, zavarljivost, duktilnost i zadovoljavajuću žilavost. [9] Za izradu ispitnih uzoraka korištene su pločice dimenzija 100×120 mm, debljine 8 mm.

Uzorci za hemijsku analizu metala šava su pripremljeni tako što je na osnovni materijal dimenzija 80×80 mm navareno dva sloja žice, pri čemu je jedan sloj izveden tehnikom guranja, a drugi tehnikom vučenja kupke, ali bez promjene pravca (prema zahtjevu standarda). Jačina struje je bila 280 A, a brzina zavarivanja 23 cm/min. Dimenzije navara su bile 50×50 mm, koji je nakon izrade obrađen glodanjem i brušenjem kako bi bio spreman za analizu (slika 1).

Izrada svih ostalih uzoraka je izvršena u položenoj (PA) poziciji tehnikom guranja kupke, upotrebom digitalno kontrolisanog uređaja Fronius. Parametri zavarivanja (jačina struje i brzina) za kratki i sprej luk su utvrđeni na osnovu preporuka proizvođača dodatnog materijala i preliminarnih eksperimenata, i dati su u tabeli 3. Pri ovome su uspješno utvrđeni setovi parametara (jačina struje i brzina zavarivanja) takvi da je unos toplote bio isti za sve tri žice, za svako ispitivanje, što je olakšalo analizu i donošenje zaključaka.

Tabela 3: Parametri zavarivanja

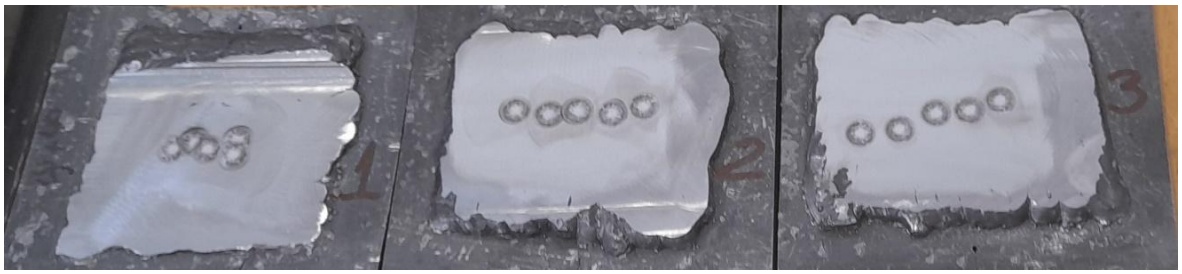
	Jačina struje I (A)		Napon luka U (V)		Brzina zavarivanja w (cm/min)		Unos toplote Q (kJ/mm)	
	Kratki luk	Sprej luk	Kratki luk	Sprej luk	Kratki luk	Sprej luk	Kratki luk	Sprej luk
Žica (1)	160	260	22,0	23,0	18,2	29,7	0,99	1,03
Žica (2)	160	260	22,0	23,0	18,6	28,5	0,97	1,07
Žica (3)	160	260	22,0	23,0	18,1	28,4	0,99	1,07

Kao zaštitni gas korišten je čisti CO_2 (oznaka C prema EN ISO 14175 [10]) sa protokom od 17 l/min, koji je utvrđen u skladu sa preporukama [5].

3. REZULTATI I DISKUSIJA

Prvo je izvršena hemijska analiza metala navara prema EN 10351. Pripremljeni uzorci su prikazani na slici 1, dok su rezultati dati u tabeli 4. Radi poređenja, naveden je i garantovani hemijski sastav žice prema EN ISO 14341.

Kako se vidi, nema značajnih razlika u hemijskim sastavima navara za sve tri žice. Vidljivo je i da je sadržaj C, Mn i Si u metalu šava za sve tri žice manji od onog koji je propisan standardom, a mogući razlog je njihova uloga u procesu zavarivanja, odnosno dezoksidacija ili čišćenje, te su uklonjeni u vidu staklaste šljake koja je ostala po površini šava.

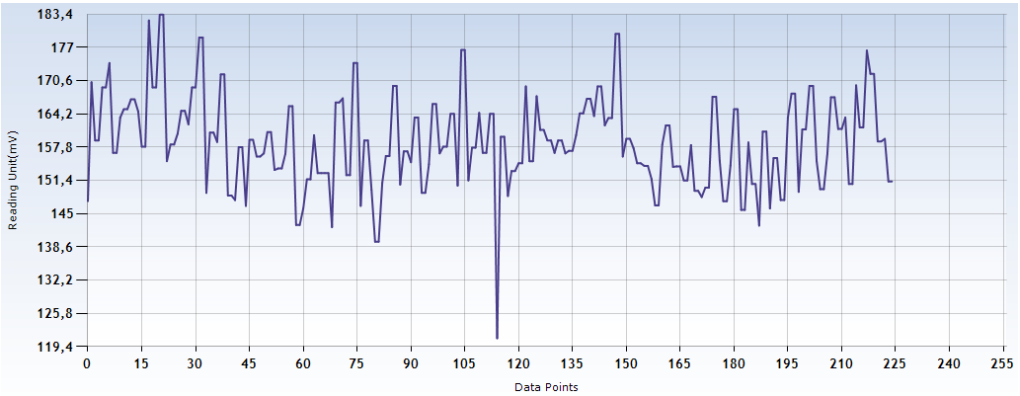


Slika 1: Uzorci navara žica (1), (2) i (3) nakon hemijske analize

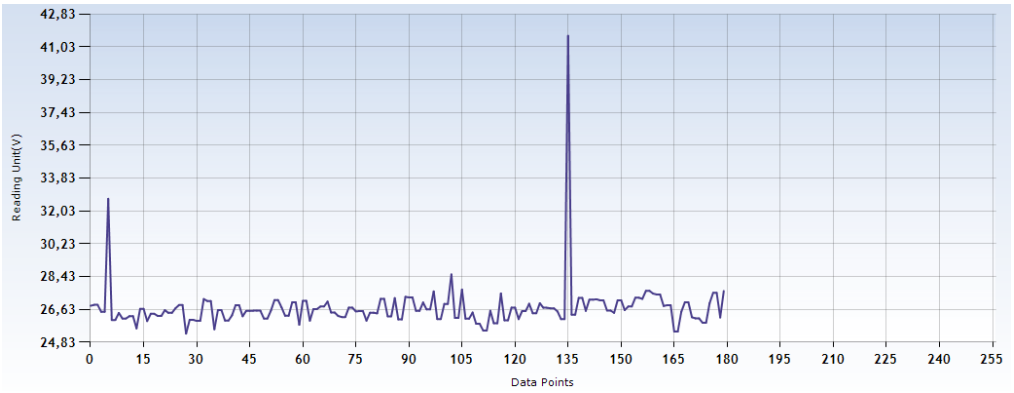
Tabela 4: Hemijski sastav navara i žice

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Al	Cr	Ni	Ti+Zr
Žica (1)	0,04	0,49	0,94	0,003	0,001	0,084	0,001	0,03	0,01	0,011
Žica (2)	0,05	0,46	0,91	0,004	0,001	0,064	0,001	0,02	0,00	0,011
Žica (3)	0,05	0,54	0,98	0,003	0,001	0,052	0,000	0,02	0,00	0,011
Standard	0,06-0,14	0,70-1,00	1,30-1,60	≤0,025	≤0,025	≤0,35	≤0,02	≤0,15	≤0,15	≤0,15

Nakon izvršenog snimanja jačine struje i napona u funkciji vremena dobijeni su dijagrami koji prikazuju te zavisnosti, odvojeno za kratki i sprej luk, i za sve tri žice. Na slikama 2 i 3 su dati ti dijagrami za kratki luk i žicu (1).



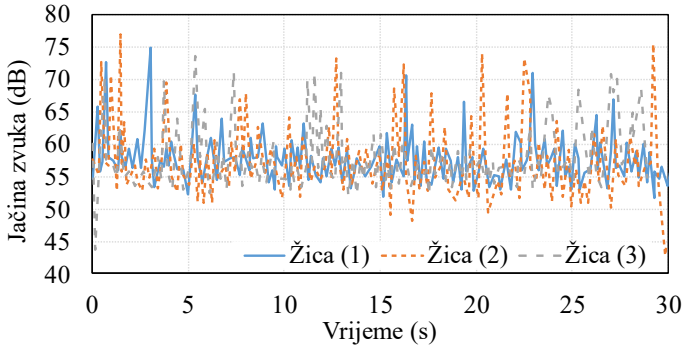
Slika 2: Dijagram zavisnosti jačine struje od vremena za kratki luk i žicu (1)



Slika 3: Dijagram zavisnosti napona od vremena za kratki luk i žicu (1)

Radi obima rada, ispušteni su dijagrami za ostale kombinacije vrste luka i žice, ali se ispostavilo da nema značajnog odstupanja jednog zapisa od drugog. Sve žice su u ovom segmentu pokazale slično ponašanje.

Sličan rezultat je pokazala i akustička analiza procesa zavarivanja, pri kojoj je mjeren intenzitet zvuka tokom trajanja električnog luka, i to minimalni, maksimalni i srednji (u dB). Na slici 4 je prikazan zvučni zapis kratkog luka za sve tri žice. Slični zapisi su dobijeni i za sprej luk, gdje je utvrđeno da postoji nešto veća buka, ali i dalje bez značajnih razlika između pojedinih žica.



Slika 4: Dijagram zavisnosti napona od vremena za kratki luk i sve tri žice

Općenito, analiza jačine struje, napona i zvuka za sve tri žice i oba tipa prenosa metala je pokazala veliko rasipanje rezultata, odnosno nisku vrijednost R^2 (maksimalno 6%), što zapravo govori o tome da ovakav pristup analizi možda i nije sasvim opravdan.

Rezultati ispitivanja subjektivnog mišljenja (ocjene) zavarivača o žicama su također pokazali veliko rasipanje rezultata. Iako su u pitanju samo dva zavarivača, oba su dugogodišnji profesionalci i njihovo mišljenje jeste bitno. Rezultati su dati u tabeli 5, gdje je 1 najniža, a 5 najviša ocjena..

Tabela 5: Subjektivne ocjene zavarivača za žice (1), (2) i (3) za kratki i sprej luk

	Žica (1)		Žica (2)		Žica (3)	
	Kratki luk	Sprej luk	Kratki luk	Sprej luk	Kratki luk	Sprej luk
Zavarivač 1	4,0	4,0	4,5	4,0	5,0	5,0
Zavarivač 2	4,5	4,5	4,0	4,5	4,0	4,0

Ukoliko mišljenje zavarivača jeste subjektivan pokazatelj kvaliteta žice (ponekad možda čak i pristrasan), prskanje kapljica metala prilikom zavarivanja nije. Stoga je izvršeno navarivanje pletenica dužine 100 mm u jednom prolazu, za sve tri žice i oba tipa prenosa metala, i izbrojane su prskotine koje imaju prečnik veći od 1,0 mm. Pri ovome su svi navari bili zadovoljavajućeg estetskog izgleda. Izgled navara za sve tri žice i kratki luk je dat na slici 5, a rezultati analize količine prskanja u tabeli 6. Ono što jeste zabilježeno, ali nije kvantificirano, je da je žica (3) proizvodila najviše dima.

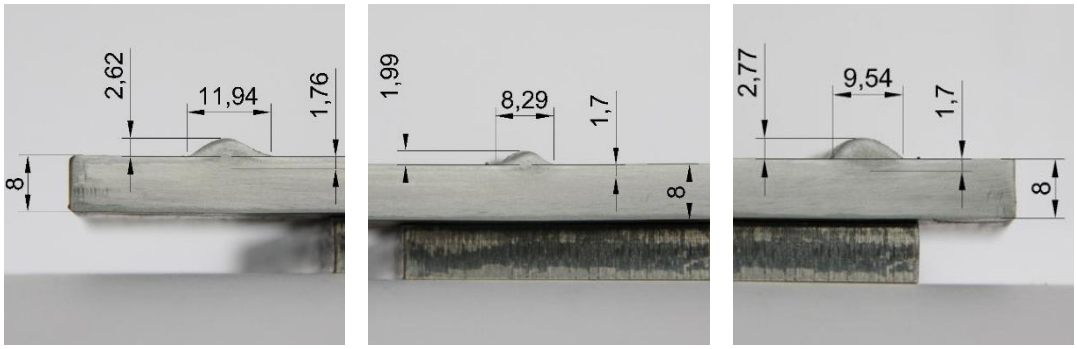
Tabela 6: Broj prskotina

	Kratki luk	Sprej luk
Žica (1)	13	9
Žica (2)	31	13
Žica (3)	21	20

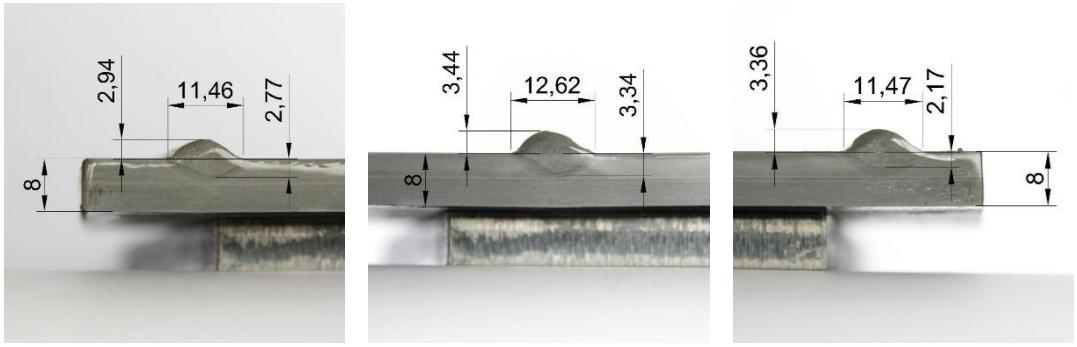


Slika 5: Izgled navarenog uzorka i prskotina za kratki luk za žice (1), (2) i (3)

Zadnje, ali ne i manje važno, analizirani su i makro presjeci navarenih spojeva, a kako bi se izmjerile njihove geometrijske karakteristike, prvenstveno penetracija i širina. Priprema makro presjeka je izvršena prema standardu ISO 17639, odnosno brušenje i poliranje nakon sječenja, te nagrizanje nitalom. Rezultati mjerenja za sve tri žice su dati na slici 6 za kratki luk i slici 7 za sprej luk, s tim da su makro presjeci pripremljeni za uzorke samo jednog zavarivača. Kako se može vidjeti, opet postoje određena odstupanja, i ona su više izražena kod sprej prenosa, posebno za penetraciju.

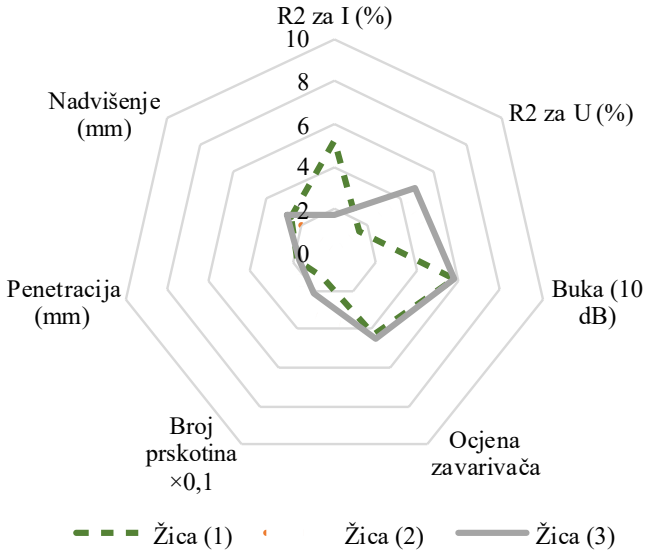


Slika 6: Dimenzije navara za kratki luk za žice (1), (2) i (3)

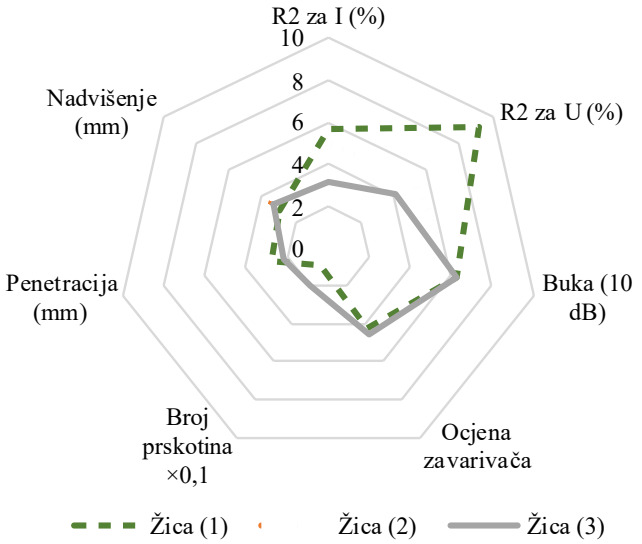


Slika 7: Dimenzije navara za sprej luk za žice (1), (2) i (3)

U slučajevima kakav je ovaj, gdje postoji više različitih i neuporedivih kriterija po kojima se vrši ocjenjivanje, a rasipanje rezultata je značajno, nije jednostavno donijeti odluku o tome koja žica ima najbolji rezultat. Stoga su svi rezultati ubačeni na jedan dijagram, na kojem je svaki posmatrani kriterij dobio svoju osu. Na taj način se može jednostavno i brzo vizualno odrediti najbolja žica. Dijagrami su dati na slici 8 (kratki luk) i slici 9 (sprej luk).



Slika 8: Pregled analiziranih kriterija za sve tri žice i kratki luk (skalirano)



Slika 9: Pregled analiziranih kriterija za sve tri žice i kratki luk (skalirano)

4. ZAKLJUČAK

Danas se MAG postupak koristi za izradu široke palete proizvoda u brojnim granama industrije, te je vrlo bitno i dalje raditi na njegovom razvoju i proučavanju, kako bi se postizali što kvalitetniji zavareni spojevi. Jedan od parametara koji utiče na kvalitet zavarenog spoja, vrijeme zavarivanja i cijenu zavarenog proizvoda je dodatni materijal odnosno žica. U ovom radu je izvršeno kvalitativno i kvantitativno poređenje tri žice istog prečnika i iste klase kvaliteta, a koje spadaju u tri različita cjenovna segmenta. Cilj je ispitati da li se isplati platiti više žicu koja ima iste certifikate kao i jeftinija.

Rezultati hemijske analize su pokazali da sve tri žice daju skoro isti sastav metala šava, bez značajnih odstupanja.

Analiza karakteristika električnog luka, odnosno mjerenje jačine struje, napona i buke, je pokazala da nema uvjerljivog zaključka o najboljoj žici, budući da su rasipanja rezultata velika. Najmanje rasipanje rezultata općenito ima žica (1), osim kada je u pitanju jačina zvuka, gdje je to žica (3). Na osnovu ovoga se može zaključiti da najbolje ponašanje i najstabilniji električni luk ima žica (1).

Izvršeno je ocjenjivanje žica od strane zavarivača, gdje je Zavarivač 1 najbolje ocijenio žicu (3), dok je ista najlošije ocjenjena od zavarivača 2. Zavarivač 2 je najbolje ocijenio žicu (1). Žica (2) ima mješovite ocjene. Očigledno je da postoji značajno odstupanje u subjektivnom dojmu zavarivača; što je konačno bio i jedan od ključnih razloga za istraživanje.

Kratki luk za sve žice daje manju količinu prskanja u odnosnu na sprej luk, ali se pri ispitivanju geometrije navara pokazalo da daje i manju penetraciju. Manja penetracija je dobra ukoliko su u pitanju tanki limovi, međutim za deblje limove potrebno je primjeniti sprej ili mješoviti luk.

Sve tri žice za kratki luk pokazuju skoro iste vrijednosti penetracije. Kada je u pitanju nadvišenje, žice (1) i (3) daju slične vrijednost, dok je za žicu (2) nadvišenje znatno niže. Najveću širinu šava ima žica (1), dok žica (2) ima najmanju. Slična i neuvjerljiva situacija je i pri sprej luku, gdje žice (1) i (3) imaju skoro istu širinu šava, a žica (2) najveću penetraciju Žica (2) i (3) daju približno istu vrijednost nadvišenja, dok žica (1) ima nešto niže nadvišenje.

Nakon svega izloženog u *ovom* radu, može se zaključiti da nema neke određene ključne prednosti niti jedne žice u odnosu na druge, odnosno da nema ubjedljivo najbolje žice između ove tri. S obzirom na to, opravdano je u razmatranje uzeti samo cijenu žica kao kriterij za izbor. Naravno, mnogo bi bolje bilo da se istraživanje proširi na veći broj uzoraka, zavarivača i mjerenja, kako bi se smanjilo rasipanje i eventualno dobio ubjedljiviji rezultat.

ZAHVALA

Autori rada se zahvaljuju Ministarstvu za nauku, visoko obrazovanje i mlade Kantona Sarajevo, koje je u okviru projekta „Istraživanje savremenih modifikacija elektrolučnih postupaka zavarivanja“ (broj 27-02-35-33087-30/24) omogućilo nabavku opreme koja je korištena prilikom istraživanja u okviru ovog rada. Izražavamo veliku zahvalnosti i Institutu za zavarivanje Tuzla na pruženoj tehničkoj pomoći i učešću u eksperimentalnom dijelu istraživanja za ovaj rad.

LITERATURA

[1] Bera, T., The History of Development of Gas Metal Arc Welding Process, Indian Science Cruiser, 2020.
[2] Salama, A., Evaluation of Wires and Testing Methodology for MAG Welding, Chalmers University of Tehnology, Gothenburng, 2012.
[3] Bilandžija, J., Pregled i razvoj dodatnih materijala za MAG zavarivanje, Sveučilište u Zagrebu, Zagreb, 2015.
[4] Pašić, O., Zavarivanje, Svjetlost, Sarajevo, 1998.
[5] The Welding Engineer’s Current Knowledge, GSI-SLV, DVS Media, 2015.
[6] ASM Handbook Vol. 6: Welding, Brazing and Soldering, ASM International, 2004.
[7] EN ISO 10025-2
[8] EN ISO/TR 15608
[9] Hajro, I., Zavarivanje željeznih legura, Mašinski fakultet, Sarajevo, 2019.
[10] EN ISO 14175

Broj rada: 4.6
DOI: 10.65156/wws.sjdp.si.022

IZBOR NAJPOVOLJNIJE TEHNOLOGIJE REPARATURNOG NAVARIVANJA NA OSNOVU METALOGRAFSKIH I TRIBOLOŠKIH ISPITIVANJA

SELECTION OF THE MOST FAVORABLE HARD-FACING TECHNOLOGY BASED ON METALLOGRAPHIC AND TRIBOLOGICAL INVESTIGATIONS

Vukić N. Lazić[1] redovni profesor u penziji, ORCID: 0000-0001-9362-7184, Dušan M. Arsić[1] vanredni profesor, ORCID: 0000-0003-0326-0898, Katarina D. Dragutinović[1] doktorand, Aleksandar S. Sedmak[2] profesor emeritus, ORCID: 0000-0002-5438-1895, Milan V. Mutavdžić[3] profesor strukovnih studija u penziji, Milan T. Đorđević[4] vanredni profesor, ORCID: 0000-0001-7317-8334, Aleksandar T. Todić[4] redovni profesor, ORCID: 0000-0003-3308-5226

[1]Fakultet inženjerskih nauka, Univerzitet u Kragujevcu, Sestre Janjić 6, 34000 Kragujevac, Srbija
[2]Mašinski fakultet, Univerzitet u Beogradu, Kraljice Marije 16, 11000 Beograd, Srbija
[3]Visoka tehnička škola, 24. novembra bb, 38218 Leposavić, Srbija
[4]Fakultet tehničkih nauka, Univerzitet u Prištini sa privremenim sedištem u Kosovskoj Mitrovici, Knjaza Miloša 7, 38220 Kosovska Mitrovica, Srbija

Correspondence to: dusan.arsic@fink.rs

Rezime: Oštećenje radnih delova mašina i uređaja u eksploataciji nastaje neminovno i ne može se izbeći. Reč je o složenim tribološkim procesima. U okruženjima gde su radni uslovi rigorozniji, promena oblika radnih delova nastaje zbog trenja, habanja, udarnih sila, povišene temperature, korozije i drugih uticajnih faktora, te se radni deo, posle određenog vremena mora zameniti ili reparaturno doraditi. Kako bi se zastoji, najčešće skupe opreme otklonili, deo se može zameniti novim ili reparirati zavarivanjem i vratiti u proizvodni proces. Vreme nabavke je često, zavisno od mase i geometrije dela, veoma dugo, pa se radi skraćenja vremena zastoja često pribegava reparaturnom navarivanju.

U ovom radu, na jednom konkretnom primeru, izrađenom od posebne vrste čeličnog liva, detaljno se ukazuje na pravilan izbor najpogodnijih dodatnih materijala, postupka zavarivanja odnosno najpovoljnije tehnologije zavarivanja, za odgovorni radni deo čiji je radni vek relativno kratak. Najpre se na probnim uzorcima izvode tzv. modelska ispitivanja navarivanjem različitim dodatnim materijalima, a zatim se analiziraju dobijeni rezultati, pre svega, na osnovu metalografskih ispitivanja i triboloških testova. Na osnovu tih rezultata, bira se najpovoljnija tehnologija i ona "prenosi" na realni deo. Konačan izbor tehnologije se izvodi na osnovu praćenja radnog dela u realnim radnim uslovima.

Ključne reči: udarna greda drobilice, metalografska ispitivanja, tribološki test, reparaturno navarivanje, tehno-ekonomski efekti.

Abstract: Damage to the working parts of machines and equipment in operation is inevitable and cannot be avoided. These are complex tribological processes. In environments where operating conditions are more rigorous, changes in the shape of working parts occur due to

friction, wear, impact forces, elevated temperatures, corrosion, and other influencing factors; thus, after a certain period, the working part must be replaced or reconditioned. To eliminate downtime-often of expensive equipment-the part can be replaced with a new one or repaired by welding and returned to the production process. Procurement time is often very long, depending on the mass and geometry of the part, which is why repair hardfacing is frequently used to shorten downtime.
This paper, using a specific example, made of a special type of cast steel, details the correct selection of the most suitable filler materials, welding processes, and optimal welding technology for a critical working part with a relatively short service life. First, model tests are carried out on test specimens by hardfacing with various filler materials. The obtained results are then evaluated, primarily based on metallographic examinations and tribological tests. Based on these results, the most favorable technology is selected and "transferred" to the actual part. The final choice of technology is made by monitoring the working part under real operating conditions.

Key words: Crusher blow bar, metallographic testing, tribological test, repair hardfacing, techno-economic effects.

1. UVODNE NAPOMENE O OPREMI ZA DROBLJENJE AGREGATA

Tehnologije reparaturnog i proizvodnog navarivanja nalaze sve širu primenu u raznim industrijskim granama, koje se svrstavaju u napredne tehnologije reparature radnih delova. One nose sa sobom niz prednosti: smanjenje vremena zamene radnih delova novim, smanjenje magacinskih troškova, nabavke skupih delova i niz drugih tehno-ekonomskih benefita. Kako bi se to ostvarilo, zahteva se pažljiv pristup izbora dodatnog materijala, postupka navarivanja, izbora energetskih parametara navarivanja, skupih modelskih ispitivanja, ali i visokostručnog kadra. Dakle, ovom poslu mora se pristupiti kao odgovornom tehničko-tehnološkom problemu, a ne kao silom nametnutom zadatku. Autori ovog rada uspešno su izveli niz reparatura veoma odgovornih radnih delova [1, 2].

Kao što je navedeno, između velikog broja uspešno reparaturno i proizvodno navarenih delova opredelili smo se za *udarnu gredu drobilica*, tj. jedne od najopterećenijih pozicija građevinske mehanizacije, izloženu jakom abrazivnom habanju uz pojačane udare. Razume se reč je o drobljenju različitih vrsta agregata, odnosno stenskih materijala, najčešće sedimentnog i metamorfnog porekla [1, 2].

Abrazivnom habanju visokog intenziteta pri istovremenim jakim udarnim opterećenjima, u širem smislu, izloženi su delovi drobiličnih postrojenja koji su u kontaktu sa agregatom koji se prerađuje. Drobilična postrojenja pripadaju grupi stabilne građevinske mehanizacije i koriste se pri proizvodnji i pripremi građevinskih materijala (kamena, cementa, kreča i dr.). Njihov zadatak jeste da drobe i usitnjavaju ~~i melju~~ stenske materijale kako bi se dobile različite frakcije kamenih agregata (granulata) za direktnu ugradnju ili dalju proizvodnju. Pored toga što se koriste u građevinarstvu, drobilična postrojenja su našla svoju primenu i u energetici, rudarstvu gde služe za usitnjavanje (drobljenje i lomljenje, ~~mlevenje~~) različitih vrsta ruda i uglja, vodoprivredi i tsl.

Procesima habanja i jakim udarnim opterećenjima najviše su izloženi delovi drobiličnog postrojenja koji su u direktnom kontaktu sa agregatima. Od mehaničkih svojstava materijala od koga su izrađeni ovi delovi i od svojstava stenskog materijala zavisi i intenzitet njihovog habanja. Materijal koji se usitnjava dovodi se u radni prostor između pokretnih i nepokretnih delova drobilice, gde se mehanička energija pokretnih delova pretvara u rad koji se troši na kidanje kohezionih i adhezionih veza stenskog materijala [1, 2].

Stenski materijali koji se koriste u građevinarstvu najčešće imaju veliku tvrdoću. Stoga

je neophodno da se za izradu i reparaturu navarivanjem radnih delova drobilica primene materijali koji imaju visoku žilavost i otpornost na habanje, da bi se proces obrade mogao uspešno izvoditi. Eksperimentalna istraživanja izvođena su na najopterećenijim delovima drobilice - *udarnim gredama* i *oblogama* koje sačinjavaju čeljust drobilice. Praćenje procesa habanja ovih delova u realnim radnim uslovima obavljeno je pri usitnjavanju stenskog materijala krečnjaka na drobiličnom postrojenju kapaciteta 350 *t*/h.

Kapacitet drobiličnih postrojenja zavisi od više faktora, a najviše od konstrukcionog rešenja i veličine drobilice. U konkretnom slučaju reč je o rotacionoj drobilici sa četiri udarne grede koje se montiraju na rotor, a kretanje se može ostvariti pomoću elektromotora ili motora sa unutrašnjim sagorevanjem. Pri tome se obrtni moment prenosi preko mehaničkog prenosnika (kaišnika i klinastih kaiševa). Ovo konstrukciono rešenje omogućuje proklizavanje kaiševa kada dođe do preopterećenja, jer se na ovaj način štite vitalni delovi drobilice od loma.

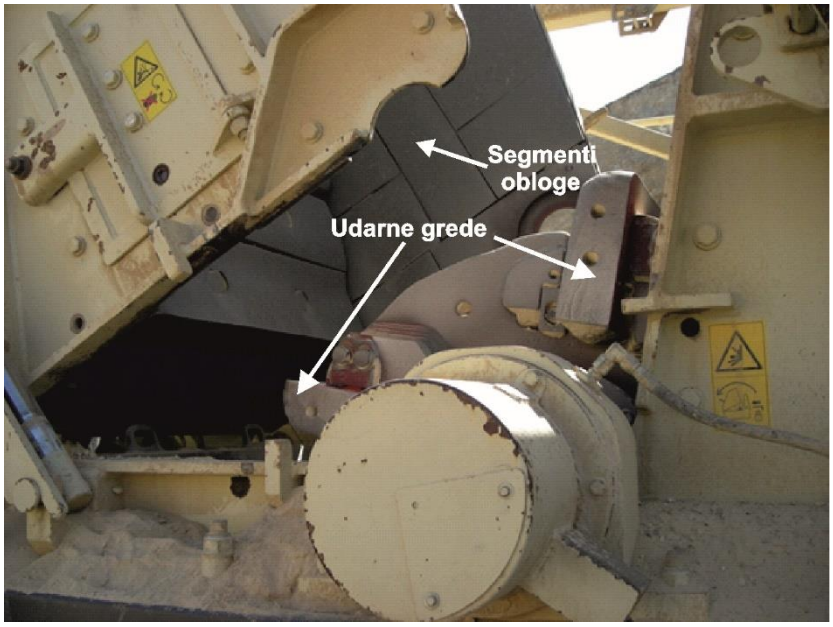
Udarne grede služe da svojom mehaničkom energijom razbijaju i usitnjavaju kamen. Na rotor drobilice se montiraju tako što se ubacuju u specijalno napravljene žlebove koji onemogućavaju njihovo pomeranje u radijalnom i aksijalnom pravcu, čime se sprečava njihovo ispadanje iz rotora. Imaju dve radne površine što omogućava da se posle habanja jedne radne površine, okretanjem grede iskoristi i druga radna površina, čime se donekle produžava njihov radni vek. Obloga drobilice se sastoji iz segmenata koji su različitog oblika (ravni i sferični) i njen zadatak je da usitnjava kamen i štiti telo drobilice od oštećenja. Izgled novih i oštećenih greda udarnih greda dat je na slici 1. Izgled savremenih drobiličnih postrojenja prikazan je na slikama 2 i 3.



Slika 1. Izgled novih (a) i oštećenih (b) udarnih greda



Slika 2. Izgled pokretnog drobiličnog postrojenja kapaciteta 350 t/h



Slika 3. Unutrašnji izgled rotacione drobilice sa udarnim gredama kapaciteta 350 *t/h*

Udarne grede su zajedno sa oblogama radni delovi drobilice koji su u direktnom kontaktu sa agregatom/kamenom, a njihov zadatak je da razbiju i izdrobe kamen na odgovarajuće dimenzije (frakcije). Udarne grede drobilice na kojima su izvedena ispitivanja izrađene su livenjem od austenitnog manganskog čelika tzv. Hadfildovog čelika. U drobilicu se montiraju četiri udarne grede dimenzija 300×120×1200 *mm* čija je izmerena masa po jednom komadu oko 300 *kg*. Izrađuju se u više specifičnih oblika koji omogućavaju pričvršćivanje za rotor drobilice pomoću držača i drugih elemenata za fiksiranje, jer se u toku rada grede ne smeju pomerati u odnosu na rotor ni u aksijalnom ni radijalnom pravcu. Kao što je spomenuto ovi delovi su pri radu izloženi jakoj abraziji i udarima, te se kao material preporučuje material velike žilavosti, pri čemu u pripovršinskom sloju pri plastičnoj deformaciji na hladno nastaje lokalna transformacija austenita u martenzit i na taj način povećava otpornost na habanje. Tvrdoća novonastalog martenzita zavisi isključivo od vrste dodatnog materijala.

Potrebno je reći da su udarne grede drobilice na kojima su obavljena eksperimentalna

navarivanja izrađene od manganskog čeličnog liva ČL 3460. Segmenti obloge imaju debljinu zida 30 *mm* i ~~pojedinačnu~~ masu oko 20 *kg*, a izrađeni su od manganskog čeličnog liva ČL 3160. S obzirom na potrebnu količinu dodatnog materijala, navarivanje u realnim radnim uslovima, proces proizvodnje i dr., može se reći da su ova ispitivanja izvedena u dosta složenim uslovima [1].

2. IZBOR TEHNOLOGIJE REPARATURE OŠTEĆENIH UDARNIH GREDA

2.1 Materijali udarnih greda i njihova najvažnija svojstva

Kao što je spomenuto, udarne grede su izložene jakom abrazivnom habanju i visokim udarnim opterećenjima, te se posle relativno kratkog vremena rada, mereno u desetinama sati, moraju zameniti novim ili reparirati. Sličan slučaj je i sa segmentima drobilica. U našim uslovima građevinska preduzeća u Srbiji su se opredeljivala za nabavku novih delova, strahujući za uspeh izvođenja reparaturnog navarivanja. Manja grupa nastavnika i saradnika sa dva tehnička fakulteta iz Srbije je odlučila da pokuša ovu veoma riskantnu reparaturu[1, 2].

Ovde navodimo samo neke od najčešće korišćenih materijala za radne delove drobilica, prvenstveno udarne grede i segmente. Potrebno je istaći, da su pri popunjavanju narednih tablica unošeni ne samo literaturni podaci [1], već i eksperimentalno ispitan hemijski sastav, izmerena tvrdoća i očitavana mikrostruktura svih preporučenih osnovnih materijala.

Čelični liv (ČL 3134) primenjuje se za izradu većeg broja radnih delova građevinskih mašina: zuba utovarnih kašika utovarivača, rovokopača i bagera, ivica utovarnih kašika, naglavaka ripera grejdera i buldozera; stabilnih i pokretnih valjaka za vođenje i zatezanje gusenica kod građevinskih mašina, pogonskih lančanika i vodećih točkova kod guseničara, lanaca i papuča gusenica, valjaka transportnih traka, delova mlinova i dr. Ovaj čelični liv, najkraće rečeno, primenjuje se za izradu radnih delova građevinske mehanizacije izloženih abrazivnom habanju i udarima srednjeg intenziteta.

Propisan i analiziran hemijski sastav osnovnog materijala (OM) ČL 3134 i smernice za njegovu namenu dati su u tablici 1, a uporedne oznake, mehanička svojstva i mikrostruktura u tablici 2.

Tablica 1. Hemijski sastav i namena ČL 3134

OM ČL 3134	Hemijski sastav, %					Namena
	C	Si	Mn	P	S	ČL 3134 - Za izradu delova otpornih na habanje: delovi drobilica i mlinova izloženih habanju manjeg intenziteta, delova gusenica, delova kašina građevinske mehanizacije i dr.
Propisan	0.45	0.50	1.80	0.04	0.04	
Analiziran	0.35	0.40	1.85	0.04	0.035	

Tablica 2. Uporedne oznake, mehanička svojstva i mikrostruktura ČL 3134

Uporedne oznake		Mehanička svojstva					Mikrostruktura
JUS	DIN	R_m, *MPa*	R_{eH}, *MPa*	A_5, %	KV, *J*	Tvrdoća, HB	ČL 3134 - Međufazna struktura poboljšanja (martenzitno-bejnitna)
ČL 3134	GS-36 Mn5	780-930	390	7	-	340-430 posle poboljšanja	

Čelični liv (ČL 4150) primenjuje se za radne delove građevinskih mašina izložene abrazivnom habanju i udarima niskog intenziteta. Primenjuje se za izradu lopatica i obloga mešalica za proizvodnju asfalta, betona i drugih građevinskih materijala.

Hemijski sastav čeličnog liva ČL 4150 i smernice za njegovu namenu dati su u tablici 3, a uporedne oznake, mehanička svojstva i mikrostruktura u tablici 4.

Tablica 3. Hemijski sastav i namena ČL 4150

OM ČL 4150	Hemijski sastav, %							Namena
	C	Si	Mn	Cr	V	P	S	
Propisan	2.00	0.40	0.30	12.00	0.10	0.035	0.035	ČL 4150 - Za izradu delova izloženim habanju i udarima manjeg intenziteta.
Analiziran	2.00	0.38	0.30	12.50	0.10	0.025	0.025	

Tablica 4. Uporedne oznake, mehanička svojstva i mikrostruktura ČL 4150

Uporedne oznake		Mehanička svojstva					Mikrostruktura
JUS	DIN	R_m, *MPa*	R_{eH}, *MPa*	A_5, %	KV, *J*	Tvrdoća, HB	
ČL 4150	G-X190Cr10	-	-	-	-	552-555 posle kaljenja	ČL 4150 – Ledeburitna.

Čelični livovi (ČL 3160 i ČL 3460) primenjuju se za izradu radnih delova građevinskih mašina izloženih abrazivnom habanju i jakim udarima. Od ovih materijala se izrađuju delovi drobiličnih postrojenja i to: obloga drobilice, čekići, čeljusti, uvodnici materijala i dr. Propisan i analiziran hemijski sastav i smernice za namenu ovih materijala dati su u tablici 5, a uporedne oznake, najvažnija mehanička svojstva i mikrostruktura ovih materijala dati su u tablici 6.

Tablica 5. Hemijski sastav i namena ČL 3160 i ČL 3460

Osnovni materijal		Hemijski sastav, %						Namena
		C	Si	Mn	Cr	P	S	
ČL 3160	Propisan	1.2	0.50	12.00	-	0.035	0.10	Namenjeni su za izradu delova izloženih abrazivnom habanju i jakim udarnim opterećenjima kao što su: radni delovi mlinova, drobilica, građevinskih mašina za rad sa materijalima velike tvrdoće i dr.
	Analiziran	1.2	0.48	12.35	-	0.025	0.10	
ČL 3460	Propisan	1.2	0.50	13.00	1.00	0.040	0.10	
	Analiziran	1.2	0.55	13.14	1.12	0.350	0.15	

Tablica 6. Uporedne oznake, neka mehanička svojstva i mikrostruktura ČL 3160 i ČL 3460

Uporedne oznake		Mehanička svojstva					Mikrostruktura
JUS	DIN	R_m *MPa*	R_{eH} *MPa*	A_5 %	KV *J*	Tvrdoća HB	
ČL 3160	G-X120Mn12	≈ 1200	-	-	-	200 posle gašenja	ČL 3160 – Austenitna ČL 3460 - Austenitna
ČL 3460	G-X120Mn12	≈ 210	-	-	-	210 posle gašenja	

2.2 Dodatni materijal

Za izvođenje ovih eksperimentalnih ispitivanja korišćeni su različiti dodatni materijali (INOX B 18/8/6 kao puferna/međuslojna; E Mn 14, E Mn 17 Cr 13, ABRADUR 58, Cr WC 600 i EDUR 600 - za modelska navarivanja). Svojstva dodatnog materijala INOX B 18/8/6 data su odgovarajućoj literaturi [1, 3]. Elektrode tipa INOX B 18/8/6 su korišćene za izvođenje međuslojnih navara, posebno tamo gde se hemijski sastav OM i DM bitno razlikuje. Pored navedenih dodatnih materijala, korišćene su i elektrode različitih svojstava, ali i punjenje žice [1, 3-7]. Hemijski sastav i uporedne oznake korišćenih dodatnih

materijala dati su u tablici 7, a mehanička svojstva čistog metala navara dobijena ovim ispitivanim dodatnim materijalima data su u tablici 8 [3].

Tablica 7. Hemijski sastav i uporedne oznake ispitivanih dodatnih materijala

Uporedne oznake DM		Hemijski sastav,%						
SŽ - Elektrode Jesenice	DIN 8555, 8556	C	Si	Mn	Cr	Ni	W	Mo
INOX B 18/8/6	E 18 8 Mn B20	0.12	0.80	7.00	19.00	9.00	-	-
E Mn 14	E7-UM-200-KP	1.20	-	12.50	-	-	-	0.70
E Mn 17 Cr 13	E7-UM-200-KP	0.60	-	16.50	13.50	-	-	-
Cr WC 600	E10-UM-60-C	4.00	-	-	26.00	-	4.00	-
E DUR 600	E6-UM-60	0.50	-	-	7.50	-	-	-
ABRADUR 58	E10-UM-60-GR	3.60	-	-	32.00	-	-	-

Tablica 8. Mehanička svojstva čistog metala navara ispitivanih dodatnih materijala

Oznake DM	Mehanička svojstva				
SŽ – Elektrode Jesenice	R_m, *MPa*	R_{eH}, *MPa*	A_5, %	KV, *J*	Tvrdoća, HB, HRC
ABRADUR 58	-	-	-	-	Од 57-62 HRC, a најчешће 58 HRC на 20ºC
Cr WC 600	-	-	-	-	Од 57-62 HRC, a најчешће 60 HRC на 20ºC
E DUR 600	-	-	-	-	Од 57-62 HRC, a најчешће 60 HRC на 20ºC
INOX B 18/8/6	590 do 690	>350	>40	>80 на 20ºC	Приближно 200 HB
E Mn 14	-	-	-	-	Од 175-225 HB, a најчешће 220 HB, odnosno 48 HRC posle deformacije na hladno
E Mn 17 Cr 13	-	-	-	-	Од 220-260 HB, a најчешће 220 HB, odnosno 48 HRC posle deformacije na hladno

Treba napomenuti da su korišćene i punjene žice, ali zbog obima rada dobijeni rezultati nisu ovde objavljeni [1].

2.3 Ocena zavarljivosti i izbor parametara zavarivanja – modelska ispitivanja

Radni delovi građevinske mehanizacije su u toku eksploatacije najčešće istovremeno izloženi različitim vidovima habanja (dominantno abraziji), koroziji, stalnim ili povremenim udarnim opterećenjima i drugim uticajima. Zbog toga se ovi delovi izrađuju od visokokvalitetnih legiranih čelika i čeličnih livova. Ovi materijali uglavnom pripadaju grupi uslovno zavarljivih, pa je neophodno pri zavarivanju i navarivanju preduzeti dopunske mere, kako bi se dobili navari zahtevanog kvaliteta. Često se umesto predgrevanja nanose puferni (međuslojni) austenitni slojevi kako bi se ublažila razlika između navara i podloge, ili između samih slojeva navara kad je reč o heterogenim spojevima.

2.4 Priprema uzoraka za modelska ispitivanja

Priprema uzoraka za modelska ispitivanja sastojala su se iz sečenja materijala na odgovarajuće dimenzije, njihovog odmašćivanja i hrapavljenja navarivanih površina. Sečenje

uzoraka izvedeno je uz intenzivno hlađenje da bi se sprečila promena strukture usled unosa toplote. Priprema dodatnog materijala za izradu fizičkih modela odnosi se na sušenje na temperaturi 350-400ºC u trajanju od 2 h [1-3].

Eksperimentalnim ispitivanjima varirani su parametri navarivanja, kako bi se utvrdila povoljna tehnologija reparature na osnovu dobijene mikrostrukture i triboloških testova u cilju dobijanja navara traženog kvaliteta. Osnovni kriterijum za ocenu kvaliteta navara jeste da navar bude homogen, bez prslina, šupljina i uključaka, kako u metalu navara tako i metalu osnovnog materijala odnosno zoni uticaja toplote (ZUT-u). Potrebno je napomenuti da se pri izvođenju brojnih proba došlo do saznanja da postoje znatne razlike između preporučenih i potrebnih parametara navarivanja kako bi se dobio navar traženog kvaliteta. Takođe, izbor najpovoljnijih energetskih parametara navarivanja nije nimalo jednostavan zadatak, jer je bio neophodan veliki broj eksperimentalnih proba sa različitim parametrima navarivanja, što je zahtevalo dugo vreme ispitivanja [8, 9].

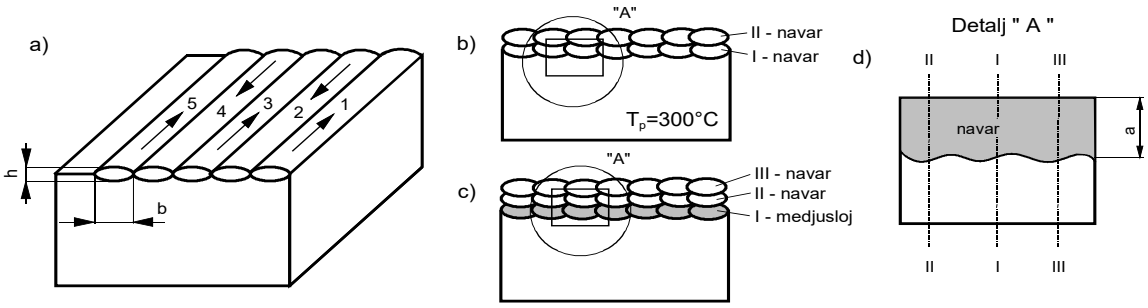
Navareni modeli su poslužili za određivanje svojstava karakterističnih zona navara u laboratorijskim uslovima. Procesni parametri navarivanja pri izradi fizičkih modela (modela) za navarivanje obloženim elektrodama dati su u tablici 9 [1-3].

Tablica 9. Procesni parametri navarivanja primenom REL navarivanja

Debljina OM, s, *mm*	Oznaka elektrode, SŽ-Elektroda Jasenice d.o.o.	Prečnik elektrode, d_e, *mm*	Jačina struje, I, *A*	Radni napon U, *V*	Brzina zavarivanja, v_z,*cm/s*	Pogonska energija, $ql = \frac{U \cdot I}{v_z} \cdot \eta_i^*, J/cm$
10-24	ABRADUR 58	3.25-5.00	130-160	25-26	0.124-0.145	20968-22952
	Cr WC 600	3.25-5.00	125-220	25-29	0.116-0.180	21555-28356
	E DUR 600	3.25-5.00	120-200	25-28	0.119-0.220	20168-25455
	INOX B 18/8/6	3.25-5.00	100-140	24-26	0.136-0.178	14118-18696
	E Mn 14	3.25-5.00	120-180	25-27	0.148-0.162	16216-24000
	E Mn 17 Cr 13	3.25-5.00	130-200	25-28	0.152-0.168	17105-26667

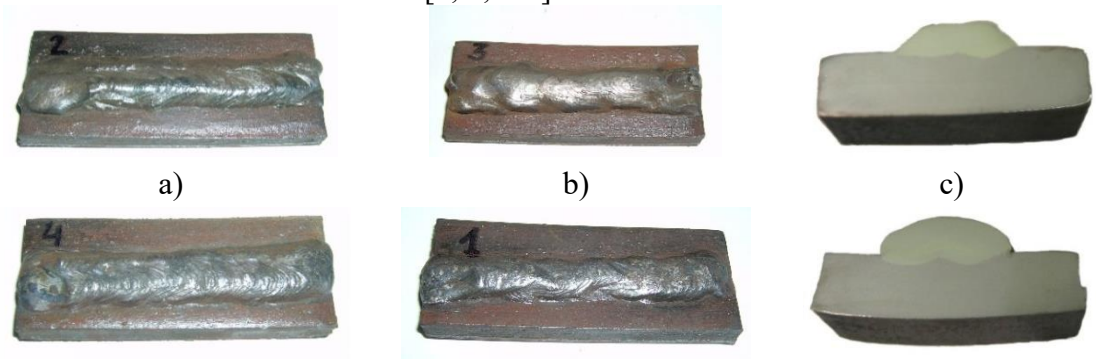
**Napomena: ηi-koeficijent iskorišćenja toplote i iznosi 0.80 pri navarivanju bazičnim elektrodama i 0.90 pri navarivanju rutilnim elektrodama.*

Uzorci za modelska ispitivanja priprermani su u dve varijante, a sa istom tehnologijom i istim energetskim parametrima navarivanja. Prva varijanta izrade uzoraka odnosila se na navarivanje sa ili bez predgrevanja, u zavisnosti od zavarljivosti osnovnih materijala. Druga varijanta izrade uzorka zasniva se na nanošenju plastičnog međusloja elektrodom INOX B 18/8/6, čime bi se eliminisalo predgrevanje i pojednostavio proces navarivanja. Način polaganja navara, redosled i broj nanetih slojeva i izgled uzoraka prikazan je na slici 4.



Slika 4. Način pripreme metalografskih uzoraka (a, b, c) i fizički izgled jednog uzorka (d) za metalografska i tribološka ispitivanja

Pri polaganju navara, pre svakog narednog sloja, uklanjala se troska navara. Posle navarivanja gotovi modeli hladili su se na mirnom vazduhu. Pri izradi fizičkih modela (sl. 5) nije izvođena naknadna termička obrada, iz razumljivih razloga, da bi se ispitala stvarna svojstva karakterističnih zona navara [1, 2, 5-7].



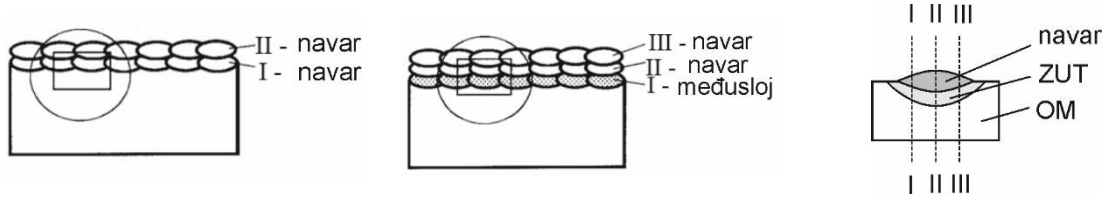
a) b) c)

d) e) f)

Slika 5. Izgled nekih pripremljenih fizičkih modela (a, b, d, e) i metalografskih izbrusaka (c, f) koji su korišćeni za laboratorijska eksperimentalna ispitivanja

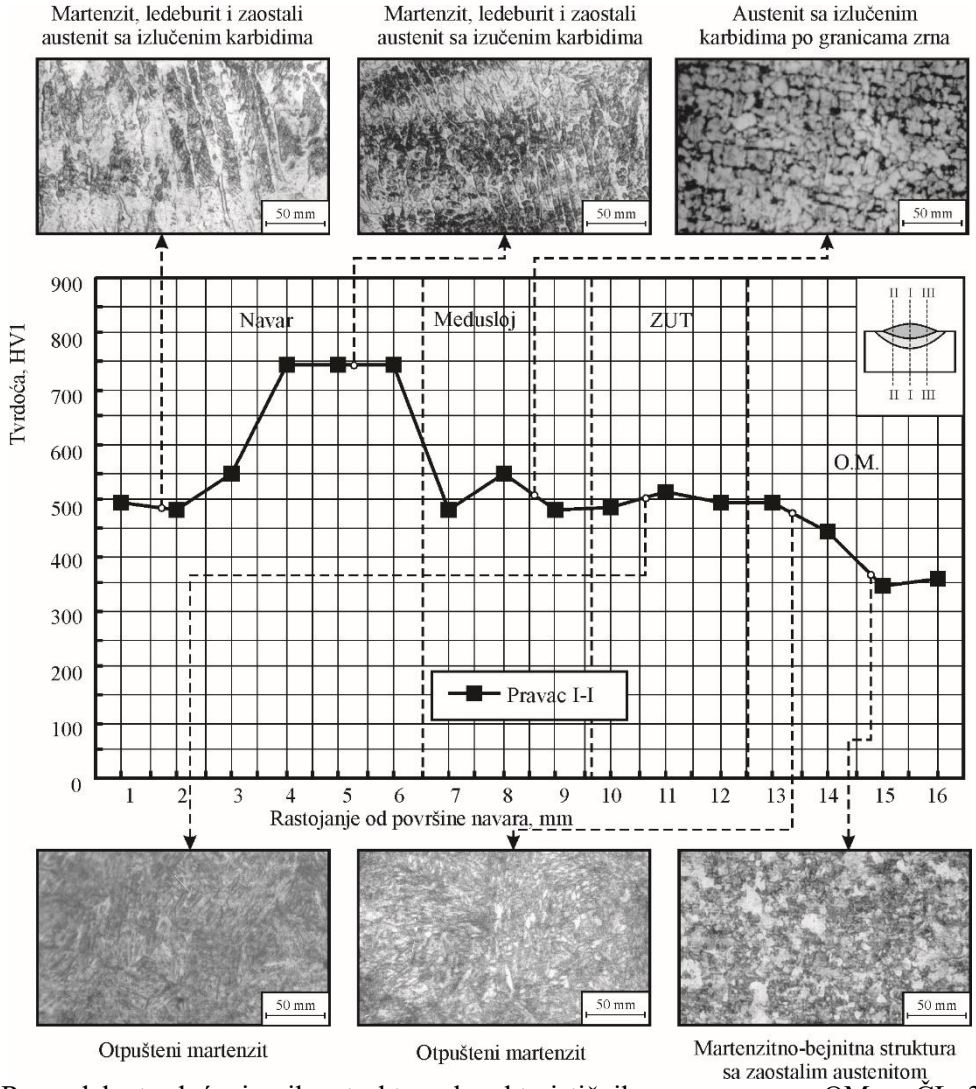
3. METALOGRAFSKA ISPITIVANJA I MERENJE TVRDOĆE ZONA NAVARA

Metalografska ispitivanja izvode se radi utvrđivanja struktura pojedinih zona navara: metala šava, zone uticaja toplote (ZUT-a) i osnovnog materijala (OM), kao i širine ZUT-a, strukturnih grešaka (gasnih mehurova, uključaka troske, oksida, nitrida, mikropreloma, zona naugljeničenja i razugljeničenja, zone zakaljivanja i dr.). Poznavanjem vrednosti tvrdoće u pojedinim zonama navara stiče se slika o otpornosti na habanje, posebno površinskih slojeva navara. Na slici 6 a,b prikazano je isecanje uzorka, a na slici 6c pravci merenja tvrdoće, dok je na slici 7 prikazana je raspodela tvrdoće i mikrostruktura karakterističnih zona navara, dobijena obloženom elektrodom prečnika d_e= 3.25 *mm* na ČL 3134 debljine s= 10 *mm*.



a) b) c)

Slika 6. Način pripreme metalografskih uzoraka (izbrusaka/šlifova): a) isecanje iz dvoslojnog navara, b) isecanje iz troslojnog navara i c) pravci merenja tvrdoće



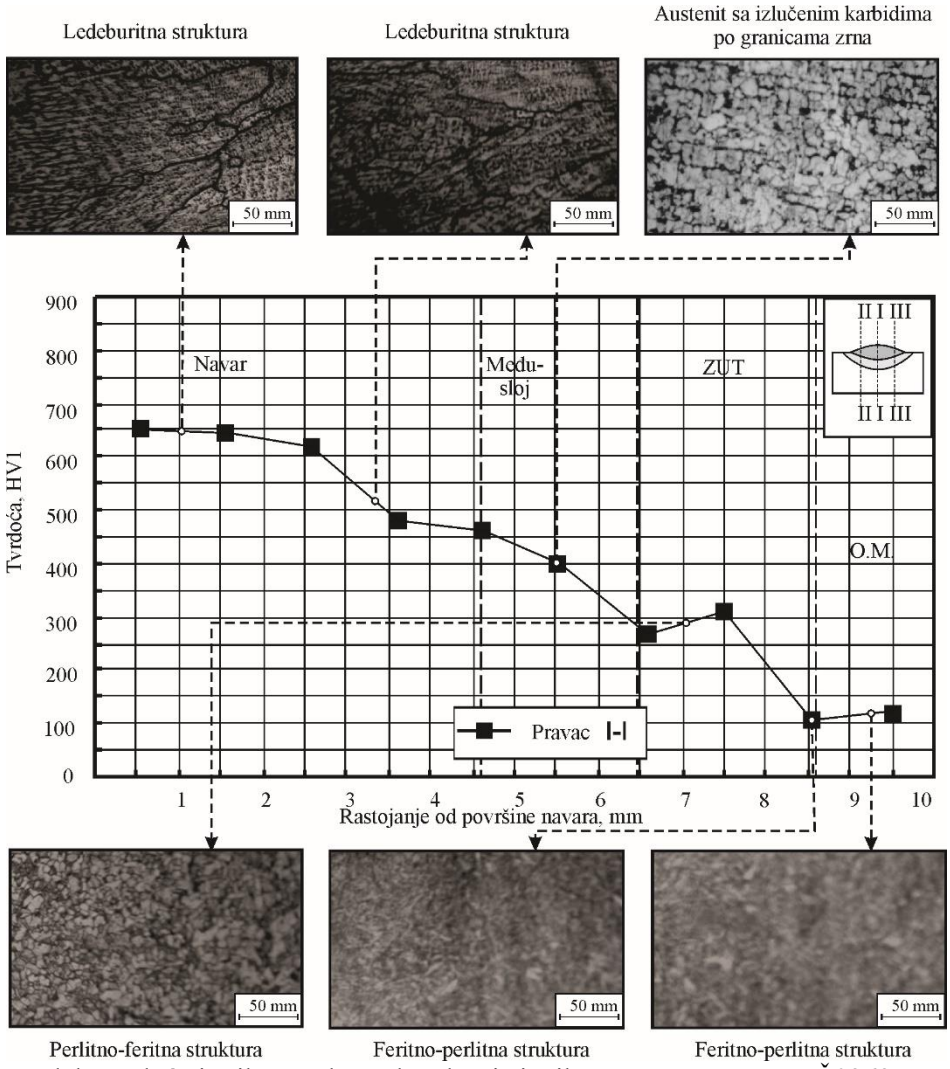
Slika 7. Raspodela tvrdoće i mikrostruktura karakterističnih zona navara: OM – ČL 3134, DM međusloja - INOX B 18/8/6 i DM navara - ABRADUR 58

Navarivanje je izvedeno bez predgrevanja nanošenjem plastičnog međusloja elektrodom INOX B 18/8/6 i dvoslojnog navara elektrodom ABRADUR 58.

U izvornim radovima [1, 2, 8-12] detaljnije se obrađuje ova problematika, a za potrebe ovog rada prikazaće se raspodela tvrdoće i mikrostruktura pojedinih zona navara.

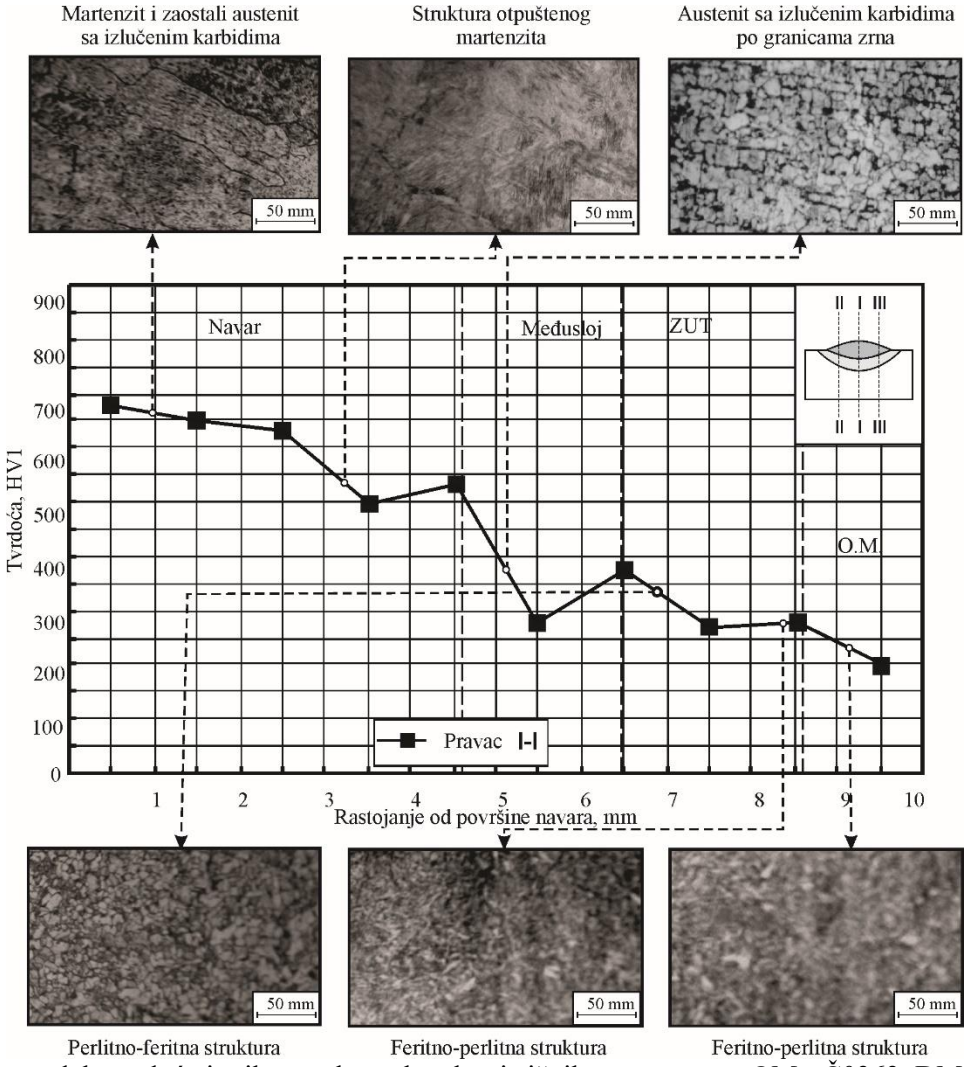
Raspodela trvdoće i mikrostruktura navara u slučaju sa predgrevanjem detaljnije je opisana u radovima [1, 2, 5, 8-13]. Uzgred rečeno, rezultati se bitno ne razlikuju.

Na slici 8 prikazana je raspodela tvrdoće i mikrostruktura karakterističnih zona navara, dobijena obloženom elektrodom prečnika d_e= 3.25 *mm* na Č0363 debljine s= 10 *mm*. Navarivanje je izvedeno nanošenjem prvog plastičnog međusloja elektrodom INOX B 18/8/6 i dvoslojnog navara elektrodom CrWC 600.



Slika 8. Raspodela tvrdoće i mikrostruktura karakterističnih zona navara: OM - Č0363, DM međusloja - INOX B 18/8/6 i DM navara - CrWC 600

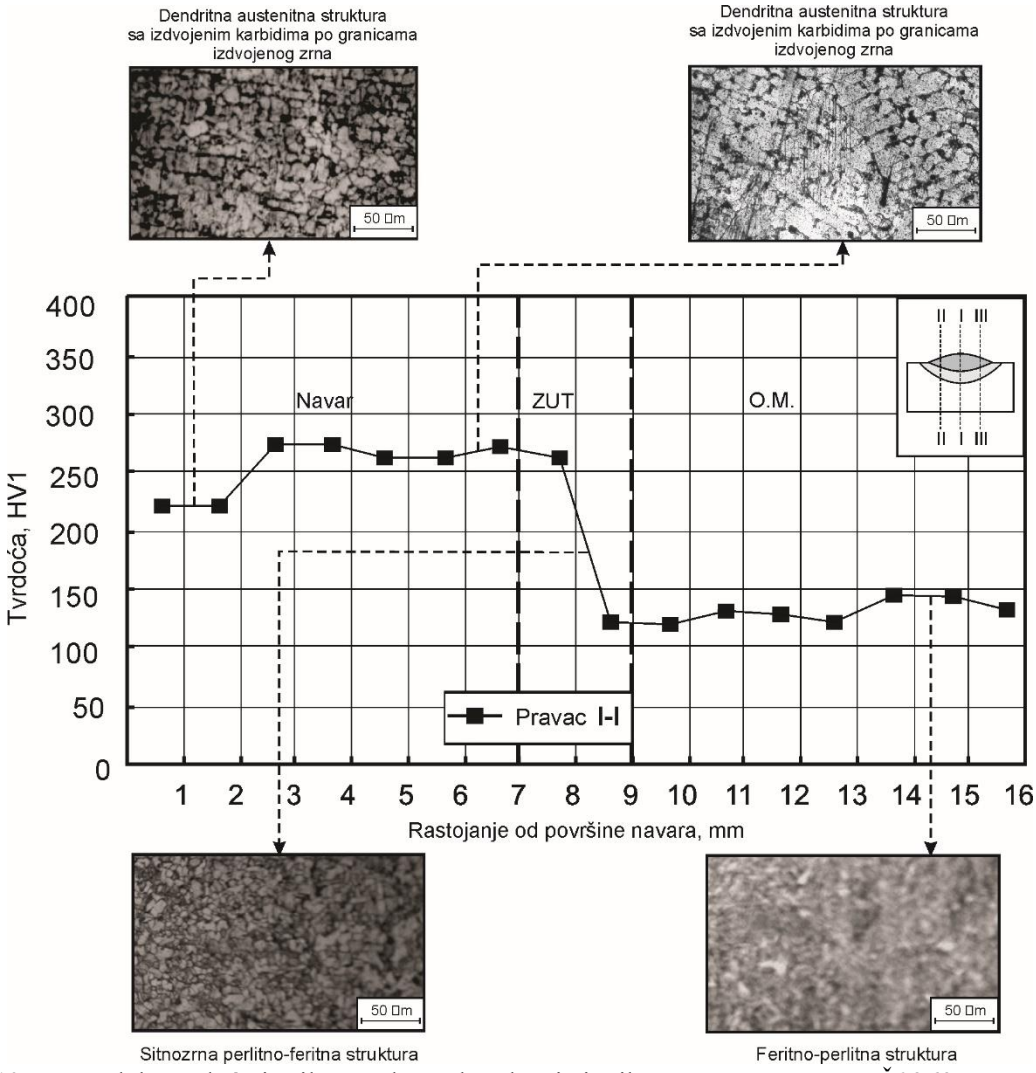
Na slici 9 prikazana je raspodela tvrdoće i mikrostruktura karakterističnih zona navara, izvedena obloženom elektrodom E DUR 600 prečnika d_e= 3.25 *mm* na Č0363 debljine s= 10 *mm*.



Slika 9. Raspodela tvrdoće i mikrostruktura karakterističnih zona navara: OM - Č0363, DM međusloja - INOX B 18/8/6 i DM navara - E DUR 600

Navarivanje je izvedeno nanošenjem prvog plastičnog međusloja elektrodom INOX B 18/8/6 i dvoslojnog navara elektrodom E DUR 600.

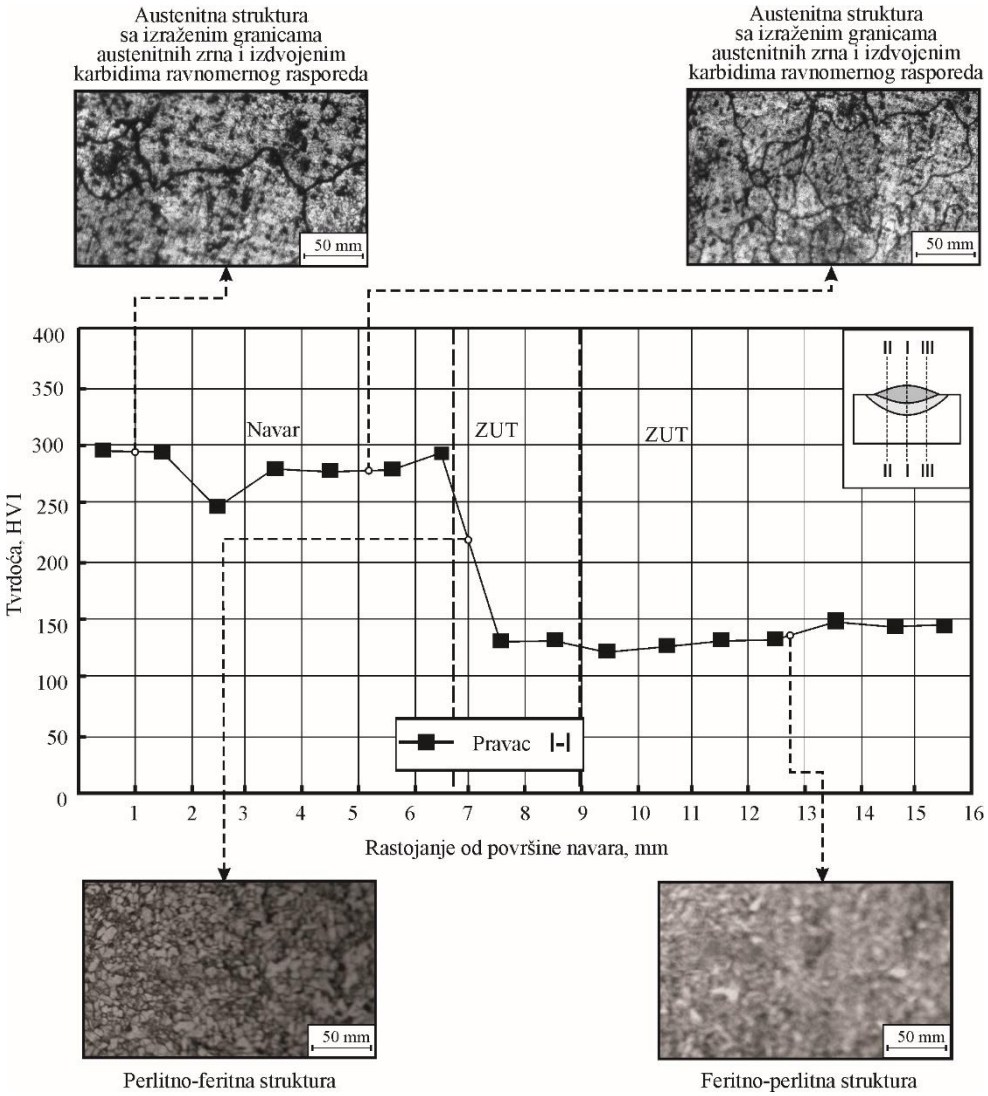
Na slici 10 prikazana je raspodela tvrdoće i mikrostruktura karakterističnih zona navara, dobijena obloženom elektrodom prečnika d_e= 3.25 *mm* na Č0363 debljine s= 10 *mm*. Navarivanje je izvedeno bez predgrevanja nanošenjem dvoslojnog navara elektrodom E Mn 14.



Slika 10. Raspodela tvrdoće i mikrostruktura karakterističnih zona navara: OM - Č0363, ZUT-a i DM navara - E Mn 14

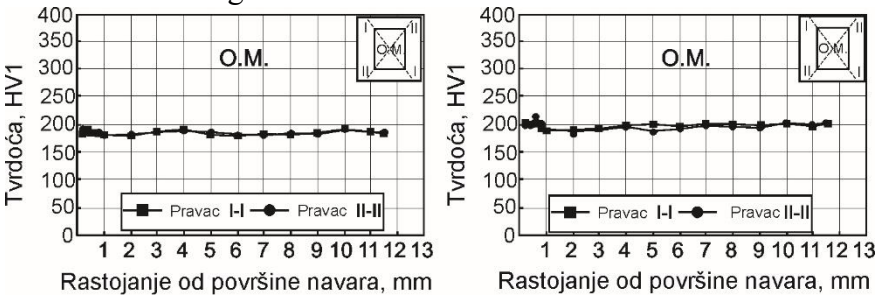
Na slici 11 prikazana je raspodela tvrdoće i mikrostruktura karakterističnih zona navarenog spoja, dobijena obloženom elektrodom prečnika d_e= 3.25 *mm* na Č0363 debljine s= 10 *mm*. Navarivanje je izvedeno bez predgrevanja nanošenjem dvoslojnog navara elektrodom E Mn 17 Cr 13.

Ispitivanje tvrdoće i mikrostrukture, pre i posle plastične deformacije na hladno kod manganskih austenitnih čelika, izvedeno je na osnovnim materijalima ČL 3160 i ČL 3460, kao i čistim metalima navara od dodatnih materijala E Mn 14 i E Mn 17 Cr 13 [1].



Slika 11. Raspodela tvrdoće i mikrostruktura karakterističnih zona navara: OM - Č0363, ZUT-a i DM navara - E Mn 17 Cr 13

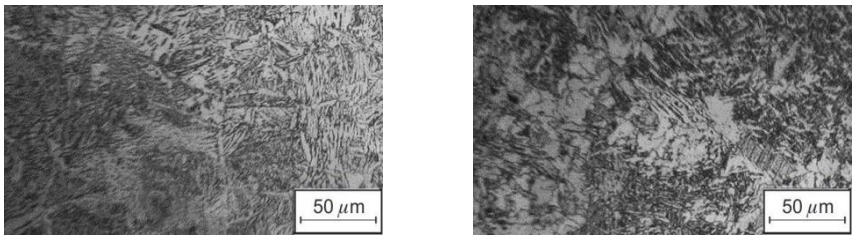
Na slici 12 prikazana je raspodela tvrdoće po preseku uzoraka pre plastične deformacije na hladno kod austenitnih manganskih čeličnih livova ČL 3160 i ČL 3460.



a) b)

Slika 12. Raspodela tvrdoće po preseku osnovnog materijala pre plastične deformacije: a) OM – ČL 3160 i b) OM – ČL 3460

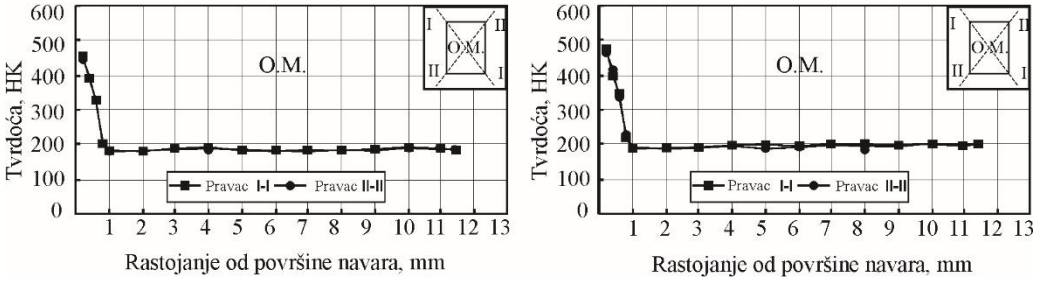
Na slici 13 prikazana je mikrostruktura pre plastične deformacije na hladno čeličnih livova ČL 3160 i ČL 3460.



a) Austenitna struktura b) Austenitna struktura

Slika 13. Mikrostruktura površinskog sloja osnovnog materijala pre plastične deformacije: a) OM - ČL3160; b) OM - ČL3460

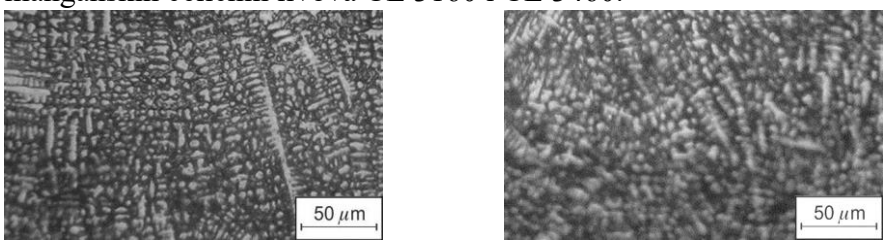
Na slici 14 prikazana je raspodela tvrdoće po preseku uzoraka posle plastične deformacije na hladno kod austenitnih manganskih čeličnih livova ČL 3160 i ČL 3460.



a) b)

Slika 14. Raspodela tvrdoće po preseku osnovnog materijala posle plastične deformacije: a) OM – ČL 3160 i b) OM – ČL 3460

Na slici 15 prikazana je mikrostruktura posle plastične deformacije na hladno kod austenitnih manganskih čeličnih livova ČL 3160 i ČL 3460.



a) Martenzitna struktura b) Martenzitna struktura

Slika 15. Mikrostruktura površinskog sloja osnovnog materijala posle plastične deformacije: a) OM – ČL 3160 i b) OM – ČL 3460

Ovde prikazana skraćena metalografska ispitivanja poslužila su za proveru tvrdoće pojedinih zona navara i očitavanje mikrostrukture, sve u cilju izbora najpovoljnije tehnologije navarivanja koja će se sprovesti na realnim delovima. Treba napomenuti da ovde nije posebno analizirana raspodela tvrdoće i mikrostruktrura navara ostvarenih elektrodama E Mn14 i E Mn17Cr13, jer su rezultati slični OM. Razume se, u uslovima pre i posle hladne deformacije [1, 2, 5-7, 12, 13].

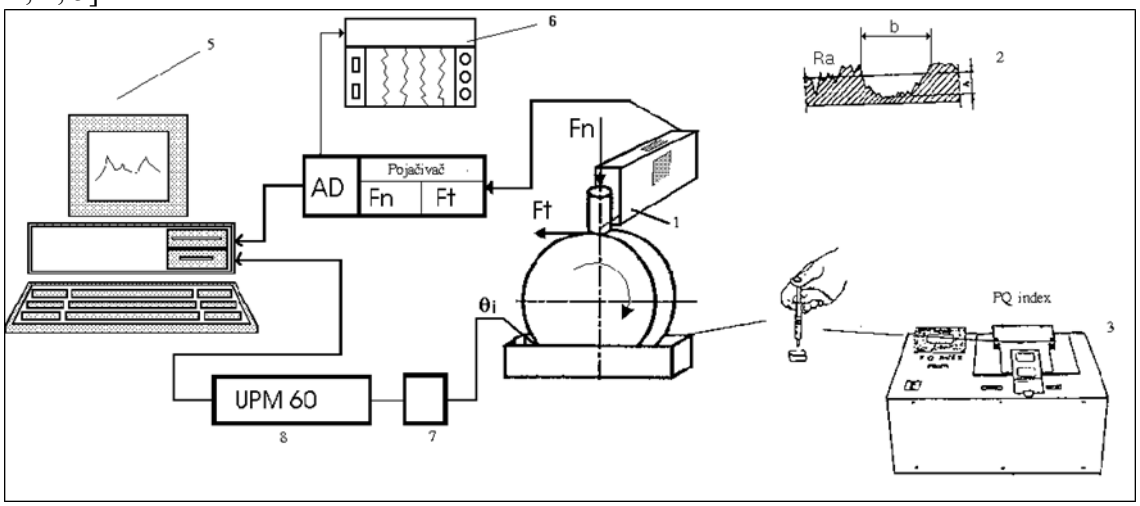
4. TRIBOLOŠKA ISPITIVANJA OSNOVNOG MATERIJALA I NAVARA

Tribometar TPD-93, razvijen je u Centru za revitalizaciju industrijskih tehničkih sistema na Fakultetu inženjerskih nauka u Kragujevcu. Konstruisan je za ispitivanje triboloških svojstava različitih materijala. Omogućava ostvarivanje kontakata spregnutih parova u tački, po liniji i po površini. Omogućava ispitivanja sa sredstvom za podmazivanje ili bez njega. Detaljnije videti u literaturi [1, 2, 4, 9-11].

Tribometar je opremljen odgovarajućom merno-regulacionom i računarskom opremom

radi boljeg registrovanja izlaznih podataka, dok su univerzalni alatni mikroskop UIM-21 i uređaj za merenje hrapavosti TALYSURF 6 pomoćna i neophodna sredstva za ispitivanje [1, 2, 4, 5, 10, 11].

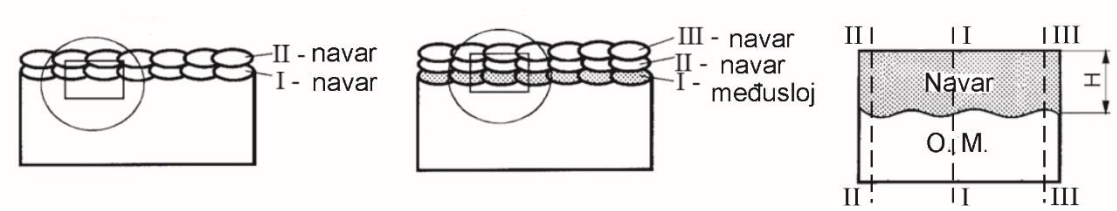
Na slici 16. dat je shematski prikaz merne i računarske opreme za tribološka ispitivanja [1, 2, 4, 5].



Slika 16. Shematski prikaz merne i računarske opreme za tribološka isitivanja

Da bi se izveli tribološki testovi neophodno je bilo pripremiti uzorke/blokove iz OM i DM. Cilj je bio provera koeficijenata trenja (utrošak energije) i širina tragova habanja (otpornost na habanje), pri istim ulaznim parametrima i podmazujućem sredstvu.

Blokovi su pripremani sečenjem iz navarenih modela na isti način i pri istim uslovima kao što su pripremani metalografski uzorci (izbrusci) koji su korišćeni za metalografska ispitivanja. Sečenje materijala za izradu blokova je izvedeno uz intenzivno hlađenje da ne bi došlo do promene mikrostrukture, a zatim su brušeni na odgovarajuće dimenzije, takođe uz intenzivno hlađenje. Na isti način su izrađeni blokovi od osnovnih materijala. Svi blokovi su obrušeni na dimenzije 6.3×15×10 *mm*. Način pripreme blokova isecanjem iz fizičkih modela izrađenih nanošenjem dvoslojnih i troslojnih navara prikazan je na slici 17a,b, a skica jednog gotovog bloka sa pravcima merenja tvrdoće je data na slici 17c.



a) b) c)

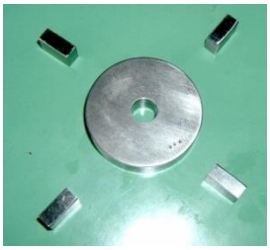
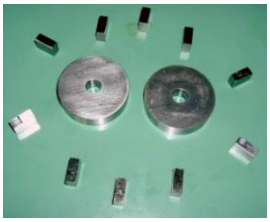
Slika 17. Način pripreme blokova za tribološka ispitivanja: a) sečenje bloka iz dvoslojnog navara, b) sečenje bloka iz troslojnog navara i c) izgled bloka

Diskovi za tribološka ispitivanja su izrađeni od Č5430 u poboljšanom stanju, a potom fino obrušeni. Pripremljeno je tri diska istih dimenzija prečnika D= 50 *mm* i debljine s= 10 *mm*. Tvrdoća diskova, posle termičke obrade, merena je po njihovom obimu i to po deset merenja za svaki disk. Vrednosti izmerene tvrdoće kod sva tri diska su bile u opsegu 50-55 HRC. Ova tri diska poslužila su za ispitivanja svih materijala navara i osnovnih materijala. Posle svakog ispitivanja izvedeno je brušenje uz intenzivno hlađenje kontaktnih površina, sa istom brusnom pločom, kako bi se zadržala ista hrapavost kontaktnih površina, a ispitivanje za sve materijale izvelo u istim uslovima.

Izgled pripremljenih blokova i diskova za tribološka ispitivanja prikazan je u tablici 10,

kao i blokova od punjenih žica koji ovom prilikom neće biti detaljnije razmatrani [1].

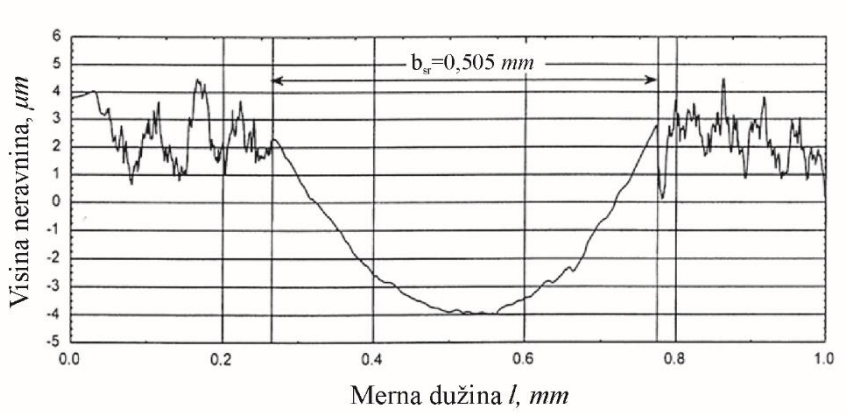
Tablica 10. Vrste blokova i diskovi za tribološka ispitivanja

Broj uzorka	Materijal podloge	Materijal navara	Broj navarenih slojeva	Visina navara, *mm*	Izgled blokova i diskova
Blok 1	ČL 3134	INOX B 18/8/6 ABRADUR 58	3*	8.2-9.5	
Blok 2.	ČL 3134	ABRADUR 58	2	6.2-6.5	
Blok 3	ČL 3134	-	-	-	
Blok 4	Č0363	INOX B 18/8/6 CrWC 600	3*	4.5-6.0	
Blok 5	Č0363	INOX B 18/8/6 E DUR 600	3*	4.2-6.6	
Blok 6	Č0363	E Mn 14	2	6.0-8.2	
Blok 7	Č0363	E Mn17Cr13	2	6.2-7.0	
Blok 8	Č0363	FILTUB 12 B FILTUB DUR 16	3*	6.5-7.2	
Blok 9	Č0363	FILTUB DUR 16	2	4.8-6.2	
Blok 10	Č4732	-	-	-	
Blok 11	Č4830	-	-	-	
Blok 12	ČL 4150	-	-	-	
Blok 13	ČL 3460	-	-	-	
Blok 14	Č0363	-	-	-	
Blok 15	Č0645	-	-	-	
Blok 16	Č2330	-	-	-	
Disk-3 kom	Č5430	-	-	-	

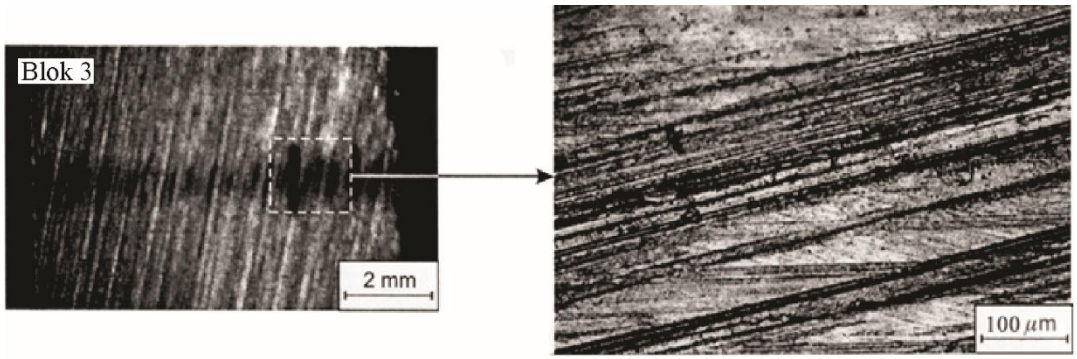
Odabrani i usvojeni ulazni parametri ovog složenog i obimnog tribološkog testa su: normalna sila F_N= 300 *N*, brzina klizanja v_{kl}= 1 *m*/s i vreme ispitivanja t= 60 min. Ulazni parametri ovih triboloških ispitivanja nisu varirani, da bi se dobili rezultati pri istim uslovima ispitivanja za sve ispitivane materijale, radi njihovog jednostavnijeg poređenja. Kao sredstvo za hlađenje i podmazivanje pri ovom tribološkom testu korišćeno je motorno ulje SAE 15W-40.

Od izlaznih parametara za vreme tribološkog testa, mereni su i praćeni: sila trenja (F_T), koeficijent trenja (μ) i parametri mikrogeometrije. Od parametara mikrogeometrije praćena je promena hrapavosti kontaktnih površina i trag habanja, odnosno širina i dubina traga habanja.

Na slici 18 [1, 2] prikazan je pojas habanja bloka br. 3, koji se u literaturi ponekad naziva i kraterom habanja, dok je na slici 19 prikazan fizički izgled stvarnog oštećenja.

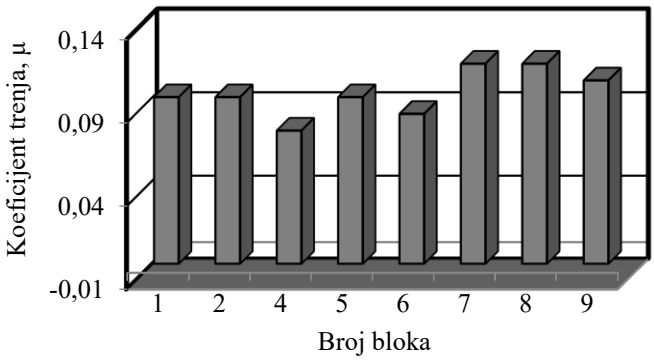


Slika 18. Hrapavost kontaktne površine bloka br. 3 pre triboloških ispitivanja



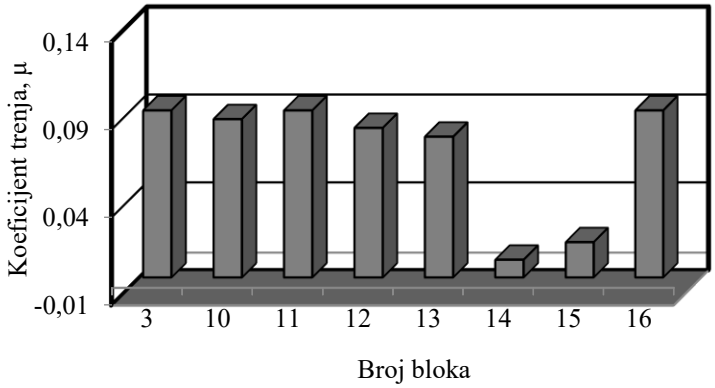
Slika 19. Makroskopski i mikroskopski izgled tragova habanja kod navara

Izmerene srednje vrednosti koeficijenta trenja za vreme triboloških ispitivanja, kod blokova izrađenih od različitih vrsta dodatnih materijala za navarivanje, histogramski su prikazane na slici 20 (prema tablici 10).



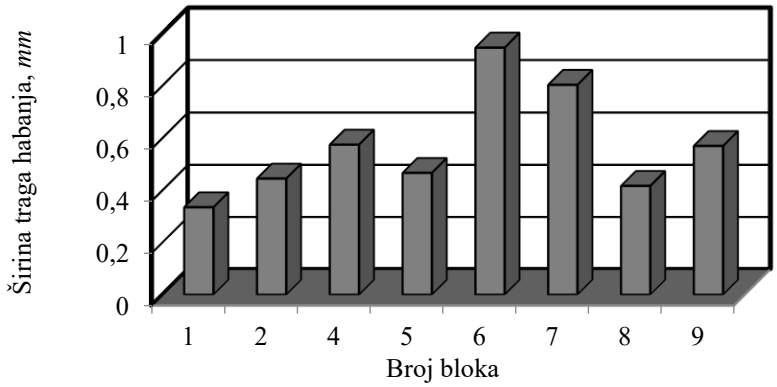
Slika 20. Histogramski prikaz srednjih vrednosti koeficijenta trenja kod navara

Na slici 21 dat je histogramski prikaz srednjih vrednosti koeficijenata trenja izmerenih kod blokova ispitivanih različitih osnovnih materijala.



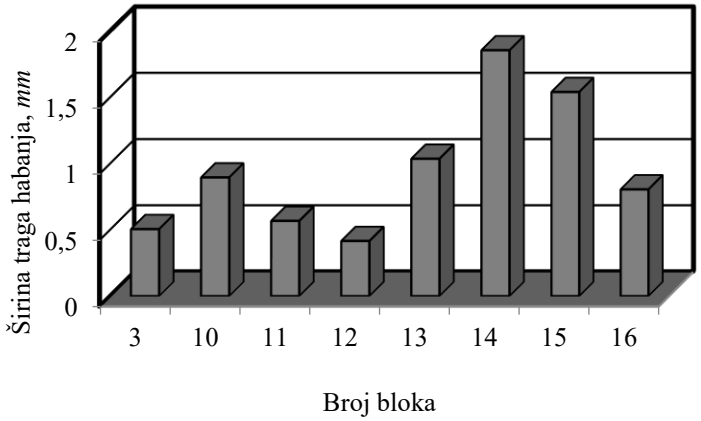
Slika 21. Histogramski prikaz srednjih vrednosti koeficijenta trenja kod osnovnih materijala

Na slici 22 dat je histogramski prikaz srednje širine tragova habanja kod blokova pripremljenih iz navara.



Slika 22. Histogramski prikaz srednjih vrednosti izmerenih širina tragova habanja kod blokova pripremljenih iz navara

Na slici 23 dat je grafički prikaz srednje širine tragova habanja kod blokova izrađenih od osnovnih materijala.

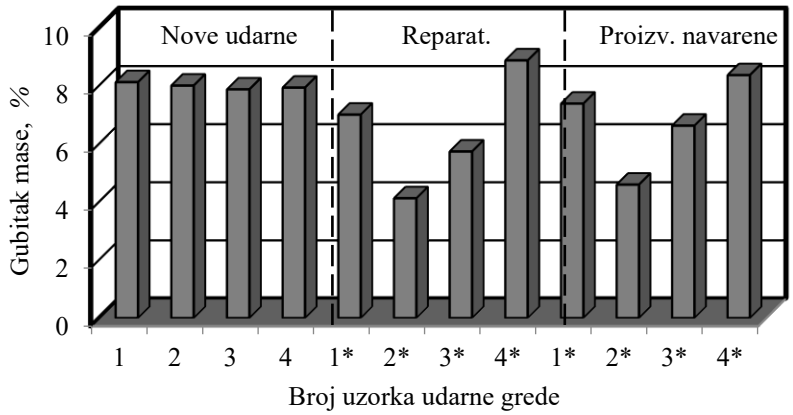


Slika 23**.** Grafički prikaz srednjih vrednosti izmerenih širina tragova habanja kod osnovnih materijala

5. REALNA ISPITIVANJA UDARNIH GREDA

Posle izvedenih eksperimentalnih ispitivanja pristupilo se navarivanju udarnih greda. Opredelili smo se za četiri dodatna materijala: 1 - E Mn14, 2 - E Mn17Cr13, 3 - E DUR 600 i 4 - ABRADUR 58. Grede su montirane na drobilicu i u toku rada praćen je stepen njihovog oštećenja, odnosno merena masa. Pri pohabanosti jedne strane oko 10%, grede su okretane i radu je podvrgavana druga strana. Posle habanja obe strane, grede su skidane. Merena je njihova masa i analizirana vrsta pohabanosti. Navedeni postupak se po sličnom principu primenjivao za nove, oštećene i proizvodno navarene grede. Suprotno rezultatima dobijenim na tribometru, dodatni manganski materijali su pokazali znatno veću otpornost na habanje od elektroda za tvrdo navarivanje. Ovo je značajan rezultat ovih ispitivanja.

Na slici 24 histogramski su prikazani procentualni gubici mase ispitivanih uzoraka udarnih greda, kako nenavarenih novih, tako i proizvodno ili reparaturno navarenih, posle 60 sati rada.



*Napomena: 1 - DM - E Mn14; 2 - DM - E Mn17Cr13; 3 - DM-E DUR 600; 4 - DM-ABRADUR 58

Slika 24. Histogramski prikaz otpornosti na habanje realno ispitivanih udarnih greda

6. ZAKLJUČCI

Cilj ovog rada jeste da ukaže stručnoj i naučnoj javnosti da je reparaturno navarivanje gotovo uvek tehno-ekonomski isplativo i opravdano ako se ovom poslu priđe kao odgovornom tehničko-tehnološkom zadatku, a ne silom izazvanim problemom. Pokušali smo da prikažemo samo deo rezultata ovog složenog eksperimenta. Ograničili smo se na izbor najpovoljnije tehnologije zavarivanja samo na osnovu metalografskih i triboloških ispitivanja. To ponekad nije dovoljno za pravilan izbor tehnologije reparaturnog zavarivanja oštećenih udarnih greda.

Na osnovu metalografskih i triboloških ispitivanja utvrđena je polazna tehnologija navarivanja, koja je zatim "preneta" na realne delove. Detaljnom analizom strukture i tvrdoće pojedinih zona navara, kao i dopunskim trubološkim testovima, može se steći dosta pouzdana slika o ponašanju delova i u realnim uslovima. Ipak, ovde se pokazalo da tribološki test ne daje pouzdane rezultate kad su u pitanju čelični livovi austenitne strukture. Na osnovu dobijenih rezultata tribološkog testa mogla bi se steći slika da su elektrode tipa ABRADUR 58, E DUR 600 i CrWC 600 mnogo pogodnije od E Mn14 i E Mn17Cr13, što nije pouzdano kad je u pitanju udarno abrazivno habanje. Lokalna transformacija austenita u martenzit nije moguća na tribometru zbog uslova kontakta. Ovde je reč o klizanju, a ne o udarno pritisnom opterećenju koje se inače odvija u realnom radnom procesu i omogućuje transformaciju austenita u martenzit u pripovršinskim kontaktnim slojevima [1, 2, 5].

Iako predmet ovog rada nije bila analiza tehno-ekonomske opravdanosti navarivanja udarnih greda, usput treba spomenuti da je jedna udarna greda analizirane drobilice mase oko 300 *kg* i cene oko 2500 eura, dok je kompletna reparatura četiri oštećene udarne grede manja od 2500 eura. Kriterijum zamene jedne strane udarnih greda je oko 10% pohabanosti radne površine, a radni vek oko 75 radnih sati. Navarivanjem oštećene površine ne ostvaruje se bitno produženje radnog veka, ali se skraćuje vreme nabavke i prave velike uštede u skupom materijalu [1, 13].

~~7.~~ LITERATURA

1. M. Mutavdžić, Modeliranje reparaturnog i proizvodnog navarivanja radnih delova građevinske mehanizacije, doktorska disertacija, Fakultet inženjerskih nauka Univerziteta u Kragujevcu, Kragujevac, 2015.
2. V. Lazić, D. Arsić, Regeneracija površina, Monografija, Fakultet inženjerskih nauka Univerziteta u Kragujevcu, ISBN 978-86-6335-088-51, 2021.
3. SIJ Jesenice, katalog dodatnih materijala, Slovenija.
4. D. Arsić, V. Lazić, S. Mitrović, D. Džunić, S. Aleksandrović, M. Đorđević, B. Nedeljković, Tribological behavior of four types of filler metals for hard facing under dry conditions, Industrial Lubrication and Tribology, Vol. 68, No. 6, pp. 729-736, Doi 10.1108/ILT-10-2015-0156, 2016
5. V. Lazić, M. Mutavdžić, R. Nikolić, S. Aleksandrović, D. Milosavljević, Teorijsko-eksperimentalna procena radnog veka navarenih slojeva izvedenih austenitnim manganskim elektrodama, XIV Naučno-stručna konferencija o železnici - ŽELKON, Niš, 7. i 8. oktobar 2010, 317-320.
6. V. Lazic, A. Sedmak, D. Milosavljevic, I. Nikolic, S. Aleksandrovic, R. Nikolic, M. Mutavdzic, Theoretical and experimental estimation of the working life of machine parts hard faced with austenite-manganese electrodes, Materiali in tehnologije/Materials and technology 46 (2012) 5, 547–554.
7. M. Mutavdžić, V. Lazić, M. Jovanović, D. Josifović, B. Krstić: Izbor optimalne tehnologije reparaturnog navarivanja udarnih greda rotacionih drobilica, Zavarivanje i zavarene konstrukcije, (2/2007), str. 55-67.
8. V. Lazić, M. Jovanović, D. Milosavljević, M. Mutavdžić, R. Čukić: Choosing of the most suitable technology of hard facing of mixer blades used in asphalt bases, Tribology in Industry, Journal of Serbian Tribology Society, 1&2/2008., pp. 3-10.
9. M. Mutavdžić, R. Čukić, M. Jovanović, D. Milosavljević, V. Lazić: Model investigations of the filler materials for regeneration of the damaged parts of the construction mechanisation, Tribology in Industry, Journal of Serbian Tribology Society, 3&4/2008., pp. 3-9.
10. V. Lazić, D. Milosavljević, S. Aleksandrović, G. Bogdanović, B. Nedeljković: Carbide type influence on tribological properties of the hard faced steel layer – part I – theoretical considerations, Tribology in Industry, Vol. 32, No. 2, 2010., pp. 11-20.
11. V. Lazić, D. Milosavljević, S. Aleksandrović, G. Bogdanović, B. Nedeljković: Carbide type influence on tribological properties of the hard faced steel layer – part II – experimental results, Tribology in Industry, Vol. 32, No. 3, 2010, pp. 3-12.
12. E. A. Aleshina, O. V. Sizova, E. A. Kolubaev, S. V. Konovalov, and V. E. Gromov, Formation of Structural–Phase Statesof the Surface of Hadfield Steel, Siberian State Industrial University, Russia, 2007.
13. R. Čukić, Tehno-ekonomska analiza proizvodnog i reparaturnog zavarivanja i navarivanja različitih delova tehničkih sistema, doktorska disertacija, Univerzitet u Beogradu, 2010.

Broj rada: 5.1
DOI: 10.65156/wws.sjdp.si.023

Al/Cu BIMETALLIC ELECTRICAL JOINTS: STATE-OF-THE-ART WITH EMPHASIS ON CONTINUOUS-DRIVE FRICTION WELDING

Al/Cu BIMETALNI ELEKTRIČNI SPOJEVI: STANJE SAVREMENIH ISTRAŽIVANJA SA POSEBNIM OSVRTOM NA ZAVARIVANJE TRENJEM SA KONTINUIRANIM POGONOM

Dr Bojan Gligorijević[1], research associate, ORCID iD: 0000-0003-1853-1427,
Veljko Milašinović[2], doctoral student, ORCID iD: 0009-0002-1102-1803,
Asst. Prof. Dr. Stefan Dikić[3], research associate, ORCID iD: 0000-0003-2700-0628,
Dr Vencislav Grabulov[4], principal research fellow, ORCID iD: 0000-0003-2020-5452

[1] University of Belgrade, Innovation Center of Faculty of Technology and Metallurgy, Belgrade, Serbia
[2] VTM Solutions, Jagodina, Serbia
[3] University of Belgrade, Faculty of Technology and Metallurgy, Belgrade, Serbia
4 Serbian Welding Society, Grčića Milenka 67, 11000 Belgrade, Serbia

E-mail: bgligorijevic@tmf.bg.ac.rs

Abstract: The increasing use of aluminum conductors while retaining copper terminals has increased the need for reliable Al/Cu transitions. Mechanical connectors remain practical, but their long-term performance depends on stable pressure-controlled contact despite oxidation, corrosion, thermal expansion mismatch, creep, stress relaxation, and fretting. Metallurgical transitions reduce this dependence. Continuous-drive friction welding (CDFW) is particularly attractive for cylindrical components because it is rapid, filler-free, and avoids bulk melting. This review relates CDFW parameters to material transfer, interface morphology, recrystallization, intermetallic-compound (IMC) formation, radial heterogeneity, electrical behavior, mechanical properties, fracture, and thermal exposure. Insufficient heat input produces incomplete bonding, whereas excessive heat input promotes softening, material loss, and IMC growth. Optimized short-cycle CDFW can produce complete bonding with approximately 0.5 μm Al_2Cu while retaining more than 92% of the theoretical Al/Cu conductivity and approximately the tensile strength of the Al base material. However, IMC thickness alone cannot describe joint integrity because phase composition, continuity, residual stress, radial distribution, and adjacent microstructure also influence fracture. Future development should therefore focus on phase-specific, spatially resolved, and service-life-oriented interface engineering.

Keywords: Al/Cu joints; continuous-drive friction welding; intermetallic compounds; electrical conductivity; mechanical performance

Rezime: Sve veća primena aluminijumskih provodnika uz zadržavanje bakarnih priključaka povećala je potrebu za pouzdanim Al/Cu prelaznim spojevima. Mehanički konektori i dalje predstavljaju praktično rešenje, ali njihova dugoročna pouzdanost zavisi od stabilnosti kontakta ostvarenog pritiskom, uprkos oksidaciji, koroziji, neusklađenosti koeficijenata toplotnog širenja, puzanju, relaksaciji napona i fretingu. Metalurški spojevi smanjuju ovu zavisnost. Zavarivanje trenjem sa kontinuiranim pogonom (CDFW) posebno je pogodno za cilindrične komponente jer je postupak brz, ne zahteva dodatni materijal i odvija se bez zapreminskog

topljenja. U ovom preglednom radu razmatraju se veze između parametara CDFW procesa i prenosa materijala, morfologije interfejsa, rekristalizacije, nastanka intermetalnih jedinjenja (IMC), radijalne nehomogenosti, električnih svojstava, mehaničkih svojstava, loma i termičkog izlaganja. Nedovoljan unos toplote dovodi do nepotpunog spajanja, dok prekomeran unos toplote podstiče omekšavanje, gubitak materijala i rast IMC. Optimizovanim kratkotrajnim CDFW postupkom može se ostvariti potpuno spajanje uz sloj Al_2Cu debljine približno 0,5 μm, pri čemu se zadržava više od 92% teorijske električne provodljivosti Al/Cu spoja i približno zatezna čvrstoća osnovnog materijala od Al. Međutim, sama debljina IMC nije dovoljna za opis integriteta spoja, jer na lom utiču i fazni sastav, kontinuitet, zaostali naponi, radijalna raspodela i susedna mikrostruktura. Buduća istraživanja zato treba usmeriti ka fazno specifičnom i prostorno razlučenom inženjerstvu interfejsa, uz razmatranje ponašanja tokom eksploatacionog veka.

Ključne reči: Al/Cu spojevi; zavarivanje trenjem sa kontinuiranim pogonom; intermetalna jedinjenja; električna provodljivost; mehaničke performanse

1. INTRODUCTION

1.1. From mechanical connections to metallurgical Al/Cu transitions

Copper remains widely used in electrical systems because of its high conductivity, whereas the lower density and cost of Al favor its increasing use in transmission and distribution. Since Cu remains common in terminals, busbars, switchgear, transformers, and contact elements, reliable Al/Cu transitions are increasingly required. Conventional solutions include butt connectors, crimped and screw-type lugs, bolted joints, and Al lugs with Cu contact elements, as illustrated in Figure 1 [1].

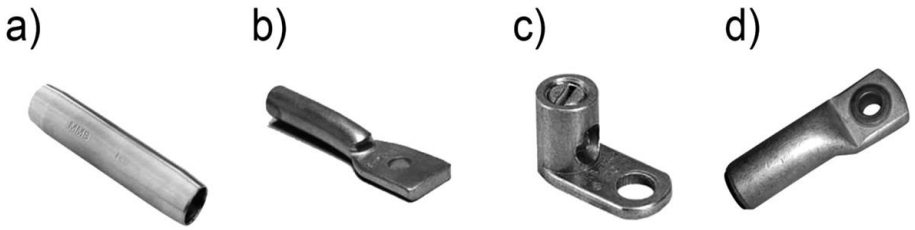


Figure 1. Representative conventional conductor-connection configurations relevant to Al/Cu transitions: (a) Cu butt connector, (b) Cu crimping lug, (c) Cu lug with screw, and (d) Al lug with inserted Cu ring. Reproduced from Milašinović et al. [1].

Mechanical connectors can initially exhibit low resistance, but current flows only through microscopic asperity contacts. Oxidation, galvanic corrosion, thermal-expansion mismatch, Al creep and stress relaxation, and fretting can progressively reduce the real metallic contact area [2–7]. The resulting resistance increase enhances local Joule heating and may accelerate further degradation. The main limitation of a mechanical Al/Cu connector is therefore not its initial conductivity, but maintaining low and stable contact resistance during service.

1.2. Metallurgical joining, CDFW, and Al/Cu incompatibility

Permanent metallurgical transitions reduce dependence on pressure-controlled contact. Al/Cu joints have been produced by cold-pressure and roll bonding, diffusion and explosive welding, ultrasonic and friction stir welding, brazing, laser joining, and rotary friction welding [2,8]. Wei et al. [8] showed that explosion welding produced a strong wavy interface, cold-pressure welding relied mainly on mechanical interlocking, whereas solid-liquid casting generated a thick, defective reaction region. Among these technologies, CDFW is particularly suitable for

cylindrical components because joining is rapid, avoids bulk melting, and generally requires neither filler metal nor shielding gas; friction generates heat and deformation followed by forging, so bonding depends on friction time, pressure, rotation, material transfer, and forging [9–12]. Insufficient heat input leaves unbonded regions, whereas excessive heat input promotes flash, softening, material loss, and IMC growth.

Al and Cu differ markedly in thermal properties, deformation, strength, and recrystallization behavior [13–17]. In addition, several IMCs may form during CDFW, including Al_2Cu, AlCu, Al_3Cu_4, Al_2Cu_3, and Al_4Cu_9 [12,18]. These phases differ substantially in electrical and mechanical properties. Braunovic and Alexandrov [19] reported electrical resistivities ranging from 8.0 to 14.2 μΩ·cm for several Al–Cu intermetallic phases, together with markedly phase-dependent hardness values (Table 1). Consequently, the interface must be considered simultaneously as an electrical and mechanical transition zone.

Table 1. Representative properties of several Al–Cu intermetallic phases reported by Braunovic and Alexandrov [19].

Phase	Symbol	Cu, wt.%	Al, wt.%	Hardness, kg/mm²	Electrical resistivity, μΩ·cm
Cu_2Al	γ_2	80	20	35	14.2
Cu_3Al_2	δ	78	22	180	13.4
Cu_4Al_3	ζ_2	75	25	624	12.2
CuAl	η_2	70	30	648	11.4
$CuAl_2$	θ	55	45	413	8.0

2. COMPARATIVE BASIS OF THE REVIEW

Direct comparison of Al/Cu friction-welding studies is complicated by differences in material condition, specimen geometry, machine design, rotation speed, pressure sequence, friction time, forging conditions, and process-duration definitions. Similar nominal parameters may therefore produce different thermomechanical histories. The studies considered here cover process parameters, bonding, IMC growth, radial heterogeneity, mechanical performance, thermal exposure, and optimized short-cycle CDFW [1,9–13,18,20–29]. The discussion therefore emphasizes recurring relationships between insufficient, optimum, and excessive heat input rather than a universally transferable parameter set.

3. CRITICAL REVIEW AND DISCUSSION

3.1. Mechanical-to-metallurgical transition and initial CDFW interface formation

Mechanical Al/Cu contacts degrade through oxidation, galvanic corrosion, thermal-expansion mismatch, creep, stress relaxation, fretting, and contamination [2–7]. Collectively, these mechanisms reduce real contact area and increase resistance, thereby intensifying local Joule heating. Metallurgical joining reduces this dependence on pressure-controlled contact but introduces a heterogeneous reaction zone.

Wei et al. [8] reported bonding strengths of approximately 104 MPa for explosion welding and 74 MPa for cold-pressure welding, while casting produced a defective 200–250 μm Al_2Cu-containing region. Ay et al. [20] likewise found friction-welded Al/Cu joints considerably stronger than diffusion-welded joints.

Within CDFW, forging is essential. Milašinović et al. [1] showed that friction alone did not fully eliminate the initial surface morphology (Figures 2a and 2b), whereas forging flattened and consolidated the interface (Figures 2c and 2d). Kimura et al. [11] similarly observed

progressive Al transfer and fewer unjoined regions with increasing forge pressure, confirming that IMC formation alone does not ensure complete bonding.

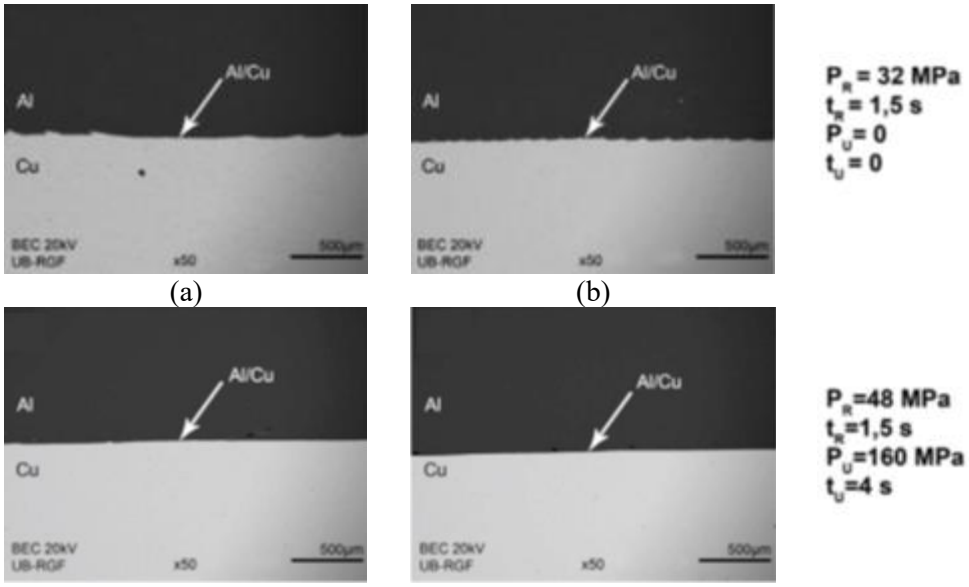


Figure 2. Morphological evolution of the Al/Cu interface at central and peripheral positions under different friction- and forging-stage conditions. P_R, t_R, P_U, and t_U stand for friction pressure, friction time, forging pressure, and forging time, respectively. Adapted from Milašinović et al. [1].

3.2. Microstructural evolution, heat-input window, and optimized CDFW interface

The mechanically affected region extends beyond the IMC layer. Milašinović et al. [27] showed that subsequent cold pressing strongly changed the hardness distribution, while the discontinuous reaction layer remained below ~0.2 μm (Figure 3a). Cold pressing also transformed a relatively smooth interface (Figure 3b) into a serrated one (Figure 3c) without measurable IMC growth. The adjacent Cu developed necklace-type recrystallized grains (Figure 3e), whereas Al exhibited a broader affected region (Figure 3g), reflecting their different recrystallization behavior [14–17].

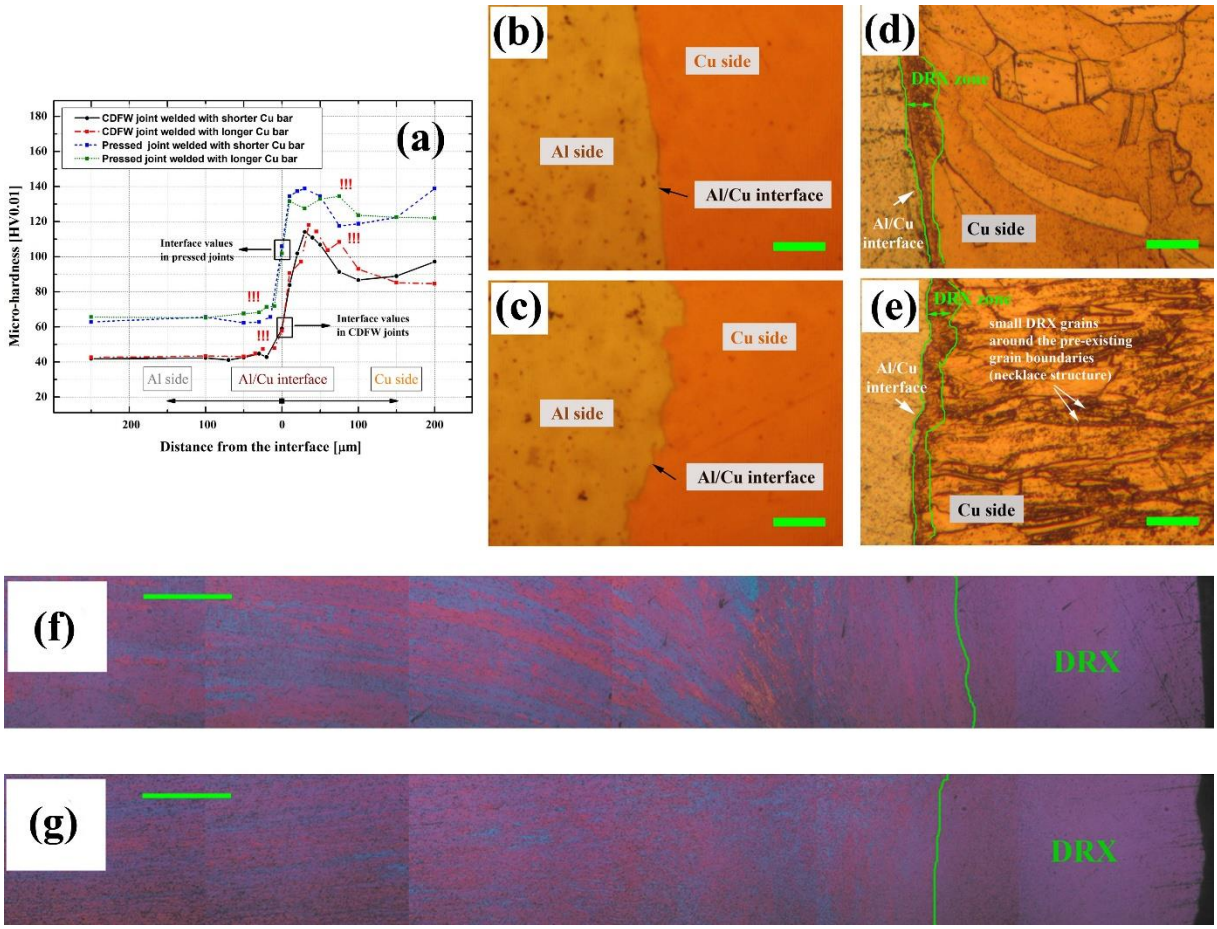


Figure 3. Microstructural and microhardness characteristics of CDFW Al/Cu joints before and after subsequent cold pressing: (a) microhardness distribution and discontinuous reaction layer; (b) relatively smooth as-welded interface; (c) serrated interface after cold pressing; (d) Cu microstructure before cold pressing; (e) necklace-type recrystallized Cu microstructure after cold pressing; (f) Al microstructure before cold pressing; and (g) Al microstructure after cold pressing. Adapted from Milašinović et al. [27].

Increasing heat input initially improves bonding but eventually promotes thermal softening and IMC growth. Wei et al. [12] showed that increasing friction time from 2 to 8 s enlarged the Al_2Cu/Al_4Cu_9 reaction region from ~0.7 to ~10 μm. Ratković et al. [13] reported an increase in UTS from 61 MPa at 4 s to 85 MPa at 8 s, followed by a decline at longer friction times, while Satish et al. [21] obtained ~135 MPa UTS but only ~0.5–1% elongation. Rotation speed exhibits a similarly non-monotonic effect: Zhu et al. [25] obtained ~212 MPa at 1000 rpm within the investigated range of 700–1200 rpm, yet all joints fractured at the interface and elongation remained below ~2.5%. Increasing heat input beyond that required for adequate bonding therefore does not necessarily improve overall performance.

Milašinović et al. [28] achieved a favorable balance using a short welding time, 2100 rpm, and high welding pressures. Lower-heat-input conditions retained local unbonded regions despite Al_2Cu formation, whereas condition C3, using a friction pressure of 66.7 MPa and a forging pressure of 222.2 MPa, produced complete Al transfer and an Al_2Cu layer of ~0.5 μm (Figure 4). Higher pressures increased deformation, flash formation, material loss, and energy consumption with little additional benefit. This agrees with Sahin [9], Ratković et al. [13], and Zhu et al. [25]: CDFW properties are non-monotonic because bonding, reaction kinetics, extrusion, thermal softening, and material transfer evolve simultaneously.

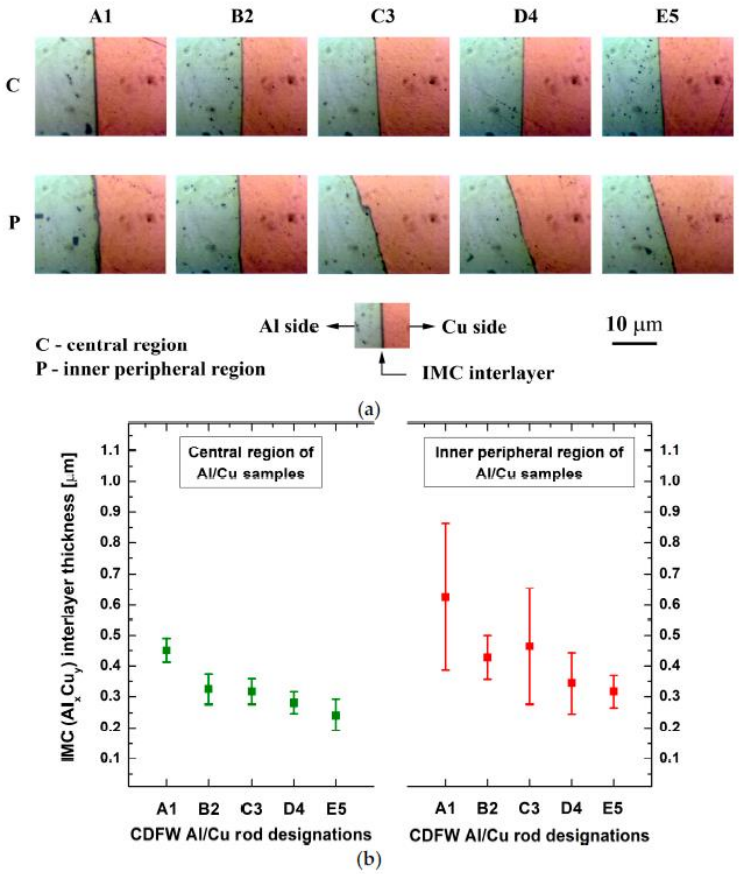


Figure 4. Interface morphology and Al_2Cu thickness under different short-cycle high-pressure CDFW conditions. Reproduced from Milašinović et al. [28].

3.3. Electrical and mechanical performance of thin CDFW reaction layers

For a planar multilayer normal to current flow, the IMC contribution to resistance can be approximated by:

$$\mathbf{R_{IMC}} = \sum\left(\frac{\rho_i \times t_i}{A}\right) \quad (1)$$

where $\boldsymbol{\rho_i}$ and $\boldsymbol{t_i}$ are the resistivity and thickness of phase $\boldsymbol{i}$, and $\boldsymbol{A}$ is the effective conducting area. Electrical behavior therefore depends on phase-specific rather than total IMC thickness.

Despite their higher intrinsic resistivity, submicrometer IMCs occupy only a small fraction of the current path. Short-cycle CDFW specimens consequently retain ~42.8–44.4 MS/m, exceeding 92% of the theoretical Al/Cu conductivity (Figure 5) [28].

Bulk conductivity, however, can mask local interface behavior. Wang et al. [30] showed that joints with similar initial reaction-layer thicknesses (~2 μm) exhibit different current distributions because the geometry and continuity of the IMC layer differ along the interface. After 350 °C/500 h exposure, the reaction region reaches ~50 μm and develops additional phases, cracks, and oxide-related features, increasing resistivity. Electrical performance therefore depends on phase resistivity, thickness, continuity, defects, oxides, and the effective current path.

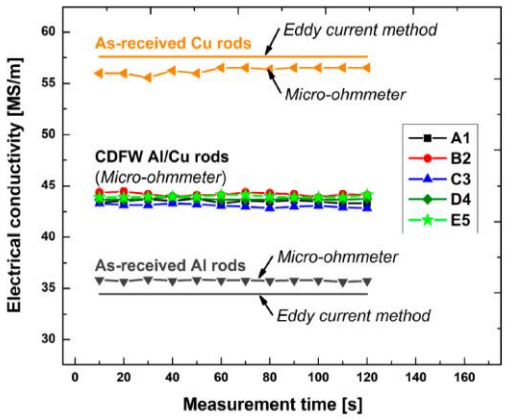
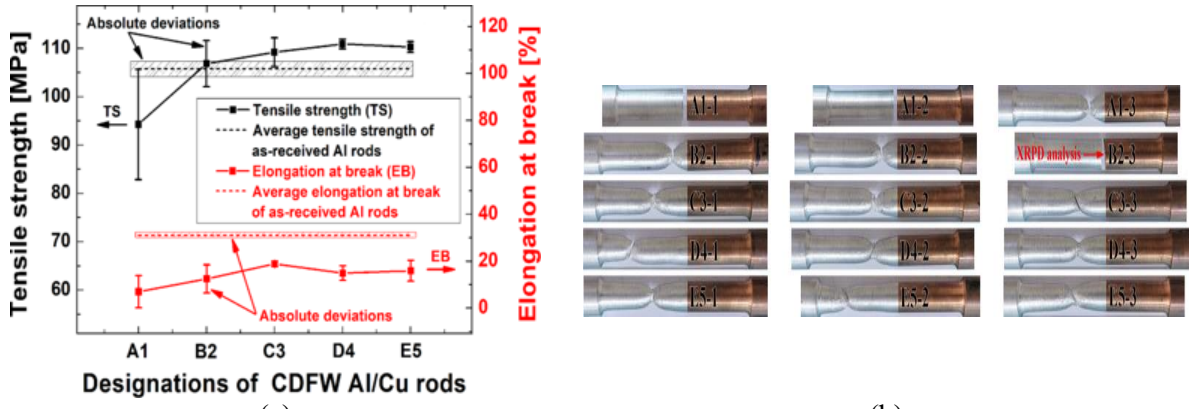


Figure 5. Electrical conductivity of Al, Cu, and Al/Cu specimens produced using different CDFW conditions. Reproduced from Milašinović et al. [28].

Mechanical assessment likewise requires more than UTS. Milašinović et al. [28] obtained ~94–111 MPa UTS and 6.9–18.8% elongation (Figure 6a). C3 reached ~100% strength efficiency and ~61% ductility efficiency relative to Al, while improved bonding displaced fracture farther into Al (Figure 6b).



(a) (b)

Figure 6. (a) Tensile properties and (b) fracture of short-cycle CDFW Al/Cu joints. Adapted from Milašinović et al. [28].

Muralimohan et al. [31] and Ay et al. [20] also reported Al-side fracture in strong joints, whereas Zhu et al. [25] obtained high UTS but interface fracture and low elongation. Strength, ductility, and fracture location should therefore be considered together.

3.4. Radial heterogeneity and thermal evolution

Radial heterogeneity is intrinsic to rotary friction welding because sliding velocity increases with radius. Pan et al. [18] measured IMC thicknesses of ~0.8 μm at the center, 1.4 μm at half-radius, and 1.9 μm near the edge. This modest variation corresponded to a transition from Al-HAZ fracture centrally to interface fracture outward, with reduced elongation (Figure 7). Average thickness can therefore conceal the region controlling failure. The as-welded interface is also only the initial condition. Milašinović et al. [26] showed that CDFW parameters affect subsequent thermal evolution. Treatment at 400 °C/10 min caused little overall thickening but changed the adjacent Cu, whereas 177 °C/230 h exposure produced further spatially non-uniform IMC growth (Figure 8).

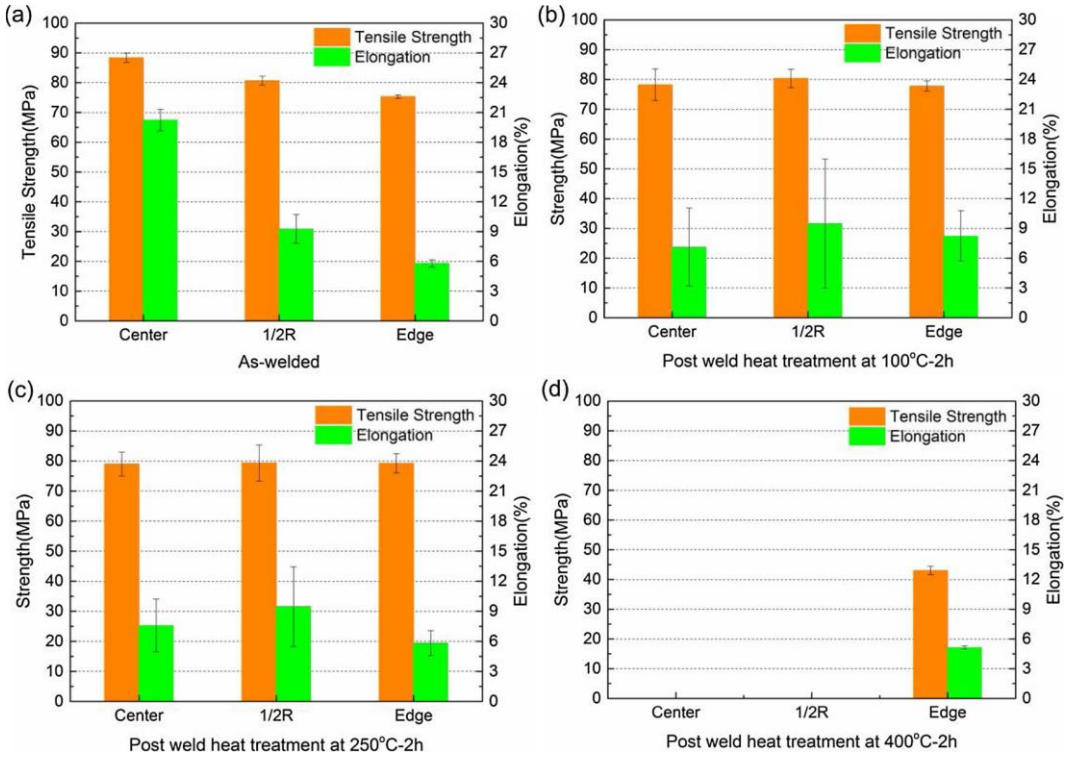


Figure 7. Radial variation of tensile strength and elongation in as-welded and post-weld heat-treated Al/Cu friction-welded joints. Reproduced from Pan et al. [18].

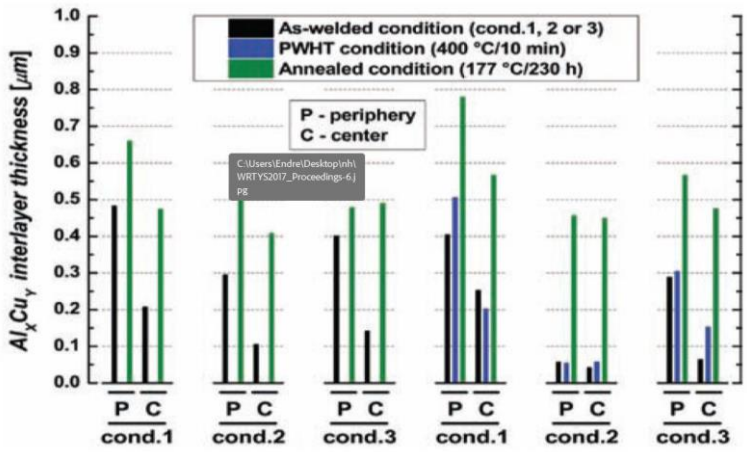


Figure 8. Central and peripheral Al_xCu_y interlayer thickness after welding and subsequent thermal exposure. Adapted from Milašinović et al. [26].

Cheepu and Susila [23] and Abbasi et al. [32] likewise reported thermally activated IMC growth. At greater thicknesses, deterioration becomes severe: Lee et al. [33] measured ~45 μΩ·cm resistivity at ~21 μm IMC thickness and ~85 μΩ·cm near 107 μm, while UTS approached zero after severe aging. Braunovic and Alexandrov [19] also demonstrated the importance of temperature and electrical current. Thus, submicrometer and tens-to-hundreds-of-micrometers reaction layers represent fundamentally different regimes: the former contribute little to overall resistance, whereas the latter become electrically and mechanically dominant.

3.5. IMC thickness, phase composition, and integrated interpretation

A commonly cited critical IMC thickness of ~2–5 μm is useful only as a general guideline. Pan et al. [18] observed interface-controlled fracture at only ~1–2 μm when Al_2Cu/Al_4Cu_9

boundaries became unfavorable, while Xue et al. [34] showed that specific phase boundaries can govern fracture. Joint integrity therefore depends on phase composition and sequence, continuity, defects, residual stress, radial position, and adjacent deformation as well as total thickness.

Gligorijević et al. [29] further demonstrated this limitation. Dynamically formed Al_2Cu/Al_4Cu_9 interfaces remained below ~1.6 µm, whereas static exposure at 325 °C generated $Al_2Cu/AlCu/Al_4Cu_9/AlCu_3$ multilayers up to ~7.3 µm (Figure 9). Despite being thicker, selected static structures showed higher UTS and comparable or improved elongation; one interface approximately seven times thicker than its dynamically formed counterpart retained comparable elongation and significantly higher UTS (Figure 10a). XRPD analysis of the fracture surfaces further confirmed the phase-sensitive nature of failure (Figure 10b): Al_2Cu was detected on the Al side, whereas the Cu-side fracture surface contained Cu together with AlCu, $AlCu_3$, and Al_4Cu_9. The presence of different IMCs on the opposing fracture surfaces indicates that fracture behavior is related not only to total reaction-layer thickness but also to the phase composition and internal phase boundaries of the interfacial region.

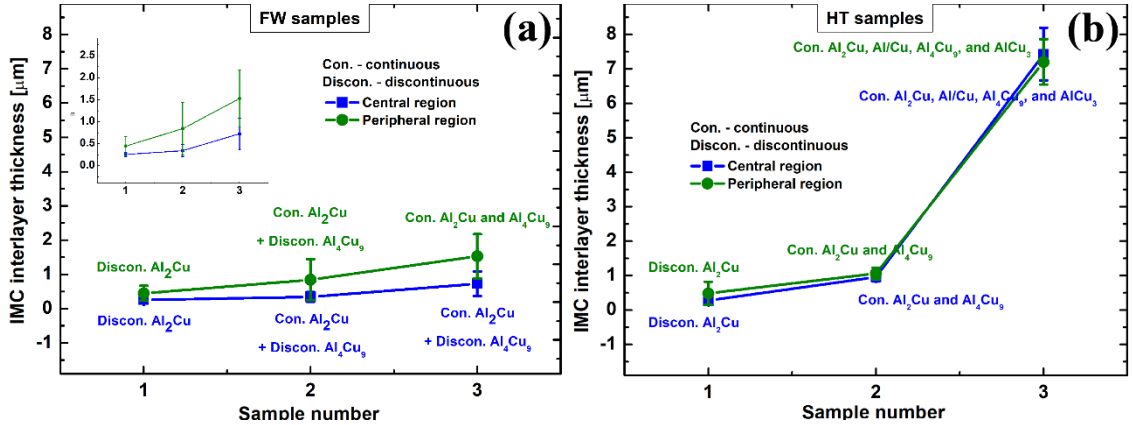
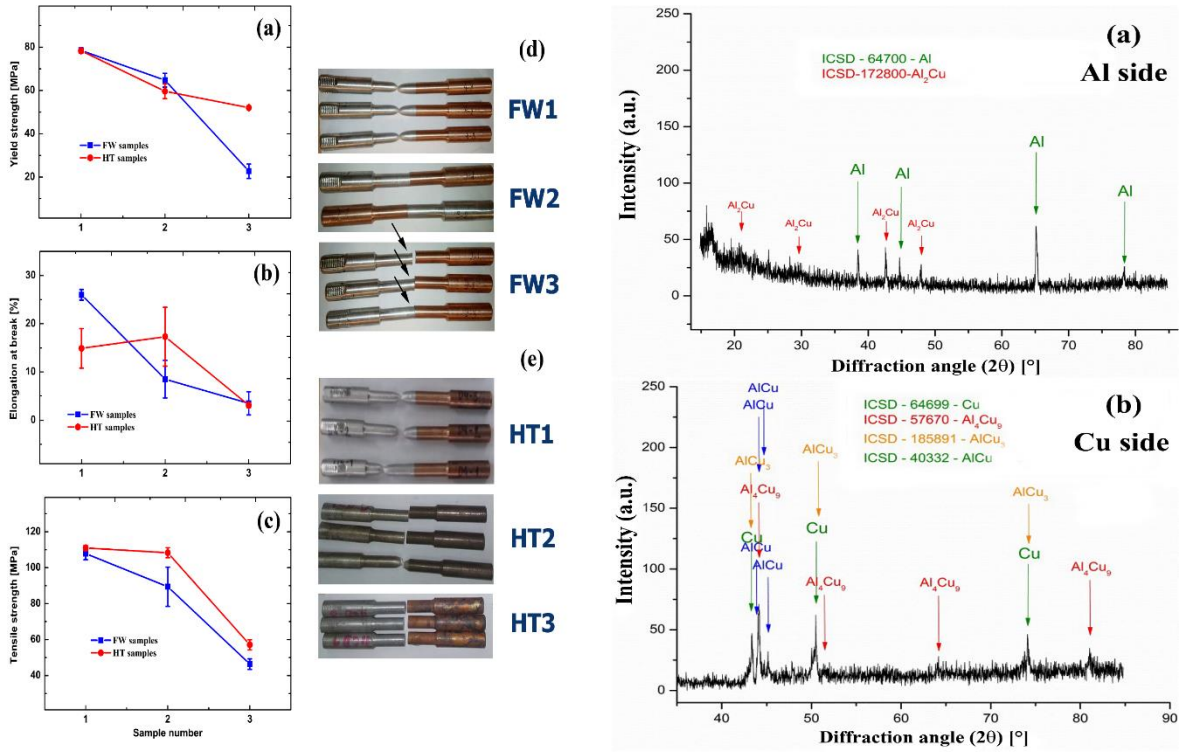


Figure 9. Comparison of dynamically formed (FW samples) and statically developed (HT samples) Al–Cu intermetallic structures and their central/peripheral thickness distributions. Reproduced from Gligorijević et al. [29].

These results do not imply that increasing IMC thickness is beneficial; rather, thickness cannot be interpreted independently of phase composition, formation route, continuity, and fracture path. Three practical regimes emerge. At submicrometer thickness, complete bonding and interface continuity dominate [27,28]. In the approximate 1–10 µm range, phase composition, phase boundaries, radial position, residual stress, and formation history become increasingly important [18,29]. At tens to hundreds of micrometers, the reaction region becomes functionally dominant: ~50 µm layers were associated with increased resistance and defects [30], whereas ~21 and ~107 µm layers showed resistivities of ~45 and ~85 µΩ·cm, respectively, together with severe loss of strength [33].

Comparison with other joining routes supports the same interpretation. Wei et al. [8] reported favorable behavior for a narrow wavy explosion-welded interface, moderate performance for cold-pressure welding despite the absence of a continuous IMC layer, and poor behavior for a defective cast reaction region ~200–250 µm thick. Thus, neither the absence of IMCs nor minimum IMC thickness alone guarantees optimum performance. The preferred condition is a fully bonded interface with controlled phase composition and morphology, limited defects, and sufficient thermal stability to suppress excessive growth during service.



(a) (b)

Figure 10. (a) Mechanical response and (b) phase-sensitive fracture evidence for dynamically welded and statically heat-treated Al/Cu joints: tensile-property comparison and representative XRPD fracture-surface analysis. Adapted from Gligorijević et al. [29].

4. CURRENT LIMITATIONS AND FUTURE PROSPECTS

4.1. Phase-specific, electrical, mechanical, and spatial characterization

Total IMC thickness should not remain the sole interface descriptor. Equation (1) shows that resistance depends on $\boldsymbol{\rho_i} \times \boldsymbol{t_i}$, while phase boundaries may provide fracture paths. Future studies should therefore report phase-specific thickness, phase composition, continuity, maximum local thickness, and radial distribution.

Bulk conductivity should be complemented by interface-focused measurements because submicrometer layers can be masked by much longer Al and Cu sections. Four-point or area-specific resistance measurements and conductive AFM could provide more direct structure–property relationships [30]. Mechanical qualification should likewise include elongation, fracture location, fractography, phase identification, and, where possible, residual stress. Center-to-edge differences [18,26,28,29] should also be considered.

4.2. Manufacturing history, service evolution, and accelerated aging

The as-welded interface is the starting structure rather than the final one. Thermal exposure modifies both IMC composition and morphology and the adjacent Al/Cu microstructure [19,23,26,31,32], while subsequent growth depends partly on the original joining condition.

Service conditions combine current, thermal cycling, mechanical restraint, and environmental exposure, whereas many aging studies consider temperature alone. Because temperature and electrical current can act jointly [19], future accelerated testing should couple electrical and thermal loading and relate structural evolution directly to resistance and mechanical integrity.

4.3. CDFW process monitoring and temperature measurement

Nominal settings do not fully describe the CDFW cycle. Axial force, rotational-speed history, torque, shortening, and temperature should therefore accompany nominal process parameters. Thermal studies [35–42] support such monitoring.

Temperature measurement is particularly challenging because Al has low, surface-dependent emissivity. Oxidation, roughness, coatings, and temperature affect apparent emissivity [43,44]; infrared measurements therefore require appropriate calibration or controlled surface conditions.

The desired framework is: process parameters → thermomechanical history → bonding and material transfer → interface composition and morphology → electrical and mechanical properties → service evolution → lifetime

5. CONCLUSIONS

The increasing use of Al with Cu terminals has increased the need for reliable Al/Cu electrical transitions. Mechanical connectors remain practical, but their long-term performance depends on maintaining stable metallic contact despite oxidation, galvanic corrosion, thermal expansion mismatch, creep, stress relaxation, and fretting. Increased contact resistance intensifies local Joule heating and may accelerate degradation.

CDFW provides an attractive metallurgical alternative because it is rapid, filler-free, and avoids bulk melting. Its heat-input window is limited: insufficient heat input causes incomplete bonding, whereas excessive heat input promotes deformation, thermal softening, material loss, and IMC growth. Optimum conditions therefore require sufficient heat generation and deformation for complete bonding without unnecessary thermomechanical loading.

The transition extends beyond the IMC layer because deformation, hardness changes, and recrystallization also occur in adjacent Al and Cu. Interface morphology may change considerably without measurable IMC growth, confirming that morphology and phase development are related but distinct characteristics.

Optimized short-cycle CDFW can produce complete bonding with an Al_2Cu layer of approximately 0.5 μm while retaining ~42.8–44.4 MS/m conductivity, more than 92% of the theoretical Al/Cu conductivity, approximately 100% tensile-strength efficiency, and about 61% ductility efficiency relative to Al. In contrast, extensive thermal growth markedly deteriorates electrical and mechanical performance.

IMC thickness alone is therefore not a universal criterion of joint quality. Thin Al_2Cu/Al_4Cu_9 structures may fail along unfavorable phase boundaries, whereas selected thicker statically developed multilayers can outperform thinner dynamically formed interfaces. Joint integrity depends on phase-specific thickness, phase composition and sequence, continuity, defects, residual stress, radial heterogeneity, and adjacent microstructure.

Future development should move beyond simple IMC-thickness limits toward phase-specific and spatially resolved interface control. The preferred joint should combine complete and reproducible bonding, controlled interface composition and morphology, low and stable electrical resistance, adequate strength and ductility, and predictable behavior during service.

ACKNOWLEDGMENT

This research was funded by the Ministry of Science, Technological Development and Innovation of the Republic of Serbia (Contracts No. 451-03-33/2026-03/200287 and No. 451-03-34/2026-03/200135), Innovation Fund of the Republic of Serbia (Project ID IF 920: “New forged-quality Al/Cu bimetallic electrical connectors”), and VEMID Ltd., Serbia.

REFERENCES / LITERATURA

[1] Milašinović, V. D.; Radovanović, R. V.; Milašinović, M. D.; Gligorijević, B. R. Effects of Friction-Welding Parameters on the Morphological Properties of an Al/Cu Bimetallic Joint. Materials and Technology 2016, 50, 89–94. DOI: 10.17222/mit.2014.304.

[2] Kah, P.; Vimalraj, C.; Martikainen, J.; Suoranta, R. Factors Influencing Al-Cu Weld Properties by Intermetallic Compound Formation. International Journal of Mechanical and Materials Engineering 2015, 10, 10. DOI: 10.1186/s40712-015-0037-8.

[3] Antler, M. Electrical Effects of Fretting Connector Contact Materials: A Review. Wear 1985, 106, 5–33. DOI: 10.1016/0043-1648(85)90101-2.

[4] Braunovic, M. Degradation of Al-Al and Al-Cu Connections Due to Fretting. Wear 1988, 125, 53–66. DOI: 10.1016/0043-1648(88)90193-7.

[5] Braunovic, M. Effect of Fretting on the Contact Resistance of Copper, Aluminum and Nickel-Coated Aluminum Wire Connections. Wear 1986, 112, 181–197. DOI: 10.1016/0043-1648(86)90239-5.

[6] Frank, R. F.; Morton, C. P. Comparative Corrosion and Current Burst Testing of Copper and Aluminum Electrical Power Connectors. IEEE Transactions on Industry Applications 2007, 43, 462–468. DOI: 10.1109/TIA.2006.889973.

[7] Newbury, D. E.; Greenwald, S. Observations on the Mechanisms of High Resistance Junction Formation in Aluminum Wire Connections. Journal of Research of the National Bureau of Standards 1980, 85, 429–440. DOI: 10.6028/jres.085.024.

[8] Wei, Y.; Li, H.; Sun, F.; Zou, J. The Interfacial Characterization and Performance of Cu/Al-Conductive Heads Processed by Explosion Welding, Cold Pressure Welding, and Solid-Liquid Casting. Metals 2019, 9, 237. DOI: 10.3390/met9020237.

[9] Sahin, M. Joining of Aluminium and Copper Materials with Friction Welding. International Journal of Advanced Manufacturing Technology 2010, 49, 527–534. DOI: 10.1007/s00170-009-2443-7.

[10] Yilbaş, B. S.; Şahin, A. Z.; Kahraman, N.; Al-Garni, A. Z. Friction Welding of St-Al and Al-Cu Materials. Journal of Materials Processing Technology 1995, 49, 431–443. DOI: 10.1016/0924-0136(94)01349-6.

[11] Kimura, M.; Inui, Y.; Kusaka, M.; Kaizu, K.; Fuji, A. Joining Phenomena and Tensile Strength of Friction Welded Joint between Pure Aluminum and Pure Copper. Mechanical Engineering Journal 2015, 2, 14-00328. DOI: 10.1299/mej.14-00328.

[12] Wei, Y.; Li, J.; Xiong, J.; Zhang, F. Investigation of Interdiffusion and Intermetallic Compounds in Al-Cu Joint Produced by Continuous Drive Friction Welding. Engineering Science and Technology, an International Journal 2016, 19, 90–95. DOI: 10.1016/j.jestch.2015.05.009.

[13] Ratković, N. R.; Arsić, D. M.; Lazić, V. N.; Nikolić, R. R.; Hadzima, B.; Palček, P.; Sedmak, A. S. Influence of Friction Welding Parameters on Properties of the Al-Cu Joint. FME Transactions 2017, 45, 165–171. DOI: 10.5937/fmet1701165R.

[14] Hallberg, H.; Wallin, M.; Ristinmaa, M. Modeling of Continuous Dynamic Recrystallization in Commercial-Purity Aluminum. Materials Science and Engineering A 2010, 527, 1126–1134. DOI: 10.1016/j.msea.2009.09.043.

[15] Hallberg, H.; Wallin, M.; Ristinmaa, M. Simulation of Discontinuous Dynamic Recrystallization in Pure Cu Using a Probabilistic Cellular Automaton. Computational Materials Science 2010, 49, 25–34. DOI: 10.1016/j.commatsci.2010.04.012.

[16] Sakai, T.; Belyakov, A.; Kaibyshev, R.; Miura, H.; Jonas, J. J. Dynamic and Post-Dynamic Recrystallization under Hot, Cold and Severe Plastic Deformation Conditions. Progress in Materials Science 2014, 60, 130–207. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2013.09.002.

[17] Huang, K.; Logé, R. E. A Review of Dynamic Recrystallization Phenomena in Metallic Materials. Materials & Design 2016, 111, 548–574. DOI: 10.1016/j.matdes.2016.09.012.
[18] Pan, L.; Li, P.; Hao, X.; Zhou, J.; Dong, H. Inhomogeneity of Microstructure and Mechanical Properties in Radial Direction of Aluminum/Copper Friction Welded Joints. Journal of Materials Processing Technology 2018, 255, 308–318. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2017.12.027.
[19] Braunovic, M.; Alexandrov, N. Intermetallic Compounds at Aluminum-to-Copper Electrical Interfaces: Effect of Temperature and Electric Current. IEEE Transactions on Components, Packaging, and Manufacturing Technology, Part A 1994, 17, 78–85. DOI: 10.1109/95.296372.
[20] Ay, İ.; Çelik, S.; Çelik, İ. Comparison of Properties of Friction and Diffusion Welded Joints Made Between the Pure Aluminium and Copper Bars. BAÜ Fen Bilimleri Enstitüsü Dergisi 1999, 1(2), 88–102.
[21] Satish, R.; Seshagiri Rao, V.; Ananthapadmanaban, D.; Ravi, B. Tensile Strength and Hardness Correlations with Microscopy in Friction Welded Aluminium to Copper. Journal of the Institution of Engineers (India): Series C 2016, 97, 121–126.
[22] Pratyusha, M.; Venkata Ramana, P.; Prasanthi, G. Evaluation of Tensile Strength of Dissimilar Metal Pure Aluminium and Pure Copper Friction Welds. Materials Today: Proceedings 2021, 38, 2271–2274. DOI: 10.1016/j.matpr.2020.06.385.
[23] Cheepu, M.; Susila, P. Growth Rate of Intermetallics in Aluminum to Copper Dissimilar Welding. Transactions of the Indian Institute of Metals 2020, 73, 1509–1514. DOI: 10.1007/s12666-020-01905-z.
[24] Pratyusha, M.; Venkata Ramana, P.; Prasanthi, G. Deformation Rate and Weld Time Influence on Optimized Dissimilar Metal Friction Welds of Pure Aluminium and Pure Copper. Specialusis Ugdymas / Special Education 2022, 1(43), 7859–7869.
[25] Zhu, X.; Fan, Y.; Xie, L.; Xiao, X.; Wang, P.; Yang, S.; Jiang, C. Effect of Rotation Speed on Microstructure and Mechanical Properties of Continuous Drive Friction Welded Dissimilar Joints of 6061-T6 Al and Copper. Metals 2022, 12, 1173. DOI: 10.3390/met12071173.
[26] Milašinović, V. D.; Raić, K. T.; Radović, N. A.; Radovanović, R. V.; Alil, A. B.; Gligorijević, B. R. Longer-Term and Lower Temperature Annealing of As- and Post-Weld Heat Treated Al/Cu Bimetal Joints. In Proceedings of the 9th International Conference of Young Scientists on Welding and Related Technologies; Kyiv, Ukraine, 2017; pp 292–297.
[27] Milašinović, V.; Voinarovych, S.; Raić, K.; Krasnowski, K.; Alil, A.; Radović, N.; Gligorijević, B. Influence of the Initial Length of the Cu Bars on the Structure and Micro-Hardness of Friction-Welded and Open-Die Forged Al/Cu Bimetallic Joints. In Proceedings of the 31st International Congress on Process Industry—Processing ’18; Bajina Bašta, Serbia, 2018.
[28] Milašinović, V.; Alil, A.; Milašinović, M.; Vencl, A.; Hatala, M.; Dikić, S.; Gligorijević, B. Continuous Drive Friction Welded Al/Cu Joints Produced Using Short Welding Time, Elevated Rotational Speed, and High Welding Pressures. Materials 2024, 17, 3284. DOI: 10.3390/ma17133284.
[29] Gligorijević, B.; Milašinović, V.; Radovanović, R.; Dikić, S.; Jovanović, M. Forensic Engineering Case Study of Al/Cu Bimetallic Joints Produced by Continuous-Drive Friction Welding with and without Post-Weld Heat Treatment. In Proceedings of the 13th International Conference on Electrical, Electronics and Computer Engineering; Silver Lake, Serbia, 2026.
[30] Wang, X.-G.; Yuan, X.-D.; Li, J.-N.; Li, X.-G. Influence of Interfacial Inter-Metallic Compounds on the Electrical Characterization of Cu/Al Joints Produced by Flash Welding and Diffusion Brazing. Materials Research 2020, 23, e20200325. DOI: 10.1590/1980-5373-MR-2020-0325.

[31] Muralimohan, C. H.; Haribabu, S.; Reddy, Y. H.; Muthupandi, V.; Sivaprasad, K. Evaluation of Microstructures and Mechanical Properties of Dissimilar Materials by Friction Welding. Procedia Materials Science 2014, 5, 1107–1113. DOI: 10.1016/j.mspro.2014.07.404.
[32] Abbasi, M.; Karimi Taheri, A.; Salehi, M. T. Growth Rate of Intermetallic Compounds in Al/Cu Bimetal Produced by Cold Roll Welding Process. Journal of Alloys and Compounds 2001, 319, 233–241. DOI: 10.1016/S0925-8388(01)00872-6.
[33] Lee, W.-B.; Bang, K.-S.; Jung, S.-B. Effects of Intermetallic Compound on the Electrical and Mechanical Properties of Friction Welded Cu/Al Bimetallic Joints during Annealing. Journal of Alloys and Compounds 2005, 390, 212–219. DOI: 10.1016/j.jallcom.2004.07.057.
[34] Xue, P.; Xiao, B. L.; Ma, Z. Y. Effect of Interfacial Microstructure Evolution on Mechanical Properties and Fracture Behavior of Friction Stir-Welded Al-Cu Joints. Metallurgical and Materials Transactions A 2015, 46, 3091–3103. DOI: 10.1007/s11661-015-2909-1.
[35] Bouarroudj, E.-O.; Chikh, S.; Abdi, S.; Miroud, D. Thermal Analysis during a Rotational Friction Welding. Applied Thermal Engineering 2017, 110, 1543–1553. DOI: 10.1016/j.applthermaleng.2016.09.067.
[36] Alves, E. P.; Toledo, R. C.; Piorino Neto, F.; Botter, F. G.; An, C. Y. Experimental Thermal Analysis in Rotary Friction Welding of Dissimilar Materials. Journal of Aerospace Technology and Management 2019, 11, e4019. DOI: 10.5028/jatm.v11.1068.
[37] Wibowo, A. G. W.; Ismail, R.; Jamari, J. Microstructure Analysis in Friction Welding of Copper and Aluminum. AIP Conference Proceedings 2016, 1725, 020095. DOI: 10.1063/1.4945549.
[38] Ratković, N.; Jovanović, M.; Lazić, V.; Nikolić, R.; Krstić, B.; Sedmak, A. Quality Analysis of Al-Cu Joint Realized by Friction Welding. Technical Gazette 2009, 16(3), 3–7.
[39] Chapke, Y.; Kamble, D.; Shaikh, S. M. S. Friction Welding of Aluminium Alloy 6063 with Copper. E3S Web of Conferences 2020, 170, 02004.
[40] Jeslin, B.; Deepak Kumar, M.; Venkatakrishnan, P. G. Parameter Optimization on Friction Welding of Aluminium Alloy 6082T6 & Copper. International Journal of Innovative Research in Technology 2015, 1, 1547–1551.
[41] Pawlicki, M.; et al. Cold Upset Forging Joining of Ultra-Fine-Grained Aluminium and Copper. Journal of Materials Processing Technology 2015, 223, 193–202.
[42] Ghias, S. A.; Ramnath, B. V.; Elanchezhian, C.; Siddhartha, D.; Ramanan, N. Analysis of the Friction Welding Mechanism of Low Carbon Steel–Stainless Steel and Aluminium–Copper. Materials Today: Proceedings 2019, 16, 766–775.
[43] Lanc, Z.; Zeljković, M.; Štrbac, B.; Živković, A.; Drstvenšek, I.; Hadžistević, M. Determination of the Emissivity of Aluminum Alloy AW 6082 Using Infrared Thermography. Journal of Production Engineering 2015, 18, 23–26.
[44] Zhang, K.; Yu, K.; Liu, Y.; Zhao, Y. Effect of Surface Oxidation on Emissivity Properties of Pure Aluminum in the Near Infrared Region. Materials Research Express 2017, 4, 086501. DOI: 10.1088/2053-1591/aa7fc9.

Broj rada: 5.2
DOI: 10.65156/wws.sjdp.si.024

UTICAJ SNAGE IZVORA TOPLOTE I BRZINE ZAVARIVANJA NA ZATEZNU CVRSTOCU HIBRIDNIH ZAVARENIH SPOJEVA

INFLUENCE OF HEAT SOURCE POWER AND WELDING SPEED ON THE TENSILE STRENGTH OF HYBRID WELDS

Martin Petreski[1] 0000-0001-6308-3366, Dobre Runchev[1] 0000-0001-7657-1799, Gligorche Vrtanoski[1] 0009-0000-1318-015X, Aleksandra Krstevska[1] 0000-0002-5596-6596

[1]University „Ss. Cyril and Methodius“, Faculty of Mechanical Engineering, Rugjer Boshkovikj 18, 1000 Skopje, R. Macedonia

E-mail: martin.petreski@mf.edu.mk, dobre.runchev@mf.edu.mk, gligorche.vrtanoski@mf.edu.mk, aleksandra.krstevska@mf.edu.mk

Rezime:
Hibridni postupci lasersko-elektrolučnog zavarivanja široko se primenjuju za ostvarivanje visokokvalitetnih zavarenih spojeva kombinovanjem dva izvora toplote, čime se omogućavaju veća dubina penetracije i poboljšana mehanička svojstva spojeva. U ovom radu ispitan je uticaj snage laserskog snopa u opsegu od 11,5 do 13 (kW), brzine zavarivanja od 1,8 do 2,2 (m/min) i struje zavarivanja od 303 do 329 (A) na zateznu čvrstoću hibridnih lasersko-elektrolučnih zavarenih spojeva na konstrukcionom čeliku S355J2 debljine 12 (mm). Primenjen je multifaktorski eksperimentalni pristup radi analize pojedinačnih i interakcionih uticaja procesnih parametara. Dobijeni matematički modeli pokazuju da sva tri procesna parametra imaju statistički značajan uticaj na zateznu čvrstoću hibridnih zavarenih spojeva. Snaga laserskog snopa i struja zavarivanja pozitivno utiču na zateznu čvrstoću, dok brzina zavarivanja ispoljava negativan uticaj. Međutim, negativan efekat brzine zavarivanja može biti ublažen njenom pozitivnom interakcijom sa strujom zavarivanja, što dovodi do poboljšanja ukupnih performansi zavarenog spoja.

Ključne reči: hibridni zavareni spoj, zatezna čvrstoca, snaga laserskog snopa, struje zavarivanja

Abstract:
Hybrid welding processes are widely used to achieve high-quality joints by combining multiple heat sources, enabling deeper penetration and improved mechanical characteristics. This study investigates the influence of laser beam power 11.5–13 (kW), welding speed 1.8–2.2 (m/min), and welding current 303–329 (A) on the tensile strength of hybrid laser–arc welds on structural steel S355J2 with thickness of 12 (mm). A multi-factor experimental approach was applied. The mathematical models show that all three process parameters significantly influence the tensile strength of hybrid welds. Laser beam power and welding current have a positive effect, whereas welding speed exhibits a negative influence. However, the negative effect of welding speed can be mitigated through its positive interaction with welding current, leading to improved overall weld performance.

Key words: hybrid weld, tensile strength, laser power, welding current

1. INTRODUCTION

Hybrid Laser Arc Welding (HLAW) is an advanced welding process that combines the advantages of Laser Beam Welding (LBW) and semi-automatic welding processes such as Gas Metal Arc Welding (GMAW) or Flux-Cored Arc Welding (FCAW) in a single process. The simultaneous application of two heat sources enables high welding speeds, increased penetration depth, reduced heat input compared with conventional arc welding, and improved process productivity. Owing to these characteristics, HLAW has attracted considerable interest for welding of structural steels where high-quality welded joints, increased productivity, and reduced thermal distortion are required [1].

Despite its numerous advantages, the application of HLAW is associated with relatively high process complexity due to the combination of two heat sources and the large number of welding parameters that must be properly selected and controlled to achieve a stable welding process and acceptable weld quality [2]. The values of the parameters that are ideal for each process separately are not optimal for successful welding with HLAW. Previous research has demonstrated that HLAW parameters are not specified enough to replicate the conditions for a particular operation. Mainly, the weld quality and its geometry strongly depend on the ratio between the laser power and arc power [3]. The appropriate selection of this ratio is essential for achieving a stable weld pool and the required weld quality, which can be evaluated in terms of mechanical characteristics, microstructure, and weld bead geometry [4].

However, an inappropriate combination of laser and arc energy can result in significant weld imperfections. Among the most relevant defects associated with HLAW are humping and insufficient penetration, both of which can adversely affect the mechanical characteristics and fatigue life of the hybrid weld. The amount of heat input is the main factor directly related to these imperfections [5].

The influence of individual welding parameters on HLAW has been investigated in numerous studies. However, the simultaneous influence and interaction of several welding parameters remain an important research topic. In particular, the effects of laser beam power, welding speed, and welding current cannot always be evaluated independently because changes in one parameter modify the thermal conditions under which the other parameters act [6]. Therefore, a multi-factor experimental approach is required to identify the relative importance of the individual parameters and their interactions and how they influence on the weld mechanical characteristics.

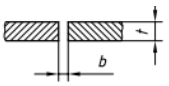
Accordingly, this study investigates the influence of the three main parameters – laser beam power, welding speed and welding current on the tensile strength of single-pass hybrid laser arc welds on structural steel with thickness of 12 (mm). Their influence are investigated using the multi-factor experimental design, in which the laser beam power is varied in the range of 11.5–13 (kW), the welding speed from 1.8–2.2 (m/min), and the welding current from 303–329 (A). Particular attention is given not only to the individual effects of the selected parameters but also to their mutual interactions.

2. MATERIALS AND METHODS

The welding experiments of the present study were conducted on 12 (mm) thick plates of structural steel in quality S355J2. The pieces were cut to dimensions 150 x 400 (mm) before welding preparation. The welds were produced in an I-joint configuration with zero root gap, with the joint edges prepared by milling, table 1. The welding wire used for HLAW was a solid wire G3Nil according to EN ISO 14341-A: G 42 3 M21 3Si1 with a diameter of 1.2 (mm). As a shielding gas is used a mixture of argon with 18% CO2 - CORGON 18 according to EN ISO14175: M21 ArC 18 with a flow rate of 25 (l/min). The base material

has a carbon equivalent value of max. 0.39 (CEIw for low alloy steels, CEIIW = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Cu + Ni)/15).

Table 1. Preparation of joint edges in accordance with EN ISO 9692-1

Material	Thickness - t (mm)	Symbol ISO 2553	Drawings	Dimensions			Welding process ISO 4063	Weld illustration
				Angle	Width - b (mm)	Heigth - c (mm)		
S355J2+N	≤ 15	II		/	1 ≤ b	/	522	

A welding machine, Qineo Pulse 600 of Cloos, with a maximum current of 600 (A) was applied as a power source for the arc. GMAW was performed with a direct current of positive polarity (DC+). A high – power fiber laser IPG YLR-20000 of IPG was used in the experiments with the following parameters: an optical fiber with a 200 (mm), beam parameter product of 11 (mm×mrad), and 1070-nm wavelength. A laser processing head, BIMO HP, with a focal length of 350 (mm) providing a spot focus diameter (df) of 0.56 (mm) was used.

The laser optics and GMAW torch were mounted on the robot arm with an included angle of 25°, while the robot position remained unchanged throughout the welding process. Prior to welding, the plate edges were cleaned with acetone to remove grease and other contaminants. Tack welds were applied at both the beginning and the end of the plates to ensure the zero -gap of I-joint configuration. All experiments were performed using an arc-leading orientation, with a distance of 3 (mm) between the laser beam and the arc heat sources. The laser beam was focused at a position of −3 (mm) relative to the workpiece surface, while the wire stick-out was maintained at 15 (mm).



Figure 1. Positioning of the electrode wire and laser beam

The experiment was conducted to investigate the influence of three main welding parameters on the tensile strength of the hybrid weld. Therefore, a multifactor experimental approach was employed, and nine hybrid welds were welded according to the experimental matrix of the orthogonal method using a 2^3 design. This design involved varying the three independent variables at two levels, corresponding to their minimum and maximum values, with an additional central point included in the experimental design as a control point.

Accordingly, this study investigates the influence of the three main parameters – laser beam power, welding speed and welding current on the tensile strength of single-pass hybrid laser arc welds on structural steel with thickness of 12 (mm). The laser beam power is varied

in the range of 11.5–13 (kW), the welding speed from 1.8–2.2 (m/min), and the welding current from 303–329 (A).

The values of the independent variables and their ranges of variation within the experiment were determined based on the previous research. For a more convenient representation of the experimental conditions and processing of the experimental results, the variables were coded as follows:

1. X_1 - laser beam power, P_L(kW): 11.5 – 13 (kW);
2. X_2 - welding speed, V_z (m/min): 1.8 – 2.2 (m/min);
3. X_3 - welding current, I_z (A): 303 – 329 (A).

To determine the tensile strength of the hybrid welds, three test specimens were prepared from each hybrid weld at three different locations to perform three tests and obtain more accurate results. Based on previous research, the tensile strength of the hybrid weld exceeds that of the base material. Therefore, non-standard tensile test specimens were prepared with the weld face and root ground flush and with a square notch in the weld from both sides, figure 2 [7].

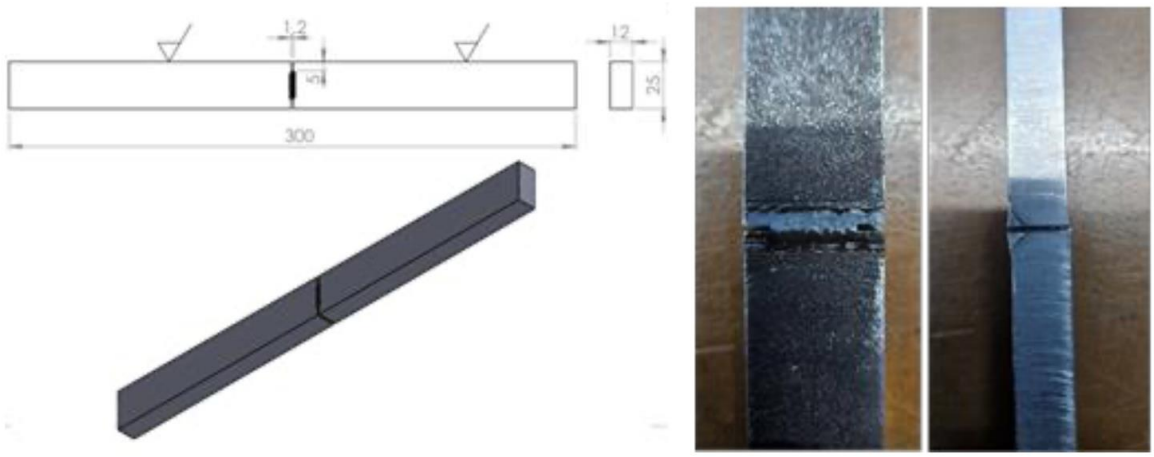


Figure 2. Non-standard specimen for tensile strength testing of the hybrid weld

3. RESULTS AND MATEMATICAL ANALYSIS OF THE EXPERIMENT

In Table 2 presents the experimental matrix for the 2^3 design, involving the variation of three independent variables at two levels, the minimum level (−1) and the maximum level (+1), together with the central point of the experimental design.

Table 2. Preparation of joint edges in accordance with EN ISO 969

Experiment number	Encoded values			Values of independet variables			Dependent variable
	X1	X2	X3	P_L (kW)	Vz (m/min)	Iz(A)	
1	-1	-1	-1	11.5	1.8	303	Y_1
2	1	-1	-1	13	1.8	303	Y_2
3	-1	1	-1	11.5	2.2	303	Y_3
4	1	1	-1	13	2.2	303	Y_4
5	-1	-1	1	11.5	1.8	329	Y_5
6	1	-1	1	13	1.8	329	Y_6
7	-1	1	1	11.5	2.2	329	Y_7
8	1	1	1	13	2.2	329	Y_8
9	0	0	0	12.2	2	316	Y_9

The output sizes represent the function of the response, also called the regression equation: $Y = f(X_1, X_2, X_3)$.

The adequacy of the model is verified by experimental results using the Fisher criterion at the confidence level of 95% and with 16 degrees of freedom [$N(n-1)=2^3(3-1)=16$]. A three factor experiment uses a regression model of the following form for the analysis of the mutual effect of individual factors:

$$Y = b0 + b1X1 + b2X2 + b3X3 + b12X1X2 + b13X1X3 + b23X2X3 + b123X1X2X3$$

After verifying the regression coefficients and the adequacy of the model, the significance of the coefficients of the regression model is determined using Student's t-test[8].

Table 3. Measured values for the experiment

Experiment number	Measured values for tensile strength (N/mm2)			Sum of values	Arithmetic mean	Variance of the results
1	688	679	675	2042	680.67	44.33
2	740	699	705	2144	714.67	490.33
3	574	610	614	1798	599.33	485.33
4	628	637	650	1915	638.33	122.33
5	706	719	732	2157	719	169
6	736	730	744	2210	736.67	49.33
7	676	671	661	2008	669.33	58.33
8	700	703	723	2126	708.67	156.33

The values of the regression model coefficients are:
b_0=683.3337, b_1=16.2512, b_2=-29.4187, b_3=25.0837, b_{12}=3.3337, b_{13}=-1.9988, b_{23}=10.0013, b_{123}=2.0837

According to Pantelic [9], for the Student's t-test at a 95% confidence level and 16 degrees of freedom we have 1.75, while the critical value of the coefficient (B_{kr}) is: 3.54450.

Based on the above, the applicable regression equation has the following form:

$$F_{cr} = 683.334 + 16.25X1 - 29.419X2 + 25.084X3 + 10.001X2X3$$

The calculated values of the tensile strength Rm for each experimental point are obtained by substituting the corresponding values of X1, X2, and X3 into the established regression model, as shown in Table 4.

Table 4. Model - calculated values of the tensile strength Rm

Experiment number	Measured values for tensile strength (N/mm2)			Model-calculated values (N/mm2)	Deviations (%)		
1	688	679	675	681.418	0.97	-0.35	-0.94
2	740	699	705	713.921	3.65	-2.09	-1.25
3	574	610	614	602.578	-4.74	1.23	1.90
4	628	637	650	635.081	-1.11	0.30	2.35
5	706	719	732	711.583	-0.78	1.04	2.87
6	736	730	744	744.085	-1.09	-1.89	-0.01
7	676	671	661	672.748	0.48	-0.26	-1.75
8	700	703	723	705.251	-0.74	-0.32	2.52

After checking the significance of the regression coefficients and the adequacy of the model, it can be concluded that the model is adequate, although not all of the coefficients are statistically significant. Transforming back to the natural coordinates, a decoded regression equation is obtained, which can be used to determine the influence of the independent variables on the tensile strength of the hybrid weld:

$$Rm = 2533.44 + 21.6683\ P_L - 1362.6360\ V_z - 5.7638\ I_z + 3.8467\ V_z\ I_z$$

4. CONCLUSIONS

Based on the experimental reserach and analysis of the obtained results, the following conclusions can be drawn regarding the influence of laser beam power, welding speed and welding current on the tensile strength of hybrid laser–arc welded joints of S355J2 structural steel:

1. The developed regression model was found to be adequate for describing the relationship between the process parameters and the tensile strength of the hybrid weld.
2. The laser beam power has a moderate positive effect, indicating that an increase in its value leads to an increase in the dependent variable, i.e., an increase in the tensile strength.
3. The welding speed has the strongest effect, which is negative, meaning that an increase in welding speed results in a decrease in tensile strength, assuming that the other independent variables remain constant.
4. The welding current has a positive effect on the dependent variable and represents the second most influential factor.
5. The interaction effect between welding speed and welding current is positive and statistically significant, indicating that the effect of welding speed is not constant but depends on the welding current.
6. Based on the regression model, to achieve high tensile strength values, it is recommended that the laser beam power and welding current be maintained at their highest levels, while the welding speed should be maintained at its lowest level.

REFERENCES

[1] Petreski M., Runchev D., Vrtanoski G.: Hybrid laser arc welding – State of the art in technology. Welding and welded structures, 66(3), (2021), pp.115-124.

[2] Farhang F., Drevet M., Chehreh S.: Single-pass hybrid laser welding of 25 mm thick steel. Physics Procedia, 89, (2017), 49–57.

[3] Petreski M., Runchev D., Vrtanoski G., Zdraveski F., Stankoski M.: Effect of laser beam and arc power on weld bead geometry in hybrid laser arc welding of structural steel. Welding and welded structures, 69(4), (2024), pp.157-163.

[4] Gook S., Biegler, M., Gumenyuk, A., and Rethmeier M.: Integration of hybrid Laser-Arc and narrow gap submerged arc welding for cost-effective joining of 80 mm thick S355ML steel plates, Optics and Laser Technology 197, (2026), 114796

[5] Liu T., et al.: Microstructure and mechanical properties of laser-arc hybrid welding joint of GH909 alloy. Optics & Laser Tec., 80, (2016), 56–66.

[6] Wallerstein, D., Vaamonde, E., Prada, A., Torres, E.A., Urtiga Filho, S.L., and Santos, T.F.A: Influence of welding gases and filler metals on hybrid laser - GMAW and Laser-FCAW welds. Mechanical Engineering Science, (2020), pp.3-14.

[7] International Organization for Standardization: ISO 9017:2017 Destructive tests on welds in metallic materials — Fracture test, (2017)

[8] Dobraš D.: The influence of the tranverse inclination of the MAG welding torch on the geometry of the root seam, 64(3), (2019), pp.101-112.

[9] Pantelic I.: Uvod u teoriju inzenjerskog eksperimenta Radnicki Univerzitet “Radivoj Cirpanov”, (1976), Novi Sad.

Broj rada: 5.3
DOI: 10.65156/wws.sjdp.si.025

TEHNOLOGIJA ZAVARIVANJA NOSEĆE ČELIČNE KONSTRUKCIJE NA PROJEKTU „NACIONALNI STADION“ BEOGRAD

WELDING TECHNOLOGY OF LOAD-BEARING STEEL STRUCTURE ON THE “NATIONAL STADIUM” PROJECT, BELGRADE

Dimitrije Maljević[1], dipl.ing., IWE, IWI-C, Liu Zengjun[2], dipl.ing., Jovica Stevanović[3], dipl.ing., IWE, IWI-C

[1]CSCEC Steel, Kumanovska 32, 11000 Beograd, [2] CSCEC Steel, Kumanovska 32, 11000 Beograd, [3] Project Biro Utiber doo, Temerinska 76, 21000 Novi Sad, Srbija

dimitrije.maljevic.pr@outlook.com; liuzengjun@csceсsteel.com; j.stevanovic@utiber.rs

Rezime: Za potrebe izgradnje Nacionalnog Stadiona u Surčinu, u prvoj fazi izvođenja radova, izvršeno je ukrupnjavanje i konačna montaža noseće čelične konstrukcije – fasadnih stubova. Konstrukcija fasadnih stubova služi za oslanjanje krovne konstrukcije, čija se montaža vrši u drugoj fazi radova. Prema Projektu, konstrukcija se izvodi u klasi EXC4, prema EN ISO 1090-2:2024.
Fasadna konstrukcija je prostorna čelična konstrukciju, sastavljena od glavnih vertikalnih i koso postavljenih čeličnih cevi dimenzija Ø762x20, Ø914x20 i Ø914x30 mm, koje su međusobno spojene sekundardnim čeličnim kutijastim profilima dimenzija 550x340x15x20 mm.
Ovim radom dat je prikaz tehnologije zavarivanja primenjene tokom izvođenja radova na montaži.

Ključne reči: Nacionalni Stadion, tehnologija zavarivanja, montaža čelične konstrukcije, postupak zavarivanja 136, čelik S355J2

***Abstract*:** For the purpose of building the National Stadium in Surčin, in the first phase of the works, consolidation and final assembly of the supporting steel structure - facade columns - was carried out. The construction of the facade columns serves to support the roof structure, the assembly of which is carried out in the second phase of the works. According to the Project, the construction is performed in class EXC4, according to EN ISO 1090-2:2024.
The facade construction is a three-dimensional steel construction, composed of main vertical and obliquely placed steel pipes with dimensions Ø762x20, Ø914x20 and Ø914x30 mm, which are interconnected by secondary steel box profiles with dimensions 550x340x15x20 mm.
This paper presents the welding technology applied during assembly work.

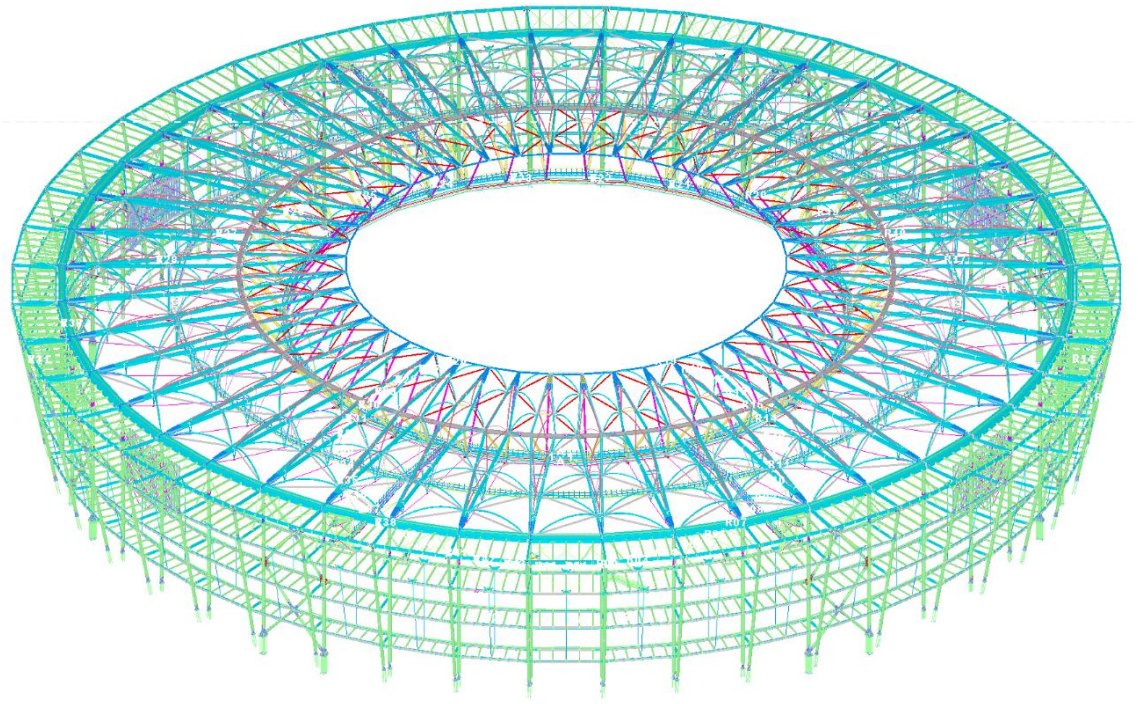
Keywords: National Stadium, welding technology, assembly of steel structure, procedure 136, steel S355J2

1. UVOD

Izgradnja velikih sportskih objekata najčešće zahteva montažu prostornih čeličnih konstrukcija velikih raspona i visina, kod kojih se zbog gabarita i mase, transport i montaža, po pravilu odvijaju u više faza, uz ukrupnjavanje elemenata neposredno na gradilištu. Celokupna montaža čelične konstrukcije na projektu „Nacionalni Fudbalski Stadion“ podeljena je u dve faze: u prvoj fazi je zavarena i montirana prostorna noseća čelična konstrukcija fasadnih stubova, koju čine čelične cevi dimenzija Ø762x20, Ø914x20 i Ø914x30, dok je u drugoj fazi predviđena montaža čelične konstrukcije krova. 3d model „Nacionalnog Fudbalskog Stadiona“ prikazan je na slici 1.

Fasadni stubovi Nacionalnog Stadiona u Surčinu predstavljaju noseću prostornu konstrukciju sastavljenu od glavnih (oslonačkih) i sekundarnih kutijastih elemenata, koja u drugoj fazi izvođenja preuzima opterećenje krovne konstrukcije. Zbog transportnih ograničenja, glavne (noseće) cevi su iz fabrike izvođača radova, kineske kompanije „CSCEC Steel“ isporučene kao podsklopovi, sačinjeni od dva elementa, čije je spajanje u montažnu celinu, sučeonim zavarivanjem, izvedeno na gradilištu. Sekundarni elementi su na gradilište isporučeni kao gotovi elementi i sa glavnim cevima su spojeni zavrtanjskim vezama. Ukupan broj montažnih sklopova glavnih cevi, formiranih zavarivanjem na gradilištu, iznosi 44 komada.

Cilj rada je da se, na primeru ukrupnjavanja i montaže noseće čelične konstrukcije Nacionalnog Stadiona u Surčinu, prikaže primenjena tehnologija zavarivanja, organizacija izvođenja radova i sprovedena kontrola kvaliteta. Rad treba da posluži kao praktičan prikaz rešenja i iskustava primenjivih u sličnim projektima montažnog zavarivanja velikih cevastih čeličnih konstrukcija.



Slika 1: 3d model čelične konstrukcije Nacionalnog Stadiona

Kvalitet osnovnog materijala

Za izradu čelične konstrukcije projektom je određen čelik prema standardu EN ISO 10210-1:2008 [1], čije su hemijske i mehaničke karakteristike prikazane u tabelama 1 i 2.

Tabela 1: Hemijski sastav osnovnog materijala prema EN ISO 10210-1:2008

Red. br.	Oznaka po EN ISO 10210-1	C max. [%]	Mn max. [%]	Si max. [%]	P max. [%]	S max. [%]	CEV max. [%]
1.	S355J2H	0,22	1,60	0,55	0,030	0,030	0,47

Tabela 2: Mehaničke karakteristike osnovnog materijala prema EN ISO 10210-1:2008

Red. br.	Oznaka po EN ISO 10210-1	Gornji napon tečenja R_{EH} [N/mm^2]	Zatezna čvrstoća R_m [N/mm^2]	Izduženje A_5 min %	Žilavost KV [J]
1.	S355J2H	345	470÷630	22	27 (-20°C)

Čelik određen projektom za ugradnju u konstrukciju fasade pripada grupi nelegiranih konstruktivnih čelika, tj. grupi 1.2, prema EN ISO 15608:2025 [2]. Najveća vrednost ugljeničnog ekvivalenta (CEV), zasnovana na analizi šarže, prikazana je u tabeli 1, prema EN ISO 10210-1:2008 [1]. Na osnovu preporuka iz standarda EN ISO 1011-1:2012 [3] i EN ISO 1011-2:2007 [4] i s obzirom na projektovanu klasu kvaliteta izvođenja konstrukcije EXC4, za sučeono zavarene spojeve cevi, potrebno je predgrevanje pre izvođenja zavarivanja, kao i održavanje temperature do završetka zavarivanja.

Na osnovu podataka o hemijskim i mehaničkim karakteristikama osnovnog materijala, dimenzijama i vrsti žlebova, kao i položaju zavarivanja, korišćen je postupak zavarivanja oznake 136, prema EN ISO 4063:2023 [5]: 136 – elektrolučno zavarivanje punjenom žicom u zaštiti aktivnog gasa.

Kvalitet dodatnog materijala

Za postupak zavarivanja 136, prema EN ISO 17632-A:2017 [6], odabrana je punjena žica oznake: **T 42 2 P C 2 H10.** Zavarivanje se vrši u zaštiti aktivnog gasa CO_2, klasifikacija prema EN ISO 14175:2009 [7]. Pri zavarivanju u zaštiti gasa CO_2 izabrane žičane elektrode daju metal šava čije su karakteristike navedene u tabeli 3 i tabeli 4.

Tabela 3: Hemijski sastav čistog metala šava

Žičana elektroda	C [%]	Si [%]	Mn [%]	P [%]	S [%]	Cr [%]	Ni [%]
T 42 2 P C 2 H10	0,053	0,32	1,31	0,0099	0,0074	0,066	0,012

Tabela 4: Mehaničke karakteristike čistog metala šava

Žičana elektroda	Gornji napon tečenja R_{EH} [N/mm^2]	Zatezna čvrstoća R_m [N/mm^2]	Izduženje A_5 [%]	Žilavost KV [J]
T 42 2 P C 2 H10	≥ 420	500-640	≥ 20	≥ 47 (-20°C)

Komercijalna oznaka navedene žičane elektrode glasi: THY-51B, proizvođača Tianjin Bridge Welding Materials Group Co. Ltd.

Priprema žlebova za zavarivanje

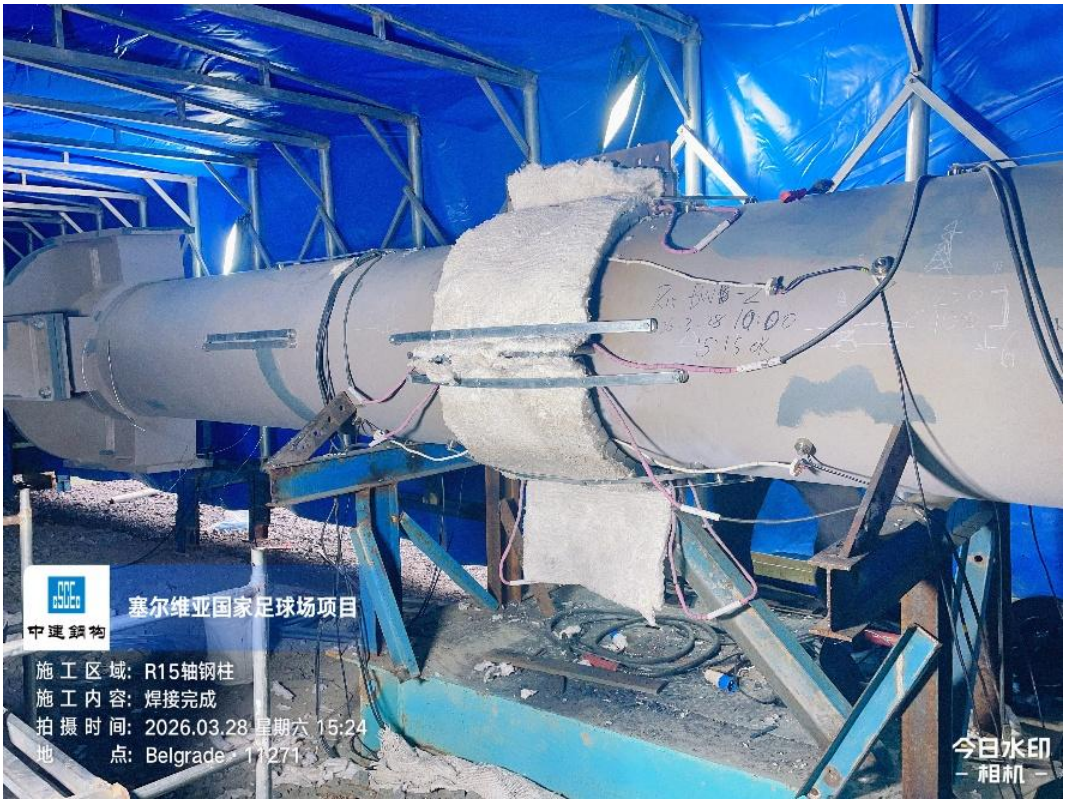
Stranice žlebova za zavarivanje su pripremljene u fabrici čelične konstrukcije u Kini, kompanije „CSCEC Steel“. Oblici i dimenzije tako dobijenih žlebova su prikazani u tehnološkim listama i u skladu su sa standardom EN ISO 9692-1:2014 [8].

Za sve spojeve, pre početka zavarivanja, proverava se da li je geometrija spoja pripremljena u skladu sa WPS listom. Za spojeve sa potkorenom trakom, potrebno je da potkorena traka koja ostaje u sastavu žleba bude kontinualna, bez prekida. Potkorena traka se postavlja uz osnovni materijal na takav način da ne postoje bilo kakvi zazori, kao što je prikazano u WPS-u**.**

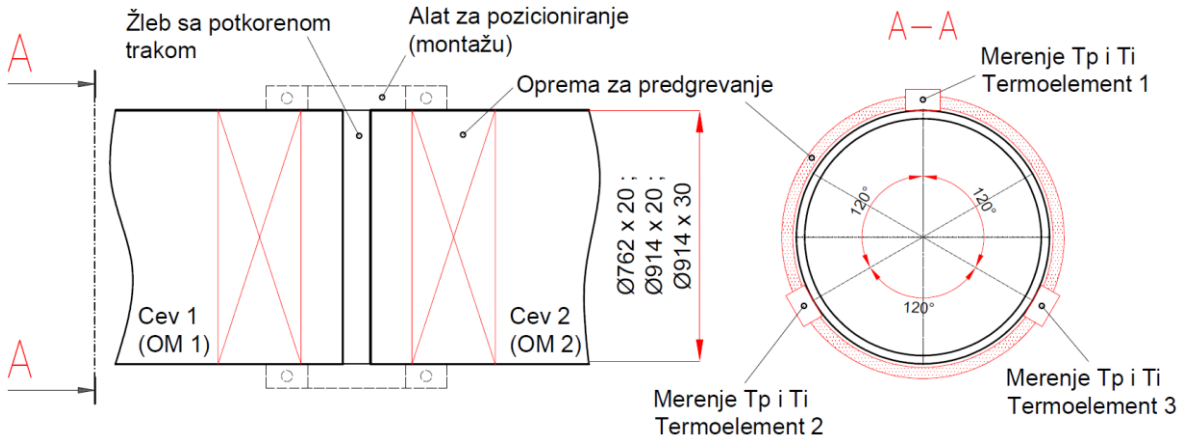
Izvođenje pregrevanja

Predgrevanje elemenata vršeno je električnim grejačima, uz kontrolu temperature predgrevanja i izradom zapisa. Temperatura predgrevanja je održavana tokom procesa zavarivanja. Izvođenje i kontrolisanje celokupnog procesa, vršeno je u skladu sa EN ISO 13916:2025 [9].

Oprema za izvođenje procesa i šematski prikaz rasporeda termoelemenata prikazani su na slici 2 i slici 3.



Slika 2: Oprema za mašinsko predgrevanje



Slika 3: Šematski prikaz opreme za mašinsko predgrevanje sa rasporedom termoelemenata

Parametri zavarivanja

U tehnološke liste uneta je priprema žlebova prema EN ISO 9692-1:2014 [8], kao i svi potrebni podaci za izvođenje konkretnog zavarenog spoja, u koje spadaju: broj prolaza [1–n], prečnik dodatnog materijala [mm], protok zaštitnog gasa [l/min], jačina struje zavarivanja [A], napon [V], vrsta struje [polaritet DC ±], brzina zavarivanja [cm/min] i uneta toplota [kJ/cm]. WPS lista prema kojoj je zavarivanje izvedeno je data u nastavku, na slici 4.

Način i redosled izvođenja zavarivanja

Zavarivanje ove konstrukcije zasniva se na odredbama normi standarda EN ISO 1090-2:2024 [10] i svih drugih standarda koji se odnose na zavarivanje čeličnih konstrukcija, i pripada klasi izvođenja EXC4.

Formiranje montažne celine glavnih nosećih cevi obavljano je kroz sledeće faze: (1) postavljanje dva podsklopa na prethodno nivelisanu montažnu platformu; (2) njihovo međusobno pozicioniranje i dovođenje u propisan geometrijski položaj (saosnost, zazor u korenu) pomoću fabrički postavljenih alata; (3) predgrevanje zone spoja na propisanu temperaturu; (4) zavarivanje korenog prolaza i prolaza popune postupkom 136, uz kontrolu međuprolazne temperature; (5) hlađenje, čišćenje i priprema za kontrolu kvaliteta.

Zavarivanje sučeonog spoja cevi, izvršeno je istovremenim radom dva zavarivača, prema redosledu zavarivanja koji je dat na slici 5 i to na sledeći način: zavarivanje korenog prolaza prvog segmenta, istovremenim radom dva zavarivača (I-1 i I-2), povratnim korakom dužine 200-250 mm, uz naknadnu obradu brušenjem početka i kraja svakog prolaza; zavarivanje korenog prolaza drugog segmenta, istovremenim radom dva zavarivača (II-1 i II-2), povratnim korakom dužine 200-250 mm, uz naknadnu obradu brušenjem početka i kraja svakog prolaza; zavarivanje korenog prolaza trećeg segmenta, istovremenim radom dva zavarivača (III-1 i III-2), povratnim korakom dužine 200-250 mm, uz naknadnu obradu brušenjem početka i kraja svakog prolaza; nastavak zavarivanja drugog prolaza i narednih prolaza popune, prema istom redosledu kao i koreni prolaz, uz kontrolu međuprolazne temperature.

Nakon završenog zavarivanja, izvršena je vizuelna kontrola spoja kao i eventualne popravke lica šava, nakon čega je predgrevanje prekinuto, a spoj je zaštićen izolacijom do hlađenja, uz zapis do temperature od 150 °C. Ispitivanja bez razaranja su izvršena 48h nakon završenog zavarivanja.

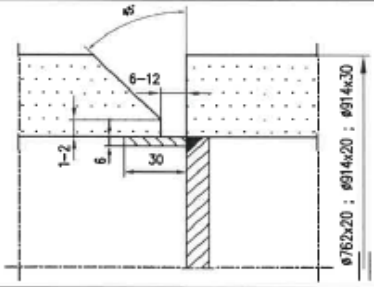
Specifikacija tehnologije zavarivanja

WPS br. : **004-1/26**
Datum : **Mart, 2026.**
Rev : **0**

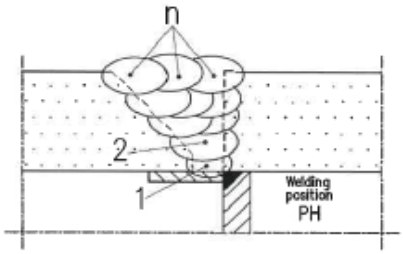
Gradilište / objekat:	**Nacionalni Stadion – Surčin**	Priprema / čišćenje spoja:	**Mašinska obrada / Brušenje**
Izvođač radova: Podizvođač radova:	**Power China** **CSCEC Steel**	Specif. osnovnog materijala:	**S355J2 / S355J2**
Postupak zavarivanja:	**136 – FCAW**	Grupa materijala - EN 15608:	**1.2 / 1.2**
Tip spoja:	**½ V Sučeoni spoj (BW)**	Debljina s (mm):	**Sa=20 ; 30 / Sb=20 ; 30**
Izveštaj o ispitivanju WPQR:	**SGS-ATF-WPQR-B260003**	Spoljašnji prečnik D (mm):	**D=762 ; 914**
Crtež br. / detalj, pozicije sa crteža:	**Facade layout plan 01 (Section A-H)** **NFS-CSC-SDG-ST-AL-AZ-016-021**	Pozicija zavarivanja:	**PH**

Detalj pripreme žleba i zavarenog spoja

Detalj pripreme žleba:



Izgled spoja:



Podaci zavarivanja:

Prolaz broj	Postupak zavarivanja	Prečnik dodatnog materijala (mm)	Struja (A)	Napon (V)	Vrsta struje / polaritet	Brzina žice (m/min)	Brzina zavarivanja (cm/min)	Unos toplote (kJ/mm)
1	**136**	**ø1,2**	**180÷185**	**27÷28**	**DC / +**	**/**	**14÷16**	**1,46÷1,78**
2÷n	**136**	**ø1,2**	**210÷220**	**29÷30**	**DC / +**	**/**	**20÷22**	**1,33÷1,58**

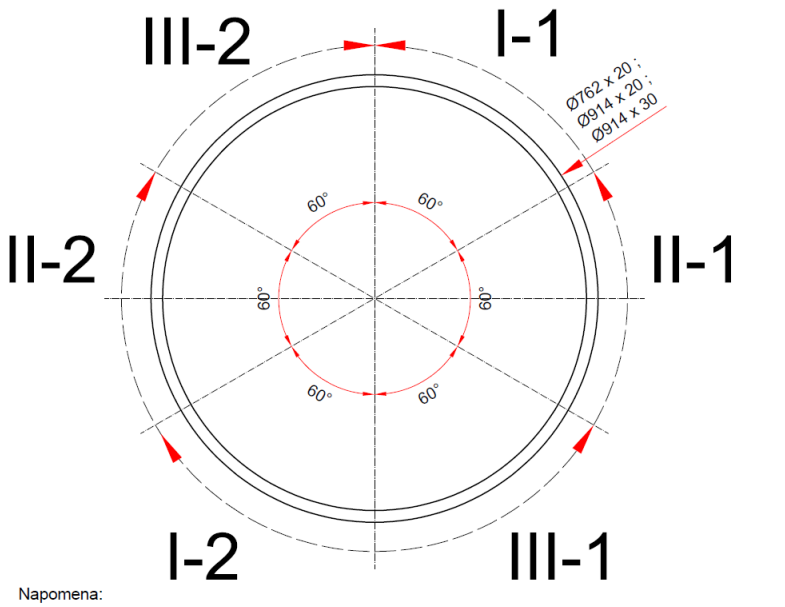
Napomena:
- **Početno / međuprolazno čišćenje čeličnom četkom, brušenje.**
- **Stranice žleba (okolne zone ~ 20 mm) očistiti do metalnog sjaja, odmastiti.**
- **Kontrola temperature predgrevanja i međuprolazne temperature (na mašini za predgrevanje).**
- **Priprema žleba prema EN ISO 9692-1.**
- **Pripojni spojevi (heftovi) između cevi i potkorene trake su privremeni i biće uklonjeni (brušeni) i ispitani VT, PT, pre početka zavarivanja.**

Dodatni materijal (klasa i oznaka):
EN ISO 17632-A: T 42 2 P C 2 H10 / Tianjin Bridge: THY-51B

Postupak propisan za sušenje	/	Temperatura predgrevanja :	**≥ 150 °C (EL grejačima)**
Zaštitni gas / prašak - lice:	**C1-EN ISO 14175 (100% CO_2)**	Temperatura međuprolaza :	**≤ 250 °C**
- koren :	/	Temperatura termičke obrade :	/
Protok gasa - lice:	**20÷25 l/min**	Vreme držanja :	/
- koren :	/	Brzina zagrevanja i hlađenja :	/
Vrsta volfram elektrode / prečnik :	/	Hladjenje u izolaciji :	/
		Ostali podaci:	/
		Njihanje (max. širina gusenice):	**max 5ø žice**
		Ostale informacije:	

Za Podizvođača radova, obradio:	Za Izvođača radova, odobrio:	Za Stručni nadzor, odobrio:
Maljević Dimitrije, dipl.ing.maš., IWE	Pavlović Bojan, dipl.ing.građ., IWE	Stevanović Jovica, dipl.ing.maš., IWE
		12.03.2026.

Slika 4: WPS lista za zavarivanje sučeonih spojeva fasadnih cevi



Slika 5: Redosled zavarivanja sučeonih spojeva cevi fasade

Kontrola zavarivačkih radova

Predviđeni obim i vrsta kontrole zavarivačkih radova zasnovani su na dostavljenoj tehničkoj dokumentaciji, Planu kontrole kvaliteta i zahtevima Projekta, u saglasnosti sa zahtevima standarda EN ISO 1090-2:2024 [10], u cilju obezbeđenja kvaliteta, a odnose se na kontrolu pre početka zavarivanja, kontrolu tokom zavarivanja i kontrolu nakon zavarivanja.

Nakon završenog zavarivanja svakog sučeonog spoja cevi u skladu sa Planom kontrole kvaliteta, sprovedena su ispitivanja bez razaranja u obimu od 100%: vizuelno ispitivanje, ispitivanje magnetnim česticama i ispitivanje ultrazvukom. S ozbirom na klasu izvođenja EXC4, nivo kvaliteta zavarenih spojeva je B+, prema standardu EN ISO 1090-2:2024 [10].

Rezultati ispitivanja

Rezultati ispitivanja metodama bez razaranja, sprovedenih na 88 montažnih sučeonih spojeva glavnih nosećih cevi, prikazani su u tabeli 5. Spojevi sa indikacijom su sanirani tehnologijom koja nije predmet ovog rada.

Tabela 5: Rezultati ispitivanja bez razaranja sučeonih zavarenih spojeva nosećih cevi

Metoda kontrole	Broj ispitanih spojeva	Broj spojeva sa indikacijom	Procenat uspešnosti [%]
(VT)	88	0	100 [%]
(MT)	88	0	100 [%]
(UT)	88	2	97,73 [%]

Zaključak i dalji radovi

U prvoj fazi izgradnje Nacionalnog Stadiona u Surčinu izvedeno je montažno zavarivanje 88 sučeonih spojeva glavnih nosećih cevi fasadnih stubova, ukupne mase 4.501,00 tona, u klasi izvođenja EXC4 prema EN ISO 1090-2:2024 [10].

Primenjena tehnologija zavarivanja – žleb ½V na potkorenoj čeličnoj traci, zavaren postupkom 136, uz kontrolisano predgrevanje i merenje međuprolazne temperature se pokazala pouzdanom, o čemu svedoči visok udeo spojeva koji ispunjavaju zahteve nivoa kvaliteta B+, shodno ispitivanjima bez razaranja.

Rad pokazuje da je uz doslednu pripremu ivica, kontrolu geometrije pozicioniranja podsklopova i strogo poštovanje propisanih parametara zavarivanja prema kvalifikovanoj tehnologiji zavarivanja, moguće na gradilištu, van fabričkih uslova, ostvariti kvalitet montažnih zavarenih spojeva koji zadovoljavaju zahteve za konstrukcije visoke klase izvođenja.

Iskustva i rezultati prikazani u radu mogu poslužiti kao osnova za planiranje tehnologije zavarivanja i obima kontrole kvaliteta koji se može primeniti na sličnim projektima montaže infrastrukturnih čeličnih konstrukcija.

Literatura

[1] EN ISO 10210-1:2008, Hot finished structural hollow sections of non-alloy and fine grain steels - Part 1: Technical delivery conditions

[2] EN ISO 15608:2025, Welding - Grouping system for metallic materials

[3] EN ISO 1011-1:2012, Welding - Recommendations for welding of metallic materials - Part 1: General guidance for arc welding

[4] EN ISO 1011-2:2007, Welding - Recommendations for welding of metallic materials - Part 2: Arc welding of ferritic steels

[5] EN ISO 4063:2023, Welding, brazing, soldering and cutting - Nomenclature of processes and reference numbers

[6] EN ISO 17632:2017, Welding consumables - Tubular cored electrodes for gas shielded and non-gas shielded metal arc welding of non-alloy and fine grain steels - Classification

[7] EN ISO 14175:2009, Welding consumables - Gases and gas mixtures for fusion welding and allied processes

[8] EN ISO 9692-1:2014, Welding and allied processes - Types of joint preparation - Part 1: Manual metal arc welding, gas-shielded metal arc welding, gas welding, TIG welding and beam welding of steels

[9] EN ISO 13916:2025, Welding - Measurement of preheating temperature, interpass temperature and preheat maintenance temperature

[10] EN ISO 1090-2:2024 , Execution of steel structures and aluminium structures - Part 2: Technical requirements for steel structures

Broj rada: 5.4
DOI: 10.65156/wws.sjdp.si.026

SKUPLJANJE KAO PROBLEM PRI GASNOM I LASERSKOM ZAVARIVANJU SITNIH DELOVA U JUVELIRSTVU NAPRAVLJENIH OD LEGURE ZLATA 585

SHRINKAGE AS A PROBLEM DURING GAS AND LASER WELDING OF SMALL COMPONENTS MADE FROM GOLDEN ALLOY 585 IN JEWELRY

Zoran Karastojković[1] (ORCID 0009-0007-0852-1897), prof. u penziji, Radiša Perić[2], Milesa Srećković[3]

[1] - Society for Ethics and Evaluation in the Arts and Sciences, 11000 Beograd, Strahinjića bana 27, Serbia
[2] – "Perić&Perić"d.o.o, 12000 Požarevac, Dunavska 116, Serbia
[3]- Electrotehnical faculty, University of Belgrade, 11000 Beograd, king A. Karađorđević 76, Serbia

e-mail autora: zoran.karastojkovic@gmail.coms

Rezime: Opšte je prihvaćeno mišljenje da je samo „teška industrija" prava, jer tu postoje najsloženije tehnologije, dok nakit zbog oblika i dimenzija ne pripada toj kategoriji. Ali, proizvodnja nakita često predstavlja skup različitih i složenih tehnologija, u kojoj upotreba plemenitih metala povećava cenu ovih malih delova.
U industrijskim razmerama problem skupljanja tokom zavarivanja se ne smatra krucijalnim problemom u izradi mnogih konstrukcija, ali kada se primenjuje lasersko zavarivanje na malim delovima, kakvih ima u juvelirstvu, to postaje važan problem. Problem se pojavljuje čak i u radu sa zlatom, ovde će biti izneti karakteristični problemi kada se za zavarivanje koristi legura zlata 585 (14kt). Ovakav problem skoro da ne postoji tokom zavarivanja gasom, što će biti predmet diskusije i objašnjenja u ovom radu. Korišćen je isti materijal za zavarivanje u oba postupka rada, ovde je to jedna od najčešćih legura u juvelirstvu, radi se o leguri zlata oznake585, čiji sadržaj zlata iznosi 58,5%.
Ukoliko je za lasersko zavarivanje malih komada izabrana legura zlata, i ako je zavarivanje izvedeno korektno, vrlo često se može pojaviti ulegnuće na površini vara – što predstavlja estetski problem. Ovakav problem pripada osobini skupljanja tokom topljenja i očvršćavanja.

Ključne reči: zlatni nakit, gasno zavarivanje, lasersko zavarivanje, estetski problemi

Abstract: There is a wide accepted opinion that only „hevy industry" is thrue, because there are the most complex technologies, were jewels after they shape and dimension does not belong to this category. But, production of jewels frequently represents a group of versatile and complex technological methods for making such products, in which the using of noble metals increasing the price of these small components.
In industrial scale, the problem of shrinkage during welding usually is not considered as a crucial problem in many constructions, but when the laser welding is done on small components as like in jewelry it becomes an important problem. The problem is arising even at welding of golden components, here will be shown some characteristic problems when for welding is used an 585 (14kt) gold alloy. Such problem simply does not exists in the gas

welding, what is a subject of discusion&explanation in this paper. The used material for welding is the same, one of the common known alloy 585, it means that gold contest is 58,5%.
Even, if laser welding of chosen gold alloy for making a small product is provided pretty correctly, very frequently may arise the sugging at the surface of the weld - as an aesthetic problem. Such problem is described as a shrinkage.

Key words: gold jewels, gas welding, laser welding, aesthetic problems

1. INTRODUCTION

When welding or brazing operations were provided on steel components, the aesthetic problems are not of crucial importance, sometimes are neglected. It could be said that the shrinkage becomes an aesthetics problem when for welding are used the stainless steels in architecture or in medical equipment production. But, in jewel production the shrinkage of melted golden alloy represents a serious problem just from the aesthetic point of view. Shrinkage is natural phenomenon [1-4] and must be overceeded in many situations, usually by additional amount of filler metal. Gas techniques, as used both for welding or brazing, are available for overcomming of this problem, but is not usable for joining of small parts. The laser technique seems to be better choise for the same purpose.

2. SOMETING ABOUT CHOSEN GOLDEN ALLOY 585

Pure gold is not used in many production technologies, with exception in producing of gold ingots of bank quality for trading between states. Main reason for alloying the gold is for reducing the high price, also for better mechanical properties – pure gold is very soft and maleable. The most popular golden alloys in jewelry are 585 and 750 alloys (14kt or 16kt, respectively). Color of an golden alloy depends from the contest of alloying element(s), for the very common composition of golden alloys [2] could be see from Fig. 1.

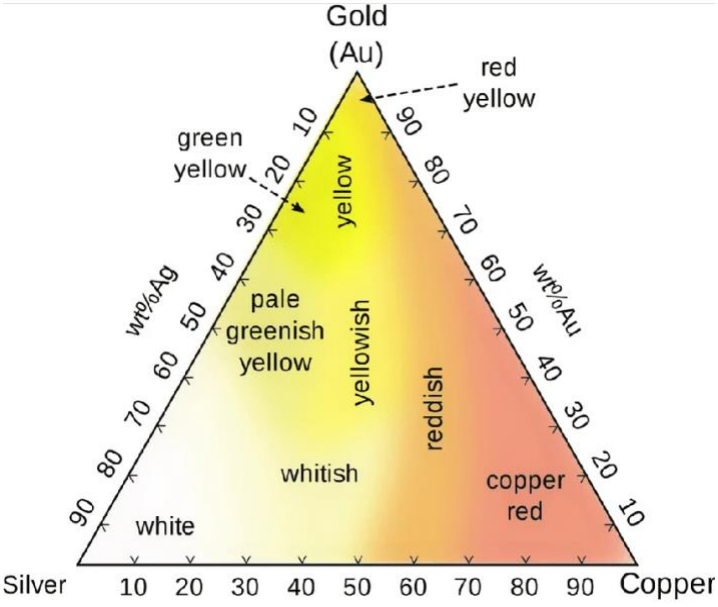


Fig. 1. Collors in ternary Au – Cu – Ag diagram

If at gold is added nickel or paladium, than the yellow color is changed into white. Some another colors may be achieved as rose, green, black, gold, etc.

3. GAS MELTING OF GOLD AT ANCIENT TIMES AND NOWDAYS

No doubt that gaseous heating for melting or welding has long history, as arheometallurgical findings report us, Fig. 2a). The heating up as shown in this figure is provided by blowing the air from the single man, at pottery dish with charcoal as surrounding atmosphere. Charcoal is a main source of heat generation, also as strong reduction substance – for avoiding the oxidation. Gas melting of golden alloys is available today, Fig. 2b).

Casting is one specific technology, it is worthy to mention that using of wax model was invented 2400 years BC in town Ur, in that time it was Mesopotamia - today is in Iraq.

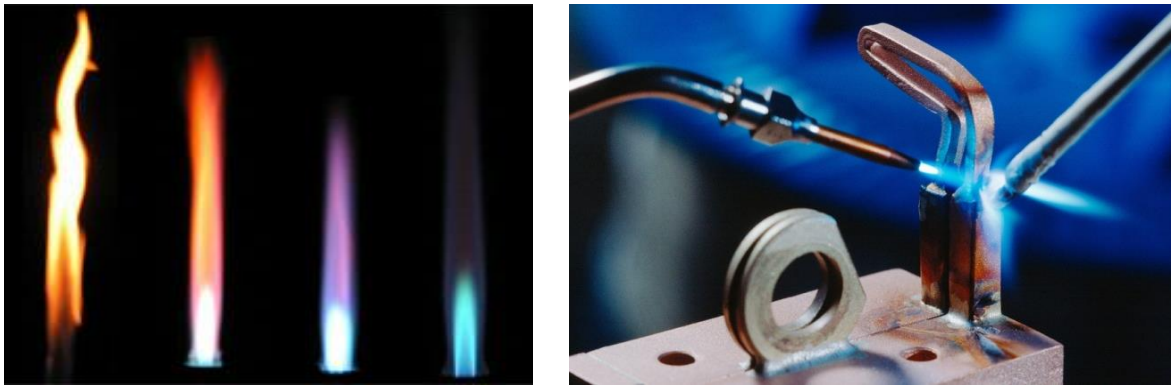


a) b)

Fig. 2. Wall paint find at one thomb from Theba, Egypt around 1475.BC, describing the procedure of gold melting a) and gold melting at dish by using one modern gas gun b)

4. GAS WELDING OR BRAZING IN JEWELRY

A gas heating is pretty cheap for application, however in jewelry. Casted golden jewels
arely are welded or brazed. When gas torch is used, either for welding or brazing, is obvious to use a proper flame, Fig. 3a), no matter for ferrous or nonferrous metals.



a) b)

Fig. 3. Various flames a) and final step in makig of an copper inductor by using gas brazing

Gas brazing may have an advantage even in producing of an inductor, Fig. 3b).

A lot of golden jewels are producing by casting, especially at large series, but also there are a large number of small or unique pieces that must be joined either by welding or brazing. Two scetches of ring components to be joined are presented in Fig. 4a) and b).

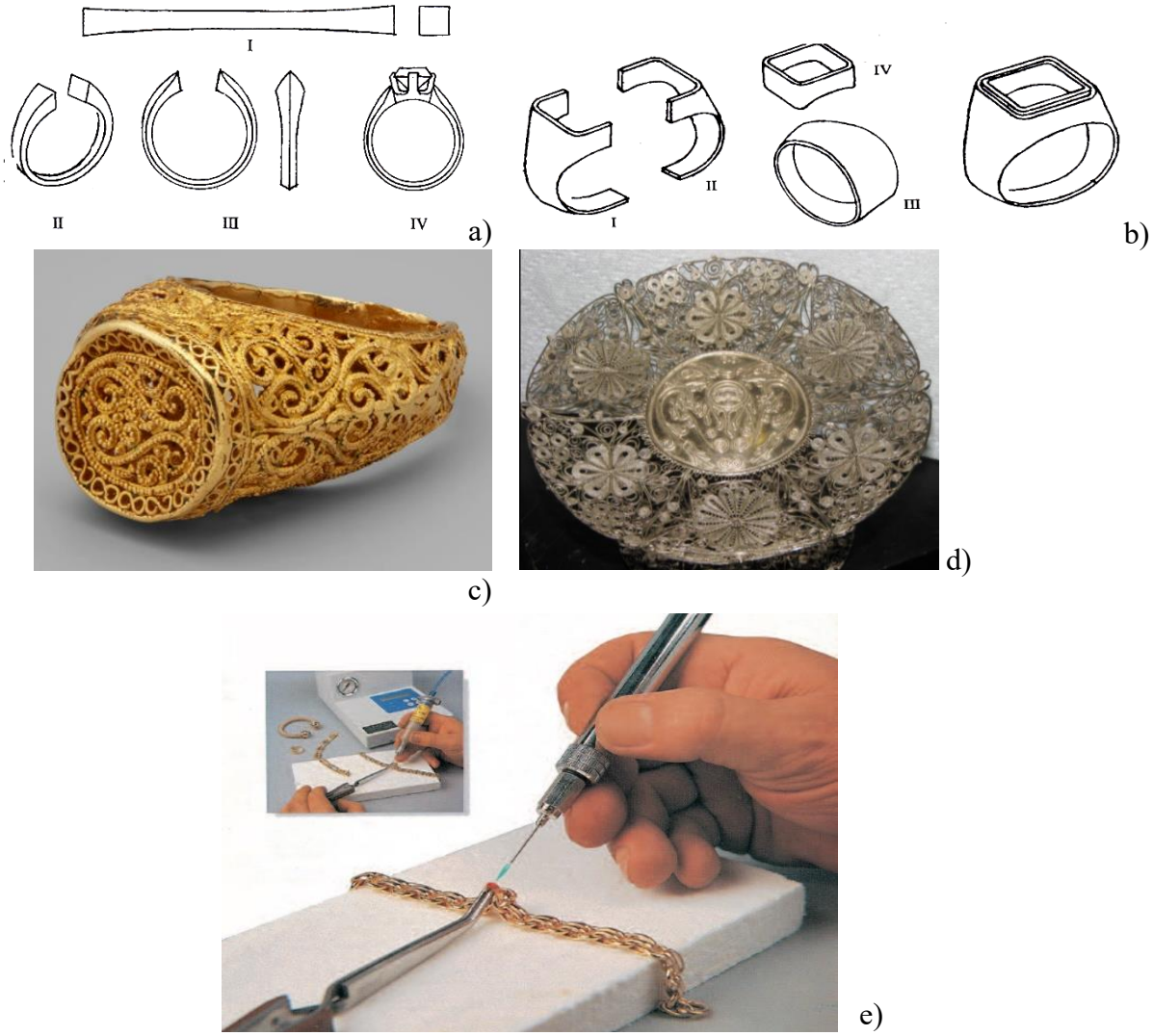


Fig. 4. Golden components prepared for brazing into ring for: a) female, b) man, c) filigrane-gold, d) silver dish produced by filigrane technique and e) gas repair

Filigrane welding or brazing were successive applied over mileniums for producing small and specific parts, only two of them are shown in figs. 4c) and d). Great problem in gas brazing is the relatively large torch, what for a thin components, mainly in the case of producing or repairing the golden chain, became unacceptable, one of them is illustrated in Fig. 4e). The real problem in application of gas technique generally is wide area of heated surface, Fig. 5a) when steel tube is used for brazing. Fig. 5. Flux remains after gas brazing two elements from: a) steel and b) and copper

Overheating whith gas torch represents a problem, both for filler metal and flux, either in welding and brazing, because the control of temperature during is based only on the worker experience. After job is finished, the cleaning of such surface is. A great amount of flux

residuals is shown in Fig. 5b). After few days dried flux may change color in greening-bluish, as sign for the beggining of corrosion procesess.

5. LASER WELDING OF GOLD

It seams that laser welding of gold is rather used than brazing. The reasons lies in fact that high temperatures which laser beam easily is reaching, making risk the brazing of gold. The laser beam in jewelry may be used for a prewelding, leaving the dark surfaces, Fig. 5.

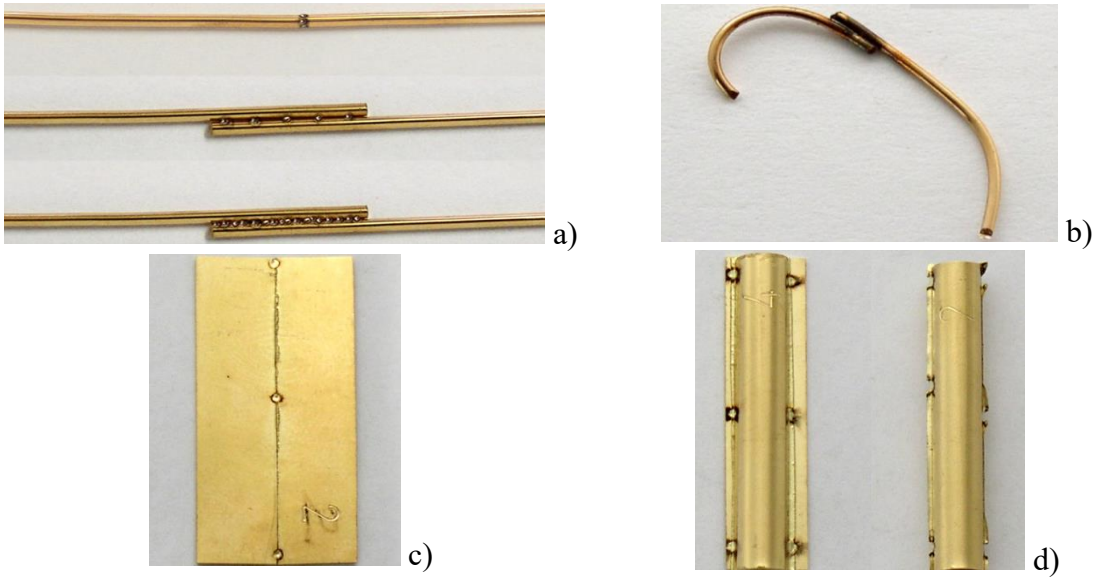


Fig. 5. Prewelding of thin gold elements (thickness or diameter ≤1mm) at: a) and b) wires; c) strips and d) tube with strip, when is used Nd^{3+}:YAG laser in company „Perić & Perić"

Dark points at surfaces originated from the oil or greasy, which were needed for cold drawing or rolling. In Fig. 5. are presented pretty simple cases for laser welding, i.e. prewelding, of golden components from 585 alloy.

Mini laser apparatus allows applications in jewelry in various cases. Jewelry laser welding machine could be also used in gem settings, especially for delicate or heat-sensitive gemstones, keeping in mind that such gems are precious and highly grinded and polished – indeed that such products are pretty expensive.

Nature of laser beam

Laser beam consists from many waves, as noncoherent waves rather as coherent,Fig. 6.

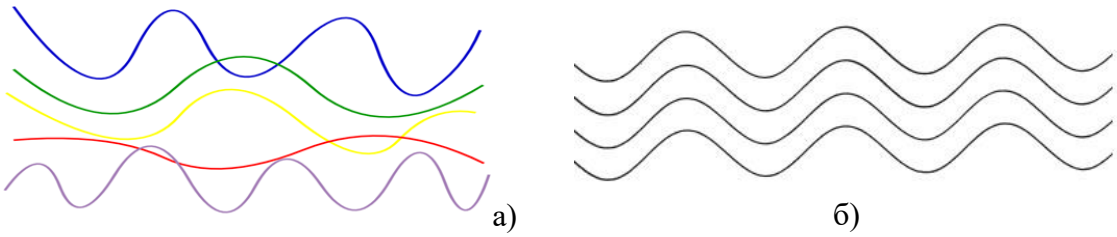


Fig. 6. Noncoherent a) and coherent waves b) at a laser beam

Laser beam is a narrow beam, commonly less than 1mm in diameter , so may be used at repair works, including: rings, bracelets, neckaces and earings, without damaging the surrounding surface or material. Laser beams may reach various energy ranges, exposition

times and high temperatures (easily 4000 to 20000^{0}C), what is greater than at gas torch, so the threated metal surface fast be heated, melted or even evaporated [10].

One of the new improvements in laser beam usiness is possibility of making combination between pulsed laser (pw) and continuous laser beam (cw), see Fig. 7.

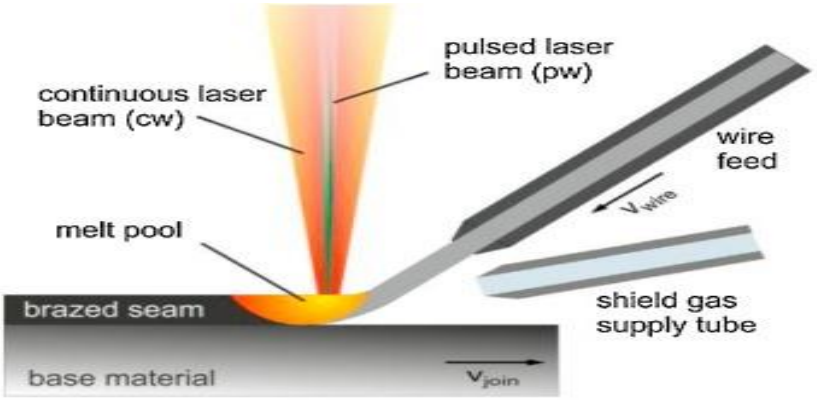
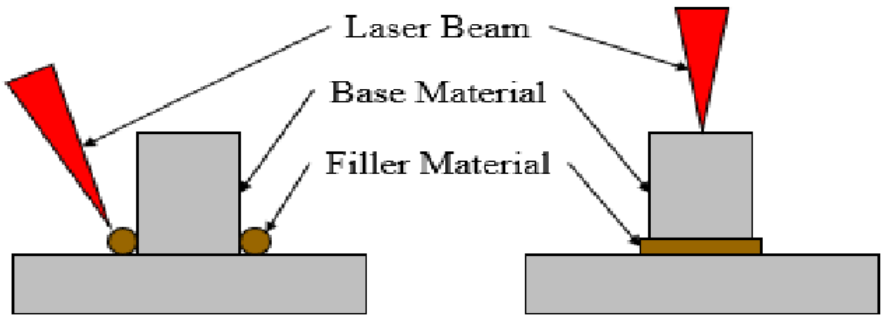


Fig. 7. Brazing with combination of continuous (cw) and pulsed (pw) laser beams

The advantage of use the laser brazing could be understand when brazed various ceramic materials, as shown in Fig. 8, either as direct or indirect heating-up. Laser welding or brazing could be applied without risking for nieghborohood parts or components to be melted or damaged. Thanks to the small diamater, sometimes the laser beam could be used for filling surface porosity, made during casting, i.e. crystallization.



a) b)

Fig. 8. Laser beam heating-up: a) directly and b) indirectly for melting filler brazing metal

One realistic problem in welding or brazing of precious metals becomes from their surfaces, which usually are on high level of shining: when such surfaces are treated by laser beams, the reflection of those beams becomes great, of course that effectivness in production is markably decreased.

Problems in repair works

At every production cycle faults may be happened, the jewelry was not excluded. It means that in special designed products in variety of combination in colors and/or materials (gold, diamands, etc.), Fig. 9, and if a metal part of them is damaged, when the integrity of whole product is endangered. Repair in this case by applying any gas torch is very risky, simply could not be used, but a laser beam does.

Suppose that a part of metal (no matter from gold, platinum, etc.) is damaged, than might be recovered only by tiny laser beam for localized melting. If is needed, in repair works the filler metal could be applyied, but than is appeared another problem – the filler metal must be

at the identical color as at damaged area. Fortunately, laser beam in such repairs does not needs a filler metal, but if is needed it is possible to do.



Fig. 9. Exclusive rings with few kinds of precious materials in versatility of colors

6. SHRINKAGE AND POROSITY DURING CRYSTALLIZATION

For the understanding the importance of many kinds of shrinkage [8,9] here is used a very known example in Fig. 10, where molted steel is poured into mold/kokila, wher the top ("head" of ingot) with the largest cavity must be cutted of and send to the remelting.

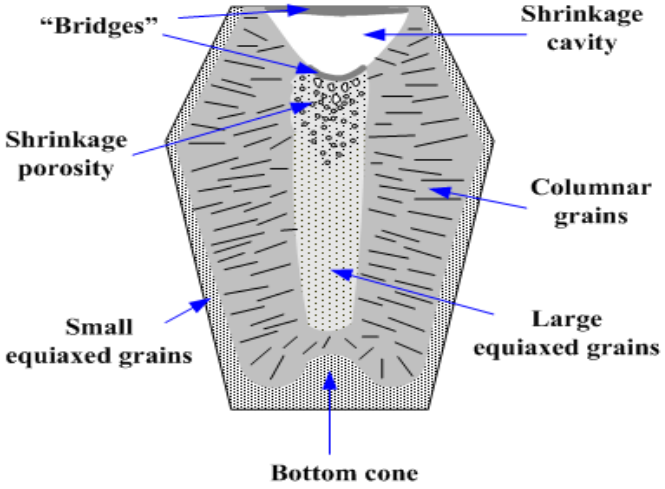


Fig. 10. One scetch for the understanding the main shrinkage kinds, porosity and grains after solidification is finished at an common steel ingot

Farther explanations for appearing various kinds of shrinkage and casting structures [1,10] must be based on contraction phenomenon after melting, as shown in Fig. 11.

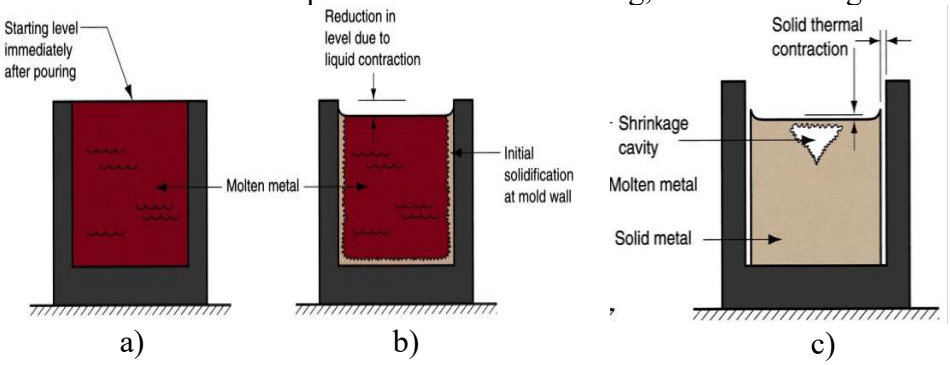


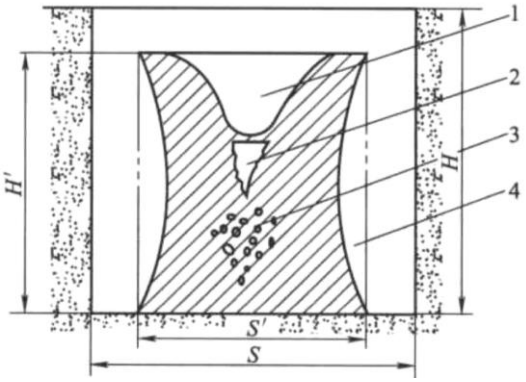
Fig. 11. Poured mold with liquid metal a), an idealized shrinkage from all three directions b), and forming one concentrated large cavity inside and on top of castings c)

After the molten metal is fulfilled into mold, see detail from Fig. 11a), the solidification begins from all sides as volume contraction - here shown on very simplified manner, Fig. 11b),, and finally in Fig. 11c) is sketched fully solidified castings.

The shrinkage is monitored through the first approach as sinking/grooving of the surface, for detail see Fig. 12a). How shrinkage looks-like in many shapes at one wall from a castings is scetched in Fig. 12b). In foundry practice there are, indeed, more complicated cases than this one [1]. Shrinkage in liquid and solid states of every metal is, however, natural phenomenon. Their values sometimes are monitored and represented as *shrinkage during solidification* and shrinkage into solid state. All of them, from the solidification/freezing temperature to the room temperature, is known as *total shrinkage*.



a)



b)

Fig. 12. Surface is sinked a), illustration of few shrinkage types at wall of castings b): 1-open cavity (ger. *Lunker*), 2-closed cavity, 3-porosity and 4-shrinkage of the wall

Shrinkage for the most known metals are given in Table 1, with other valuable data as like: crystal structure, melting temperature, solidification shrinkage and total shrinkage. For monitoring the shrinkage, there are three stages from the liquid state (with adequate temperature) down to the room temperature. Such behavior also may be expected due to solidification/crystallization in welding or brazing processes [3,8].

Table 1. Shrinkage of selected pure metals, their crystal structures and melting points

Metal	Crystal structure	Melting point, °C	Solidification shrinkage (%)	Total shrinkage (%)
Ag	fcc	962	3.8	10.99
Al	fcc	660	6.0 ÷ 7.14	11.66
Au	fcc	1063	5.1 ÷ 5.47	11
Bi	rhomb	271	–3.35 ÷ –3.32	–2.73
Cd	hcp	321	3.8 ÷ 4.7	7.18
Cu	fcc	1083	4.1 ÷ 5.3	10.7
Ga	orthorhombic	30	–3.2	–3.05
In	fct	156	1.98 ÷ 2.0	3.8
Mg	hcp	651	3.1 ÷ 4.1	8.6
Ni	fcc	1453	5.11 ÷ 5.4	10.67
Pb	fcc	327	3.22 ÷ 3.56	8.58
Sb	rhomb	631	–0.9 ÷ 0.8	2.95
Si	diam	1410	–9.6 ÷ –2.9	–6.26
Sn	tetrag	232	2.51 ÷ 2.6	4.1
Zn	hcp	420	4.08 ÷ 4.3	7.9

From: [https://www.researchgate.net/figure/Shrinkage-of-selected-metals_tbl4_276481998]

Note 1) exact values of % solidification depend from the cleanless of a metal,

2) sign (-) means that particular metal does not shrinks but expands during solidification.

The values of shrinkage should be seriously analysed, especially at foundries, not so frequently in welding or brazing technologies. Some principles from the casting (theory or practice) valid both in welding and/or brazing, either in theory or practice.

Three stages of shrinkage during solidification of most metals

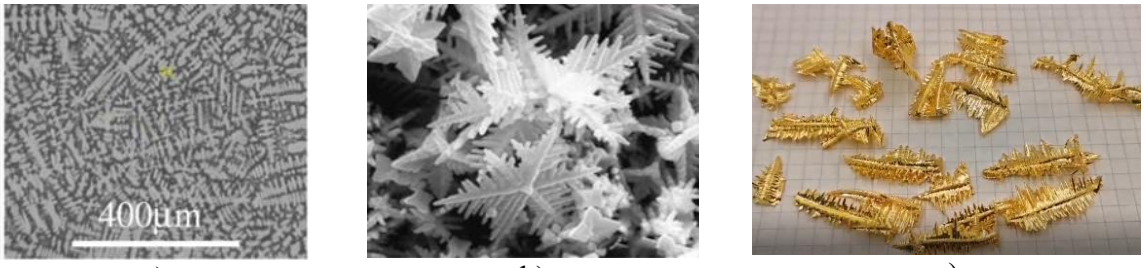
Solidification produces a contraction at almost metals, with few exceptions (Cd, Bi, Si or Ga), Table 1. Contraction of newly formed solid metal is provided when metal cools down to room temperature, and this value usually is measured as a single dimension (length), when is represented as *linear shrinkage*. Principally, the same nature of solidification processes during casting also took place during welding or brazing. Those values must be included in mold production for casting, for ensuring that the final castings would not be undersized [1].

1) Gold shrinkage at liquid state

In fact, every metal shrinks in a liquid state. Pure gold melts at 1081^0C, while the casting temperature for almost gold alloys in jewelry are about 1200^0C. In common practice, generally, the values of shrinkage at liquid state are not obviously. But, from the metallurgical reasons high temperatures of liquid metal are of special interest, because the overheating means much more adsorption of surrounding gaseous atmosphere. High temperature during melting may produce an evaporation of low melting metals, as Zn in 585 alloy.

2) Solidification/crystallization shrinkage

Creating of solid structure is the subject of interest during defining the technology for obtaining versatiles (gold) castings.The reduction/contraction of volume in liquid state at pure gold is about 5% or more at alloys. However, the alloying elements are going to change this values. This fact must be considered in designing and making the casting mold, for example in *wax (also called lost investment) casting*, however at all other casting methods. What happens during crystallization when dendrites were formed is ilustrated in Fig. 13.



a) b) c)

Fig. 13. Dendrites: a) metallographic view, b), isolated and c) and golden grains)

Every dendrite posses three main *branches*. If the room between dendrites is not entirely fullfilled with molten metal, than the porous structure is formed, figs. 13a), b) and c).

<u>Consequence of crystallization - porosity in (gold) castings</u>

In foundry practice, especially for casting of precise components (as in aerospace superalloys, etc.), the controlling of dimensions became critical. Dendrites are blocking the

flow of liquid metal into the empty space producing *microporosity*. From that reason many alloys are using, for reducing microporosity or improving other important properties.

For prevention the sagging is needed to feed an extra molten metal. This is known and practiced step in foundry known as *feeding technology*, providing with sprue reservoirs. So, the shrinkage induces one new problem – *porosity*. Certain alloys are more successible for appearance such porosity, as like white gold in comparation to yellow gold, sterling silver, etc.

3) Total shrinkage of solidified metal

The final stage of shrinkage briefly is expressed as linear contraction, when one value is used in wide temperature interval: solidification temperature - room temperature (20^0C), or at intervals 20-100^0C or 20-500^0C, etc. [5,6]. Exactly measuring of shrinkage values might became serious job, when two or more phases will be appeared during cooling.

After melting, a pouring and crystallization stage during welding/brazing were finished, begins cooling of solidified deposited filler metal down to the room temperature, and as a consequence, at this area begins to sink, in another words to groove or sag the surface. Practical meaning of shrinkage formed during brazing with laser beam is visible from Fig. 14.

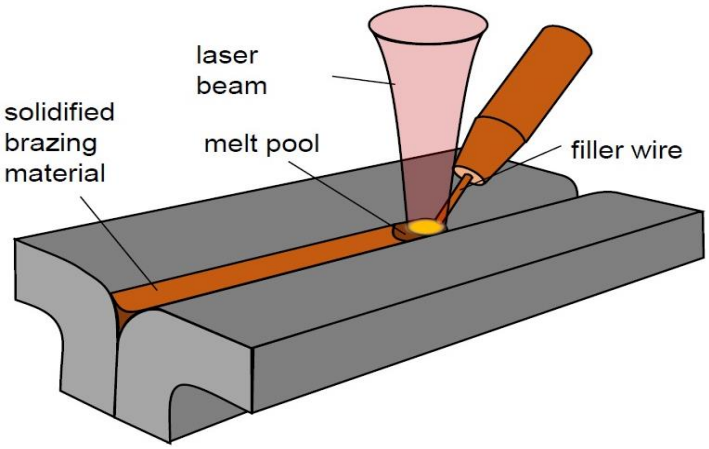


Fig. 14. Illustration of total shrinkage appearance when laser beam is used for weld-brazing

Laser beam may produce high temperatures, couple of thousands degrees just at a part of second. In such circumstances, the grooving of welded or brazed surface sometimes represents an aesthetics problem - visible by naked eye at architectural objects, maybe at small jewel pieces, etc. Results after shrinking at casted parts might be non-visible, Fig. 15a), or visible by naked eye, Fig. 15b), as grooved surface.

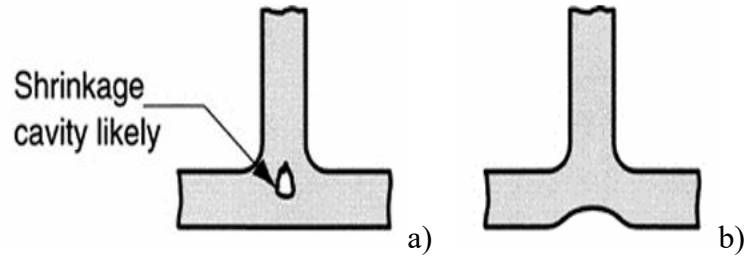


Fig. 15. Two real consequences of shrinkage at casted parts, when walls made T-cross section

Pretty similar behavior of shrinkage appearance may be found at welded or brazed components. During cooling after casting, welding or brazing might be appeared a kind of gas porosity, as tiny and trapped voids, with gases previously absorbed. In fact, such gas holes

occur after molten metal dissolved significantly large amounts of gases as hydrogen, oxygen, or nitrogen, which were captured at solidified metal.

CONCLUSION

Here is analyzed the shrinkage during solidifying of a metal, with more details about gold alloy 585, but such problems could be similar to another kind of alloys. There are situations when the shrinkage is only an aesthetic problem. Dendrite structure becames of the major influencing factor on the porosity on solidified product. Porosity depends also from a composition of an alloy.

The porosity also may be appeared from quite different reasons, if the gases were trapped in solidified metal, as on Fig. 12b), is used explanation as the internal porosity. Such porosity could not be repaired as the grooved surface does. Some kinds of porosity at castings may be eliminated by properly gating system. The geometry of welds is, however, quite different that one's from castings.

Gas welding in jewelry is pretty participted, and than is possible to add more golden filler alloy to cover the grooved surface, while the using of gas torch for joining of tiny wires or strips always is risky. As the laser beams achieving the higher temperatures than gas torch, than the shrinkage will be greater than when gas torch is used, as shown in Fig. 14.

In repair works of golden components, either by gas welding or brazing, must be used the filler metal with the same amount of gold and, it means the identical color as damaged object, it is however an additional demand. Laser beams in such works obviously need not the using a filler metal.

References

[1] B. Kočovski: Theory of casting, in Serbian, Belgrade University, ed. Technical faculty Bor, Bor 1994, p. 93-105; 143-163.
[2] V.M. Mališev et al: Zoloto, in Russian, Moscow 1979, Metallurgija, p. 48-56; 129-131.
[3] T. Fusayama, K. Ogata: Casting shrinkages of inlay golds of known composition: The Journal of Prostetic Dentistry, 16/1966/6, p.1135-1143.
[4] B. Kočovski: Metalurgija legura obojenih metala II, in Serbian, Univerzitet u Beogradu - Tehnički fakultet u Boru, Bor 1999, p. 119-125.
[5] V. Sedlaček: Non-ferrous metals and alloys, Amsterdam 1986, Elsevier, p. 348-360.
[6] B.G. Livšic, A.S. Lilev: Fizičeskie metodi issledovnija (teplovie, objemnie, električeskie, magnitnie), in Handbook tom I, Metallovedenie i termičeskaja obrabotka stalji, in Russian, Moskva 1983, Metallurgija, p. 287-305.
[7] Yu. Lahtin: Engineering physical metallurgy and heat treatment, Moscow 1979, Mir, p. 38-52.
[8] A. Lagerstedt: On the shrinkage of metals and its effect in solidification processing, doctoral thesis, Stockholm 2004, Royal institute of technology
[9] Ju.A. Malevič, Ju.A. Samojlovič: Teplofizičeskie osnovi zatverdevanija otlivok i slitkov, in Russian, Minsk 1989, Višejšaja škola, p. 5-68; 179-198.
[10] Z. Karastojković, J. Pekez, N. Ratković-Kovačević: Kinds of shrinkage during melting and solidification of a metal, 15th Int. Conf. IIZS 2025 Technical Faculty "M. Pupin" Zrenjanin, p. 34-40.

Broj rada: 5.5
DOI: 10.65156/wws.sjdp.si.027

UPOREDNA ANALIZA GEOMETRIJE I MIKROSTRUKTURE LASERSKI ZAVARENIH SPOJEVA U RAZLIČITIM ZAŠTITNIM ATMOSFERAMA

COMPARATIVE ANALYSIS OF THE GEOMETRY AND MICROSTRUCTURE OF LASER-WELDED JOINTS IN DIFFERENT SHIELDING ATMOSPHERES

Dejan Letić tehničar računarstva, IWT [1], Goran Soldatović dipl. maš. inž. [2], Marko Maričić, struk. inž. maš. [2], ORCID broj: 0009-0001-2887-4557, Ivan Stojčić, dipl. maš. inž. [2]

[1]Elas d.o.o. Banja Luka, Ramićka 32, 78000 Banja Luka, Bosna i Hercegovina
[2]TMS CEE d.o.o. Beograd, Rudnička 14, 11118 Beograd, Republika Srbija

E-mail: dejan.letic@elas.ba, goran.soldatovic@tms.rs, marko.maricic@tms.rs, ivan.stojcic@tms.rs

Rezime: Lasersko zavarivanje se široko primjenjuje u savremenoj industriji zbog visoke gustine energije, uske zone uticaja toplote i mogućnosti precizne kontrole procesa, što ga čini posebno pogodnim za primjene gdje se zahtijeva visoka tačnost i minimalne deformacije [1]. Zahvaljujući ovim karakteristikama, ovaj postupak nalazi primjenu u automobilskoj, željezničkoj, avionskoj i drugim granama industrije. Jedan od ključnih procesnih parametara koji značajno utiče na stabilnost zavarivanja, formiranje zavara i konačan kvalitet zavarenog spoja jeste vrsta zaštitne atmosfere. U ovom radu izvršena je detaljna uporedna analiza geometrije i mikrostrukture laserski zavarenih spojeva ostvarenih u različitim zaštitnim atmosferama: čistom argonu, čistom helijumu i mješavini argon–helijum. Eksperimentalna ispitivanja sprovedena su pri strogo kontrolisanim i konstantnim parametrima laserskog zavarivanja (snaga lasera, brzina zavarivanja, fokus), pri čemu je vrsta zaštitnog gasa predstavljala jedinu varijabilnu veličinu, kako bi se jasno izolovao njen uticaj. Geometrija zavara analizirana je mjerenjem širine zavara, dubine penetracije i oblika zavarenog presjeka, dok je mikrostrukturna analiza izvršena na pripremljenim metalografskim uzorcima primjenom makroskopskih i mikroskopskih metoda ispitivanja. Posebna pažnja posvećena je identifikaciji eventualnih diskontinuiteta, poroznosti i promjena u strukturi metala. Rezultati ispitivanja ukazuju da izbor zaštitnog gasa ima značajan uticaj ne samo na geometriju zavara, već i na stabilnost procesa, formiranje taline i karakter mikrostrukture zavarenog spoja. Dobijeni rezultati predstavljaju pouzdanu osnovu za racionalan izbor zaštitne atmosfere s ciljem optimizacije kvaliteta laserski zavarenih spojeva i unapređenja industrijske primjene ovog postupka.

Ključne reči: lasersko zavarivanje, zaštitna atmosfera, geometrija zavara, mikrostruktura

Abstract: Laser welding is widely used in modern industry due to its high energy density, narrow heat-affected zone and the possibility of precise process control, which makes it particularly suitable for applications where high accuracy and minimal deformations are required. Thanks to these characteristics, this procedure finds application in the automotive, railway, aviation and other branches of industry. One of the key process parameters that significantly affects welding stability, weld formation and the final quality of the welded joint is the type of protective atmosphere. In this paper, a detailed comparative analysis of the geome-

try and microstructure of laser-welded joints made in different protective atmospheres was performed: pure argon, pure helium and argon-helium mixture. Experimental tests were conducted with strictly controlled and constant laser welding parameters (laser power, welding speed, focus), where the type of shielding gas was the only variable, in order to clearly isolate its influence. The geometry of the weld was analyzed by measuring the width of the weld, the depth of penetration and the shape of the welded section, while the microstructural analysis was performed on the prepared metallographic samples using macroscopic and microscopic testing methods. Special attention is paid to the identification of possible discontinuities, porosity and changes in the structure of the metal. The test results indicate that the choice of shielding gas has a significant influence not only on the geometry of the weld, but also on the stability of the process, the formation of the melt and the character of the microstructure of the welded joint. The obtained results represent a reliable basis for the rational choice of the protective atmosphere with the aim of optimizing the quality of laser welded joints and improving the industrial application of this procedure.

Key words: laser welding, shielding atmosphere, weld geometry, microstructure

1.UVOD

Ručni laserski postupak koji prema standard BAS EN ISO 4063 [3] nosi oznaku 521, predstavlja savremenu tehnologiju koja je svoju ekspanziju doživjela u posljednjih nekoliko godina. Koristi visoko fokusiran snop laserske svijetlosti za spajanje metalnih dijelova , uz ručno vođenje pištolja od strane operatera. Metoda omogućava visoku preciznost, minimalno zagrijavanje okolnog materijala i veoma usku zonu uticaja toplote, tzv. ZUT, što smanjuje deformacije i potrebu za naknadnom obradom. Tehnologija laserskog zavarivanja danas nalazi primjenu u svim visoko zahtjevnim industrijama – šinska vozila i željeznička industrija, industrijska proizvodnja i konstrukcije, automobilska industrija, medicinska oprema te vazduhoplovstvo i svemirski program. Prednosti korišćenja ovog postupka su višestruke, moguće je izvršiti potpunu roborizaciju, dok se nedostaci ogledaju u visokim početnim investicijskim troškovima i visokim sigurnosnim zahtjevima prostor zaštićen senzorskim ćelijama i paravanima.

Ovaj rad se fokusira na zavarivanje aluminijuma i njegovih legura ručnom laserskom metodom u različitim zaštitnim atmosferama gasa.

Aluminijum i njegove legure su široko korišteni u automobilskoj, vazduhoplovnoj, željezničkoj i građevinskoj industriji zbog povoljnog odnosa mase i čvrstoće, dobre korozione otpornosti i mogućnosti oblikovanja. Međutim, njihova zavarljivost zavisi od hemijskog sastava, mikrostrukture i termičke obrade. U poređenju sa čelikom, zavarivanje aluminijuma nosi specifične izazove koje je potrebno kontrolisati postupkom i parametrima.

Specifičnosti aluminijuma pri zavarivanju [2]:

- Visoka toplotna provodljivost – toplota se brzo širi, što otežava stabilizaciju luka/lasera i može dovesti do nepotpunog topljenja,
- Niska temperatura topljenja (≈ 660 °C) – u kombinaciji s visokom provodljivošću smanjuje radno polje i povećava rizik od grešaka,
- Površinski oksidni sloj (Al_2O_3) – tačka topljenja je oko 2050 °C, znatno viša od aluminijuma, pa otežava topljenje i mora se ukloniti ili probiti postupkom,
- Sklonost poroznosti – visoka rastvorljivost vodonika u tečnom aluminijumu, a niska u čvrstom, dovodi do oslobađanja gasa i formiranja pora pri očvršćavanju,
- Vruće pukotine (hot cracking) – legure s visokim sadržajem silicijuma ili bakra mogu biti sklone nastanku pukotina pri hlađenju.

Zavarivanje različitih grupa legura [2]:

- Neočvršćavajuće legure (serije 1xxx, 3xxx, 5xxx Al-Mg, Al-Mn):
  - Generalno dobra zavarljivost,
  - Mali rizik od vrućih pukotina,
  - Pogodne za zavarivanje TIG, MIG i laserom.
- Toplotno očvršćavajuće legure (serije 2xxx – Al-Cu, 6xxx – Al-Mg-Si, 7xxx – Al-Zn-Mg):
  -Sklone vrućim pukotinama i poroznosti,
  -Nakon zavarivanja dolazi do pada mehaničkih osobina u ZUT-u (zona uticaja toplote),
  - Potrebna kontrola parametara i često naknadna termička obrada.

Faktori koji utiču na zavarljivost [2]:

- Čistoća površine – masnoće, oksidi i vlaga značajno utiču na stabilnost luka/lasera i kvalitet šava,
- Izbor dodatnog materijala – mora biti kompatibilan s osnovnim materijalom da bi se smanjila sklonost pukotinama (npr. legure AlMg4,5Mn ili AlSi5 kao dodaci),
- Način pripreme spoja – precizna obrada ivica i minimalna zazorna vrijednost kod laserskog zavarivanja,
- Parametri zavarivanja – kontrola toplote i brzine hlađenja ključni su za izbjegavanje defekata.

Aluminijum se smatra materijalom sa dobrom zavarljivošću, ali uz jasno definisana ograničenja i rizike. Odabir legure, postupka i parametara zavarivanja presudno utiče na kvalitet zavarenog spoja. Posebna pažnja mora se obratiti na kontrolu oksidnog sloja, poroznosti i pukotina, te na očuvanje mehaničkih svojstava u zoni uticaja toplote. Aluminijumska legura EN AW-6082 (AlMgSi1) predstavlja jednu od najčešće korišćenih legura iz serije 6xxx (legirane magnezijumom i silicijumom), prvenstveno zbog optimalnog balansa mehaničkih svojstava, visoke otpornosti na koroziju i dobre obradivosti. Kao legura srednje do visoke čvrstoće, svoju primjenu nalazi u izradi visokoopterećenih nosećih konstrukcija, u transportnoj industriji, proizvodnji šinskih vozila i brodogradnji, gde je imperativ smanjenje mase konstrukcije uz strogo zadržavanje njenog strukturnog integriteta. Prema tehničkom izveštaju ISO/TR 15608 [5], legura EN AW-6082 svrstana je u grupu 23, koja obuhvata termički obradive aluminijumske legure koje se ojačavaju starenjem (precipitacionim ojačavanjem). Iako se ova legura generalno odlikuje dobrom zavarljivošću konvencionalnim (MIG, TIG) i naprednim metodama spajanja (poput laserskog zavarivanja), termički ciklus tokom procesa zavarivanja donosi specifične metalurške izazove. U tabeli 1 prikazane su hemijske osobine osnovnog materijala prema BAS EN 573-3 [19], dok u tabeli 2 su navedene mehaničke osobine osnovnog materijala EN AW-6082 prema standardu BAS EN 15088 [6].

Tabela 1 – Hemijski sastav EN AW-6082

%Si	%Mn	%Cr	%Cu	%Ti	%Fe	%Mg	%Zn	%Al
0,9682	0,5030	0,0193	0,0507	0,0167	0,3535	0,8844	0,0332	97,130

Tabela 2 – Mehaničke osobine EN AW-6082

T	ReL/Rp0,2 MPa	RP 1,0	Rm MPa	A50%
20°C	300,28	-	340,18	13,67

Izbor zaštitnih gasova kod aluminijumskih legura je ograničen na inertne gasove, argon, helijum i njihove mješavine.

Glavni tehnološki problem pri spajanju legura iz grupe 23 predstavlja pad mehaničkih svojstava (čvrstoće i tvrdoće) u zoni uticaja toplote (ZUT). Uslijed visokog unosa toplote dolazi do rastvaranja i ukrupnjavanja finih taloga (precipitata) koji su odgovorni za čvrstoću osnovnog materijala, što neminovno rezultira lokalnim "omekšavanjem" u okolini šava. Navedena karakteristika je izražena kod MIG/MAG i TIG zavarivanja, dok je kod laserskog zavarivanja manji unos toplote pa je pad mehaničkih osobina u ZUT mnogo manje izražen. Pored toga, ova legura može ispoljiti sklonost ka pojavi toplih prslina (kristalizacionih pukotina) u metalu šava. Zbog toga, striktna kontrola parametara zavarivanja, precizno definisanje unosa toplote (linijske energije) i pravilan izbor zaštitne atmosfere predstavljaju ključne faktore za minimizaciju degradacije svojstava u ZUT-u i postizanje zahtevanog kvaliteta zavarenog spoja.

2. EKSPERIMENT

Zavarivanje je izvedeno na ispitnim uzorcima, lim, debljene 3mm. Limovi su izrađeni od aluminijumske legure EN AW-6082 T6 koji pripada grupi materijala 23.1 prema CEN ISO/TR 15608 [5].

Izrađeno je ukupno 6 uzoraka, po tri ugaona FW i tri sučeona BW u različitima atmosferama zaštitnog gasa. Korišćeni su argon I1 prema standardu BAS EN ISO 14175 - I1 [7], helijum I2 - BAS EN ISO 14175 - I2 [7] i mješavina argon (70%) i helijum (30%) - BAS EN ISO 14175 - I3 [7].

Kao dodatni material korišćena je žića u koturu komercijalne oznake „BÖHLER Union AlMg 5“, proizvođača „Voestalpine Böhler Welding Austria GmbH“, kvaliteta - BAS EN ISO 18273 [8]. S Al 5356“, prečnika Ø1.2 mm, čiji je hemijski sastav za navedenu šaržu 5356233440 prikazan u tabeli broj 3, a mehaničke osobine u tabeli 4.

Tabela 3 – Hemijski sastav S AL 5356

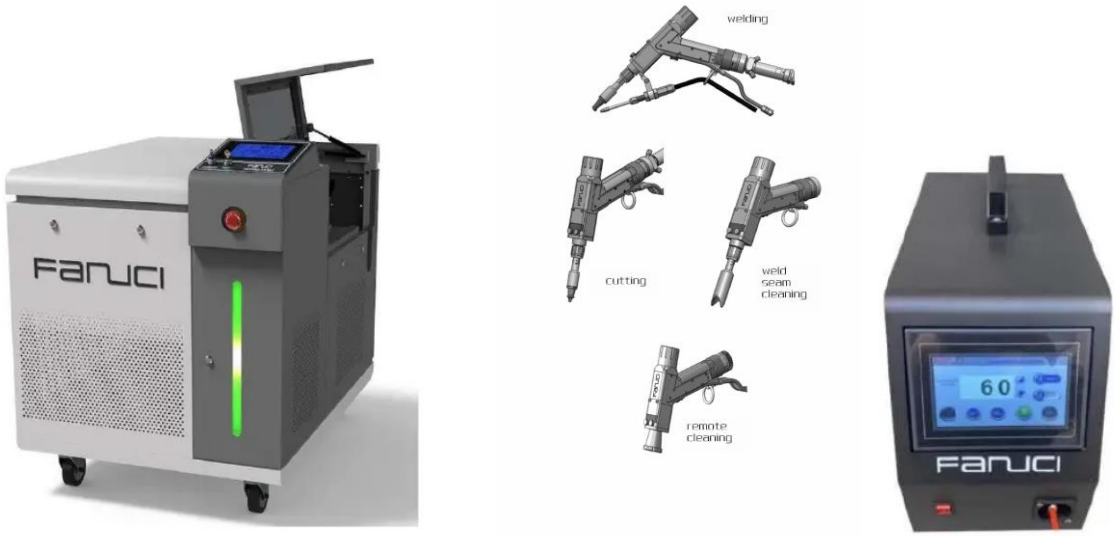
Si	Mn	Cr	Cu	Ti
0,03	0,14	0,13	<0,01	0,10
Al	Fe	Mg	Zn	Be
	0,14	4,9	<0,01	0,0002

Tabela 4 – Mehaničke osobine S AL 5356

T	ReL/Rp0,2	RP 1,0	Rm MPa	A(Lo=5d)
20°C	≥110		≥235	≥18

2.1 Oprema za zavarivanje

Za zavarivanje uzoraka korišćen je industrijski ručni laserski zavarivač baziran na fiber-laserskoj tehnologiji, prikazan na slici x, proizvođača FANUCI, model 4.0 PRO GenX. Kao dio standardne opreme dolazi pištolj Reptor 5.0 PRO BW101-GS 3kW koji podržava funkcije zavarivanja, rezanja, čišćenja materijala i čišćenja spoja. Uređaj je opremljen potpuno automatskim Fanuci PRO EasyWire dodavačem žice, integrisanim sa softverom koji omogućava rad sa dodatnim materijalima prečnika 0.8 do 1.6mm u režimu „push“ ili „pull“.



Slika 1. Oprema za zavarivanje

2.2 Tehnologija zavarivanja (pWPS)

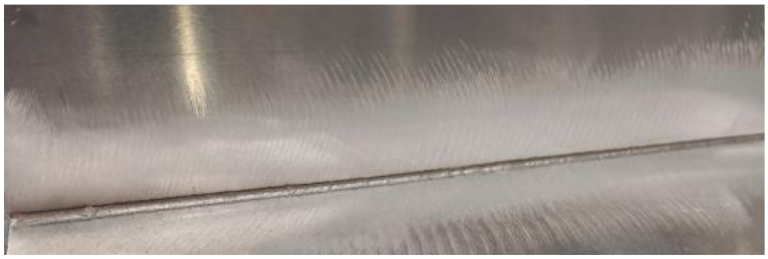
Zavarivanje je izvršeno prema preliminarnoj specifikaciji tehnologije zavarivanja, odnosno pWPS (Preliminary Welding procedure specification) za sučeoni i ugaoni spoj, kojom su definisani svi parametri neophodni za potrebe zavarivanja predviđeni standardom BAS EN ISO 15609-4 [9]. Na uzorcima koji su zavareni sučeono nije korištena gas za zaštitu korjene strane.



Slika 2. Preliminarna specifikacija tehnologije zavarivanja pWPS za ugaoni i sučeoni spoj

2.3 Proprema prije zavarivanja, aktivnosti u toku zavarivanja i nakon zavarivanja

Pored standardnih parametara zavarivanja, definisani su i dodatni, specifični zahtjevi zbog izabrane tehnologije zavarivanja, takođe uzimajući u obzir i materijal koji se zavaruje. Priprema prije zavarivanja zauzima posebniu pažnju, a tu spada čišćenje površine materijala od oksidnog sloja mehaničkim putem, rad sa čistim rukavicama i zaštitnom opremom kao što su zavarivačke naočare. Obezbjeđeno je zavarivačko mjesto adekvatnim paravanima zbog mogućnosti odbijanja laserske zrake od površine aluminijuma. Ivice žlijeba su mehanički pripremljene i okomite jedna u odnosu na drugu, kako bi nalijeganje površina bilo što bolje. Vodilo se računa da laserski zrak kod ugaonog spoja bude precizno usmjeren u korjen pod blagim uglom, kako bi se izbjeglo zarezivanje vertikalnog lima. U toku zavarivanja vodilo se računa da se održi konstantna, nešto viša brzina zavarivanja, kako bi se smanjio unos toplote i smanjila širina ZUT-a. Izgled šava prikazan je na slici 3 i slici 4.



Slika 3. Izgled zavarenog ugaonog spoja



Slika 4. Izgled zavarenog sučeonog spoja

3. REZULTATI I DISKUSIJA

Nakon završetka zavarivanja uzoraka, sproveden je plan ispitivanja prema tabeli ispitivanja iz standarda BAS EN ISO 15614-11 [4]. Plan je podeljen na ispitivanja bez razaranja i ispitivanja sa razaranjem za ugaoni spoj, Tabela 5 i sučeoni spoj, Tabela 6..

Tabela 5 – Ispitivanje metodama bez i sa razaranjem kod ugaonog spoja

Metodama bez razaranja		Metodama sa razaranjem	
Metoda	Obim ispitivanja	Metoda	Obim ispitivanja
Vizuelna metoda	100%	Makroskopsko ispitivanje	2 epruvete
Ispitivanje tečnim penetrantima	100%	Mikroskopsko ispitivanje	2 epruvete

Tabela 6 – Ispitivanje metodama bez i sa razaranjem kod sučeonog spoja

Metodama bez razaranja		Metodama sa razaranjem	
Metoda	Obim ispitivanja	Metoda	Obim ispitivanja
Vizuelna metoda	100%	Makroskopsko ispitivanje	1 epruveta
Ispitivanje tečnim penetrantima	100%	Mikroskopsko ispitivanje	1 epruveta
Radiografsko ispitivanje	100%	Ispitivanje zatezne čvrstoće	2 uzorka
		Ispitivanje savijanjem	4 uzorka

3.1 Rezultati ispitivanja metodama bez razaranja za ugaoni i sučeoni spoj

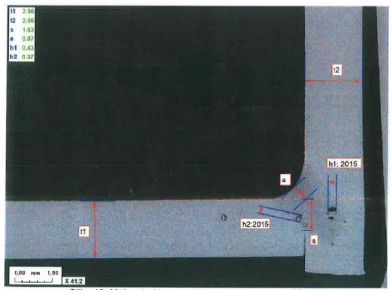
Kako je definisano tabelom 5, uzorci ugaonog spoja zavareni u tri različite atmosfere zaštitnog gasa - argon, helijum i mješavina (argon + helijum u odnosu 70%Ar i 30% He) su ispitani vizuelnom metodom prema BAS EN ISO 17637 [10], nivo prihvatljivosti BAS EN ISO 10042[11] i tečnim penetrantima prema BAS EN ISO 3452-1 [12], nivo prihvatljivosti BAS EN ISO 23277 [13], kako bi se površinski provjerio kvalitet spoja. Rezultati ispitivanja na sva tri predmetna uzorka nisu pokazala neprihvatljive neusaglašenosti, odnosno bili su bez indikacija.

Uzorci sučeonog spoja zavareni takođe u tri različite atmosfere zaštitnog gasa (kao i u slučaju ugaonog spoja) ispitani vizuelnom metodom prema BAS EN ISO 17637 [10], nivo prihvatljivosti BAS EN ISO 10042 [11], tečnim penetrantima prema BAS EN ISO 3452-1 [12], nivo prihvatljivosti BAS EN ISO 23277 [13], kako bi se površinski provjerio kvalitet spoja i radiografskom metodom prema BAS EN ISO 17636-1 [14] kako bi se zavareni spojevi proverili i zapreminski. Rezultati ispitivanja na sva tri predmetna uzorka nisu pokazala neprihvatljive neusaglašenosti, odnosno bili su bez indikacija.

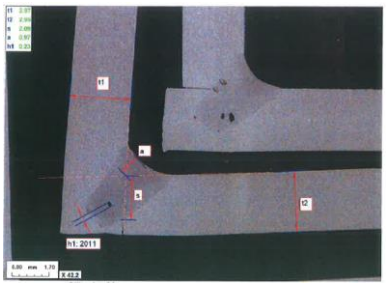
3.2 Rezultati ispitivanja metodama sa razaranjem za ugaoni i sučeoni spoj

Nakon ispitivanja metodama bez razaranja za oba spoja, i pozitivnim rezultatima ispitivanja, pristupilo se ispitivanju sa razaranjem. Referišući se na tabelu 6 za ugaoni spoj ispitana su makro i mikro struktura za sva tri uzorka koja su zavarena u različitim atmosferama zaštitnog gasa prema BAS EN ISO 17639 [15].

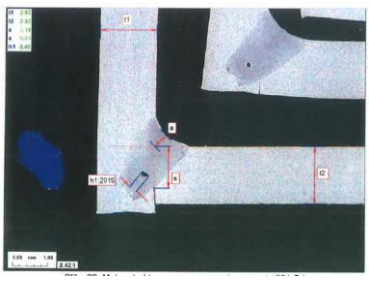
Rezultati za makrostrukturu su prikazani na slikama 5, 6, i 7, a objašnjenja data u nastavku.



Slika 5. Makropresjek FW I1



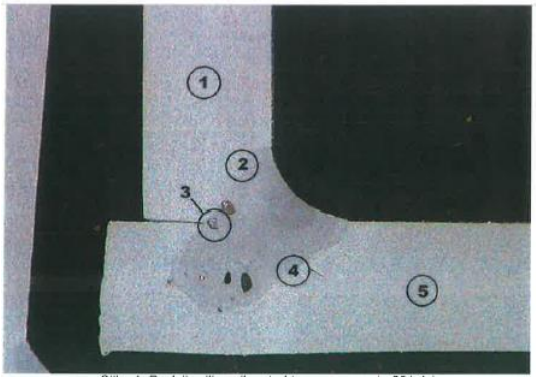
Slika 6. Makropresjek FW I2



Slika 7. Makropresjek FW I3

Kao što je vidljivo na slikama, na sva tri uzorka su uočene nepravilnosti, označene prema BAS EN ISO 6520 [16], redoslijedom 2011 (gasna pora približno sfernog oblika) i 2015 (gasna pora približno izduženog oblika) koje se karakterišu kao prihvatljive.
Što se tiče gaometrije spoja jasno je vidljivo da je kod uzoraka zavarenih u zaštitnoj atmosferi argon dubina penetracije manja nego kod uzoraka sa korišenim zaštitnim gasom helijum i mješavina (Ar+He). Međutim kod sva tri uzorka je dubuna penetracije izuzetno velika. Širina spoja je približno jednaka kod sva tri uzorka.

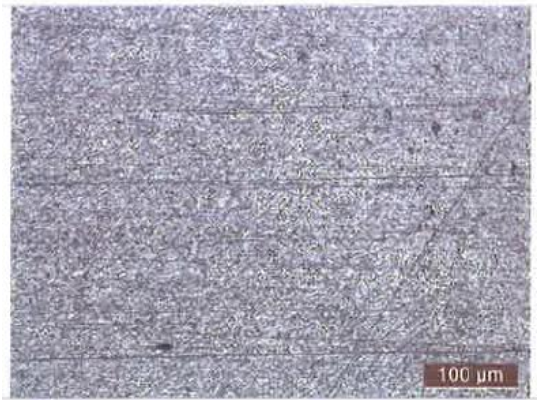
Rezultati ispitivanja mikrosutrukture za uzorak zavaren u zaštitnoj atmosferi argon prikazani su na slikama od 8 do 11.



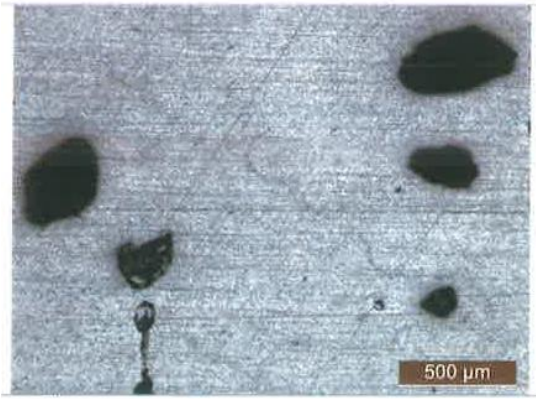
Slika 8. Makropresjek sa naznačenim mjestima mikrostrukturne analize FW I1



Slika 9. Mikrostruktura FW I1 OM



Slika 10. Mikrostruktura FW I1 ZUT

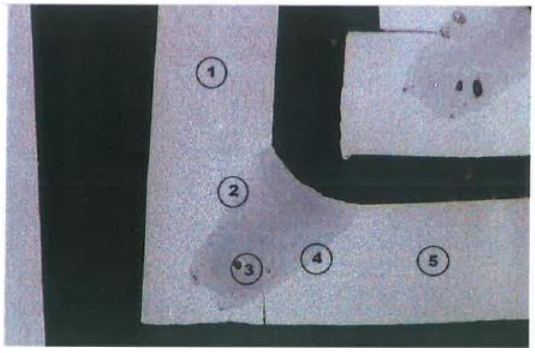


Slika 11. Mikrostruktura FW I1 MŠ

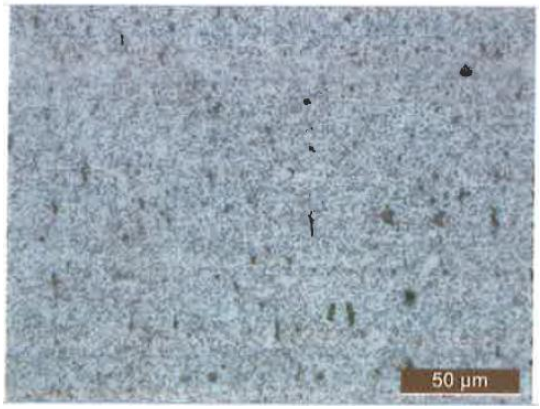
Kod uzorka zavarenog u zaštitnoj atmosferi argon u metalu šava su primjetne pore – gnijezdo pora, što nije dozvoljeno. Takođe, utvrđeno je sledeće:

- Struktura osnovnog materijala je α-Al čvrsti rastvor sa ojačavajućom fazom,
- Mikrostrukturu zone uticaja toplote čine stubasti kristali u blizini linije stapanja pri čemu je spojena struktura OM i MŠ. Zona uticaja toplote je slabo izražena,
- Mikrostrukturu metala šava čini dendritna struktura sa kristalima različite orjentacije, kao što je već rečeno prisutan je veći broj pora i šupljina.

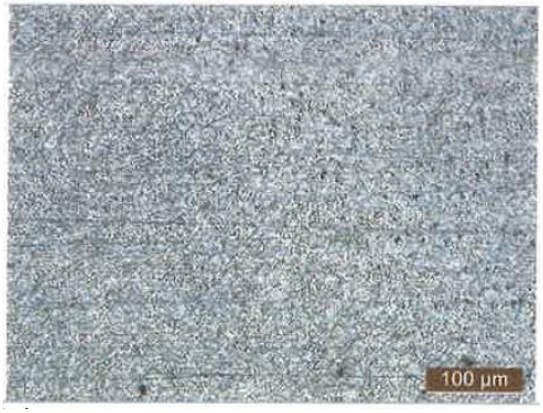
Rezultati ispitivanja mikrosutrukture za uzorak zavaren u zaštitnoj atmosferi helijum prikazani su na slikama od 12 do 15.



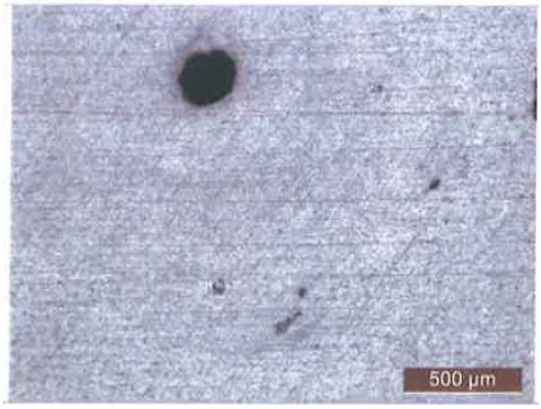
Slika 12. Makropresjek sa naznačenim mjestima mikrostrukturne analize FW I2



Slika 13. Mikrostruktura FW I2 OM



Slika 14. Mikrostruktura FW I2 ZUT



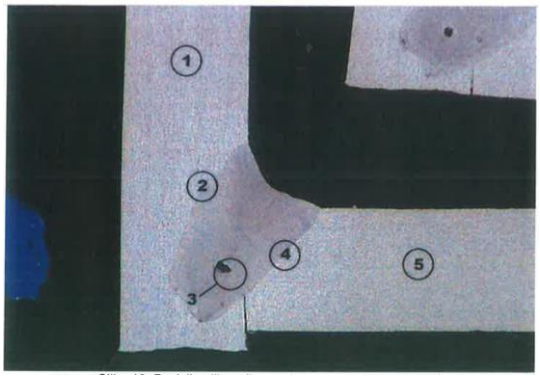
Slika 15. Mikrostruktura FW I2 MŠ

Primjetno prisustvo pore, kao i sledeće :

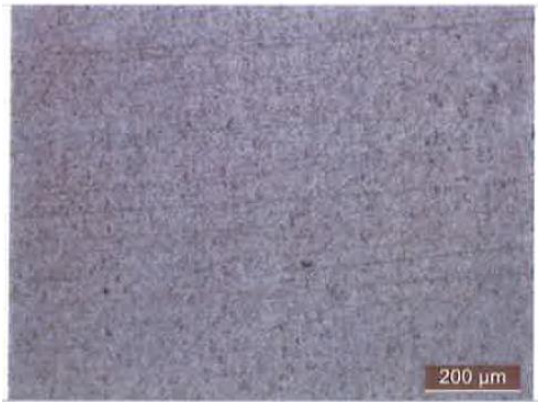
- Struktura osnovnog materijala je α-Al čvrsti rastvor sa ojačavajućom fazom i krupnijim lesticama intermetalnih jedinjenja,

- Mikrostrukturu zone uticaja toplote čine stubasti kristali u blizini linije stapanja pri čemu je spojena struktura OM i MŠ. Zona uticaja toplote je slabo izražena,
- Mikrostrukturu metala šava čini dendritna struktura sa kristalima različite orjentacije, kao što je već rečeno prisutna je šupljina.

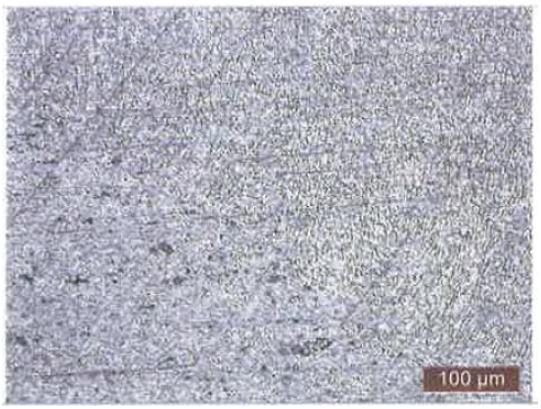
Rezultati ispitivanja mikrosutrukture za uzorak zavaren u zaštitnoj atmosferi mješavine (Ar+He) prikazani su na slikama od 16 do 19.



Slika 16. Makropresjek sa naznačenim mjestima mikrostrukturne analize FW I3



Slika 17. Mikrostruktura FW I3 OM



Slika 18. Mikrostruktura FW I3 ZUT

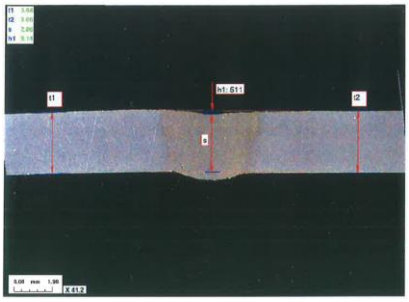


Slika 19. Mikrostruktura FW I3 MŠ

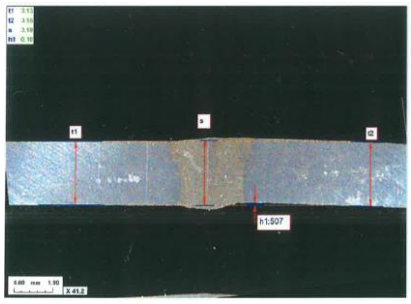
U metalu šava primjetno prisustvo pore koja inicira prsline u dva smjera, kao i:

- Struktura osnovnog materijala je α-Al čvrsti rastvor sa ojačavajućom fazom i krupnijim lesticama intermetalnih jedinjenja,
- Mikrostrukturu zone uticaja toplote čine stubasti kristali u blizini linije stapanja pri čemu je spojena struktura OM i MŠ. Zona uticaja toplote je slabo izražena.

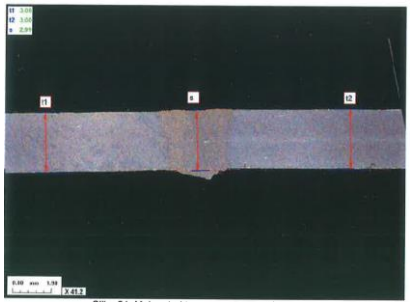
Za sučeoni spoj ispitana su makro i mikro struktura za sva tri uzorka koja su zavarena u različitim atmosferama zaštitnog gasa prema BAS EN ISO 17639 [15]. Rezultati za makrostrukturu su prikazani na slikama 20, 21, i 22, a objašnjenja data u nastavku.



Slika 20. Makropresjek BW I1



Slika 21. Makropresjek BW I2

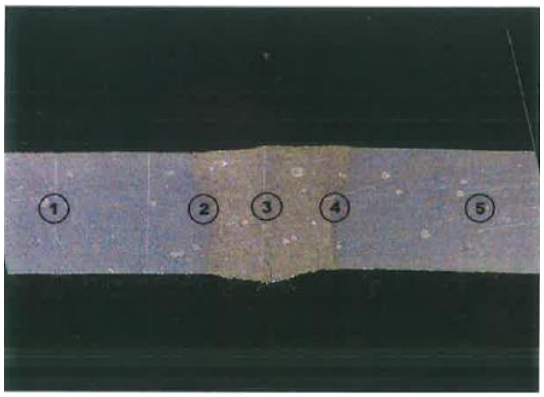


Slika 22. Makropresjek BW I3

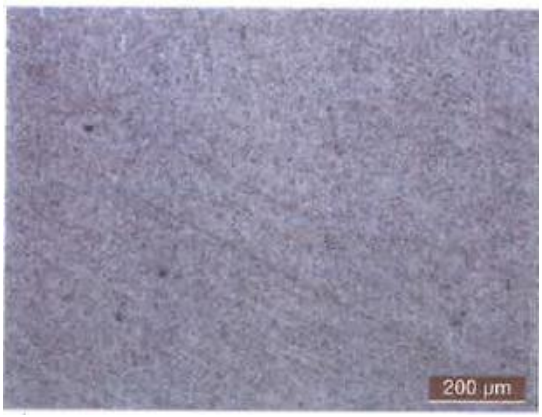
Uočene nepravilnosti: 507; 511 – nepravilnosti oblika i položaja i to linearna smaknutost i nepotpuno ispunjen žljeb.

Kod uzorka zavarenog u zaštitnoj atmosferi argon (slika 20) vidljivo je da je šav nešto širi u odnosu na uzorak zavaren u zaštitnoj atmosferi helijum (slika 21). Kod uzorka zavarenog u zaštitnoj atmosferi mješavine (slika 22) širina šava je približno ista kao kod uzorka zavarenog u zaštitnoj atmosferi argon (slika 20).

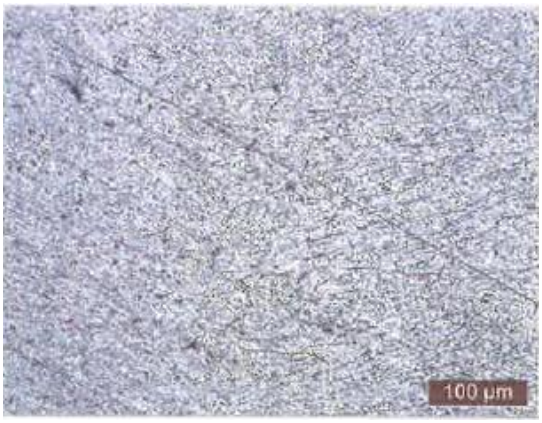
Dalje su prikazani rezultati ispitivanja mikropresjeka, za uzorke zavarene u različitim atmosferama zaštitnog gasa.



Slika 23. Makropresjek sa naznačenim mjestima mikrostrukturne analize BW I1



Slika 24. Mikrostruktura BW I1 OM



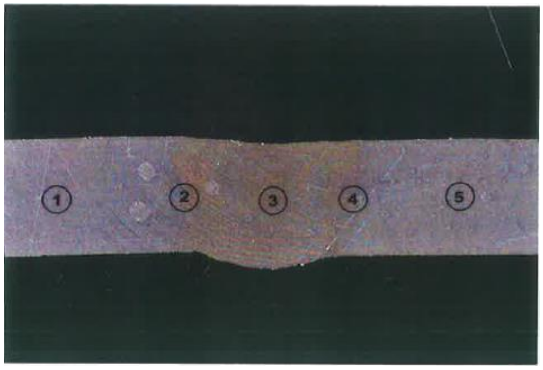
Slika 25. Mikrostruktura BW I1 ZUT



Slika 26. Mikrostruktura BW I1 MŠ

Mikroskopskim ispitivanjem na sučeonom uzorku zavarenim u zaštitnoj atmosferi argona, utvrđeno je sledeće:

- Struktura osnovnog materijala je α-Al čvrsti rastvor sa krupnim česticama Mg2Si i ojačavajućom fazom,
- Mikrostrukturu zone uticaja toplote čine stubasti kristali u blizini linije stapanja pri čemu je spojena struktura OM i MŠ.Zona uticaja toplote je slabo izražena
- Mikrostrukturu metala šava čini dendritna struktura sa kristalima različite orjentacije, bez prisustva pora ili prslina.



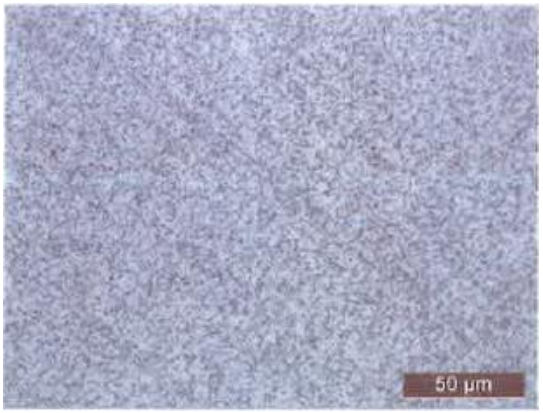
Slika 27. Makropresjek sa naznačenim mjestima mikrostrukturne analize BW I2



Slika 28. Mikrostruktura BW I2 OM



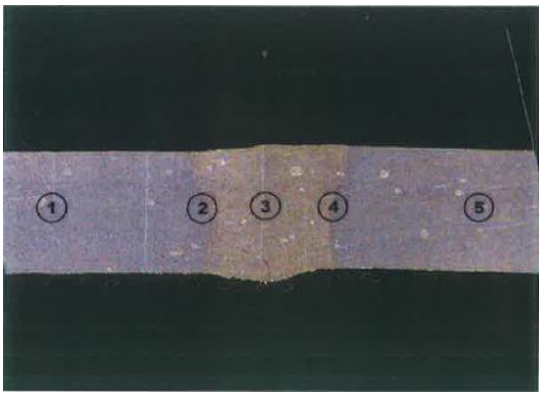
Slika 29. Mikrostruktura BW I2 ZUT



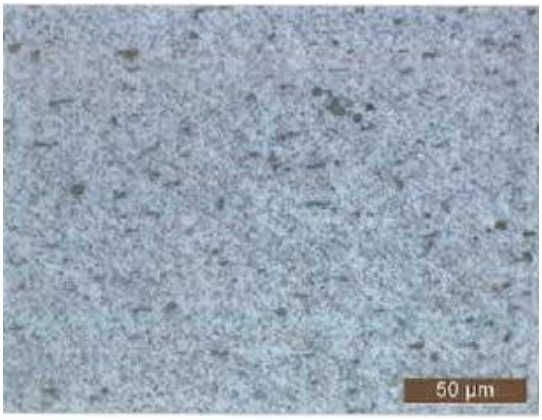
Slika 30. Mikrostruktura BW I2 MŠ

Mikroskopskim ispitivanjem na sučeonom uzorku zavarenim u zaštitnoj atmosferi helijuma, utvrđeno je sledeće:

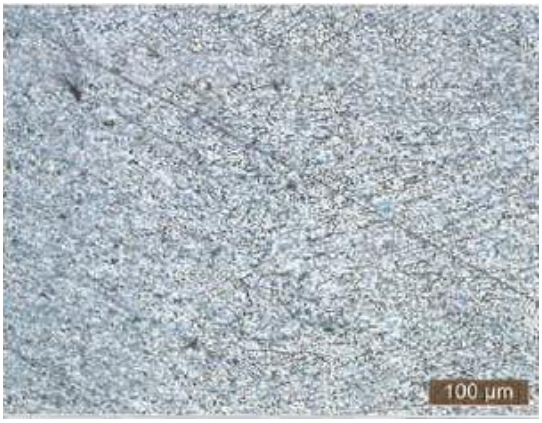
- Struktura osnovnog materijala je α-Al čvrsti rastvor i ojačavajućom fazom,
- Mikrostrukturu zone uticaja toplote čine stubasti kristali u blizini linije stapanja pri čemu je spojena struktura OM i MŠ.Zona uticaja toplote je slabo izražena.
- Mikrostrukturu metala šava čini dendritna struktura sa kristalima različite orjentacije, bez prisustva pora ili prslina.



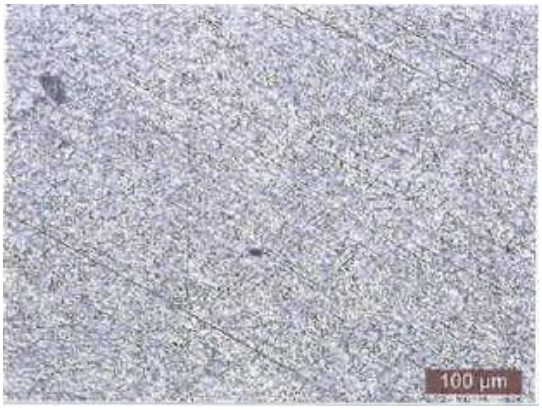
Slika 31. Makropresjek sa naznačenim mjestima mikrostrukturne analize BW I3



Slika 32. Mikrostruktura BW I3 OM



Slika 33. Mikrostruktura BW I3 ZUT



Slika 34. Mikrostruktura BW I3 MŠ

Mikroskopskim ispitivanjem na sučeonom uzorku zavarenim u zaštitnoj atmosferi mješavine argona i helijuma, utvrđeno je sledeće:

- Struktura osnovnog materijala je α-Al čvrsti rastvor sa krupnim česticama Mg2Si i ojačavajućom fazom,
- Mikrostrukturu zone uticaja toplote čine stubasti kristali u blizini linije stapanja pri čemu je spojena struktura OM i MŠ.Zona uticaja toplote je slabo izražena.

Mikrostrukturu metala šava čini dendritna struktura sa kristalima različite orjentacije, bez prisustva pora ili prslina.

Primenjeno je ispitivanje zatezanjem transverzalno u odnosu na zavareni spoj, prema BAS EN ISO 4136 [17], pri čemu je zahtevano da zatezna čvrstoća bude ≥186 N/mm2. Vrijednosti rezultata ispitivanja su u skladu sa zahtjevima i isti su prikazani u Tabeli 7.

Tabela 7 – Ispitivanje zatezanjem

Oznaka epruvete / položaj	Dimenzija epruvete[mm]	Rm [N/mm2]	Lokacija loma
243.1.1	3,0x25,05	241	ZUT
243.1.2	3,0x2,95	240	ZUT
243.2.1	3,0x25,00	206	ZUT
243.2.2	3,0x25,05	213	MŠ
243.3.1	3,0x25,00	227	ZUT
243.3.2	3,0x25,05	225	ZUT

Naredna metoda je ispitivanje savijanjem prema BAS EN ISO 5173 [18], i rezultati ispitivanja su u skladu sa zahtjevima i isti su prikazani u Tabeli 8. Korišćena dimenzija trna je 27 mm.

Tabela 8 – Ispitivanje savijanjem

Oznaka epruvete / položaj	Dimenzija epruvete [mm]	Ugao savijanja [°]	Vrsta savijanja	Mesto loma
243.1.1.l	3,0x30,0	180	Lice	Bez loma
243.1.2.k	3,0x30,0	180	Korijen	Bez loma
243.1.3.l	3,0x30,0	180	Lice	Bez loma

243.1.4.k	3,0x30,0	180	Korijen	Bez loma
243.2.1.l	3,0x30,0	180	Lice	Bez loma
243.2.2.k	3,0x30,0	180	Korijen	Bez loma
243.2.3.l	3,0x30,0	180	Lice	Bez loma
243.2.4.k	3,0x30,0	180	Korijen	Bez loma
243.3.1.l	3,0x30,0	180	Lice	Bez loma
243.3.2.k	3,0x30,0	180	Korijen	Bez loma
243.3.3.l	3,0x30,0	180	Lice	Bez loma
243.3.4.k	3,0x30,0	180	Korijen	Bez loma

4. ZAKLJUČAK

Upoređivanjem dobijenih rezultata nakon ispitivanja svih uzoraka prvi zaključak koji se može donijeti jeste da kod sučeono zavarenih komada nije dolazilo do problema sa šupljinama unutar metala šava ni kod jednog zaštitnog gasa. Geometrija je bila slična sa manjim razlikama u širini šava. Kod ugaono zavarenih uzoraka pak, rezultati su pokazali veliki broj šupljina u metalu šava kod sva tri korišćena zaštitna gasa. Što se tiče geometrije šava, dubina penetracije je najizraženija kod uzorka sa korišćenim helijumom kao zaštitnim gasom.

Dakle, izbor zaštitnog gasa u dobroj mjeri utiče na geometriju i metalografiju šava, udio poroznosti i mikrostrukturu zrna.

LITERATURA

[1] Prokić Cvetković, R., D. Popović, O.,: Postupci zavarivanja, Mašinski fakultet Univerziteta u Beogradu, Beograd, 2020.

[2] Popović, O.,: Prokić Cvetković, R., D. Metalurgija zavarivanja, Mašinski fakultet Univerziteta u Beogradu, Beograd, 2019.

[3] BAS EN ISO 4063:2024 – Zavarivanje i srodni postupci - Lista postupka i njihovo označavanje.

[4] BAS EN ISO 15614-11:2023 – Specifikacija i kvalifikacija za postupke zavarivanja metalnih materijala - Ispitivanje postupaka zavarivanja- Dio 11: Zavarivanje elektronskim i laserskim snopom

[5] BAS CEN ISO/TR 15608:2018 – Zavarivanje - Uputstvo za sistem grupisanja metalnih materijala.

[6] BAS EN 15088:2010 – Aluminijum i legure aluminijuma - Konstrukcioni proizvodi za građevinske radove - Tehnički uslovi za pregled i isporuku

[7] BAS EN ISO 14175:2009 – Potrošni materijali za zavarivanje - Gasovi i gasne mešavine za zavarivanje topljenjem i srodne postupke.

[8] BAS EN ISO 18273:2017 – Dodatni materijali za zavarivanje - Žičane elektrode, žice i šipke za zavarivanje aluminija i legura aluminija - Klasifikacija

[9] BAS EN ISO 15609-4:2010 – Specifikacija i kvalifikacija tehnologije zavarivanja metalnih materijala - Specifikacija tehnologije zavarivanja (WPS) - Dio 4: Zavarivanje laserskim snopom

[10] BAS EN ISO 17637:2018 – Ispitivanje bez razaranja zavarenih spojeva – Vizuelno ispitivanje spojeva zavarenih topljenjem.

[11] BAS EN ISO 10042:2019 – Zavarivanje - Elektrolučno zavareni spojevi na aluminijumu i njegovim legurama - Nivoi kvalitete za prihvaćanje nedostataka

[12] BAS EN ISO 3452-1:2022 – Ispitivanje bez razaranja – Penetrantsko ispitivanje – Dio 1: Opšti principi.

[13] BAS EN ISO 23277:2016 – Ispitivanje bez razaranja zavarenih spojeva - Ispitivanje penetrantima - Nivoi prihvatljivosti
[14] BAS EN ISO 17636-1:2023 – Ispitivanje bez razaranja zavarenih spojeva - Radiografsko ispitivanje - Dio 1: Tehnike X i gama-zraka s filmom
[15] BAS EN ISO 17639:2023 – Ispitivanje sa razaranjem zavarenih spojeva metalnih materijala – Makroskopsko i mikroskopsko ispitivanje zavarenih spojeva.
[16] BAS EN ISO 6520-1:2008 –Zavarivanje i srodni postupci - Klasifikacija geometrijskih nedostataka u metalnim materijalima - Dio 1: Zavarivanje topljenjem
[17] BAS EN ISO 4136:2023 – Ispitivanja sa razaranjem zavarenih spojeva metalnih materijala – Ispitivanje poprečnim zatezanjem.
[18] SRPS EN ISO 5173:2024 – Ispitivanje sa razaranjem zavarenih spojeva metalnih materijala – Ispitivanje savijanjem.
[19] BAS EN 573-3+A2:2025 –Aluminijum i legure aluminijuma - Hemijski sastav i oblik gnječenih proizvoda – Dio 3: Hemijski sastav i oblik proizvoda

Broj rada: 5.6
DOI: 10.65156/wws.sjdp.si.028

ZAVARIVANJE NERĐAJUĆEG ČELIKA PUNJENOM ŽICOM MAG POSTUPKOM U ZAŠTITI UGLJEN DIOSKIDA

MAG WELDING OF STAINLESS STEEL WITH FLUX-CORED WIRE IN A CARBON DIOXIDE SHIELDING ATMOSPHERE

Dragan Mitić[1] dipl. inž. Mašinstva, Mladen Mitić[1] mast.inž. mašinstva, Đorđe Hadži-Đokić[2] mast.inž. mašinstva, Srđan Milojković[1] dipl. inž. mašinstva

[1] Nivar D.O.O. Niš, Niš, Republika Srbija ,
[2] Mašinski fakultet u Nišu, Univerzitet u Nišu, Republika Srbija

E-mail: *hadzidjordje5@gmail.com*

Rezime: Za zavarivanje nerđajućih čelika MAG postupkom uobičajeno se koristi mešavina gasova, argon 98% i 2% kiseonika, ugljen dioksida ili azota. U ovom radu je prikazano zavarivanje nerđajućeg čelika punjenom žicom u stoprocentnoj zaštiti ugljen dioksidom. Prikazani su rezultati ispitivanja ovako zavarenih spojeva, kao i vizuelni izgled zavarenih spojeva.

Ključne reči: MAG postupak, punjena žica, zaštitni gas

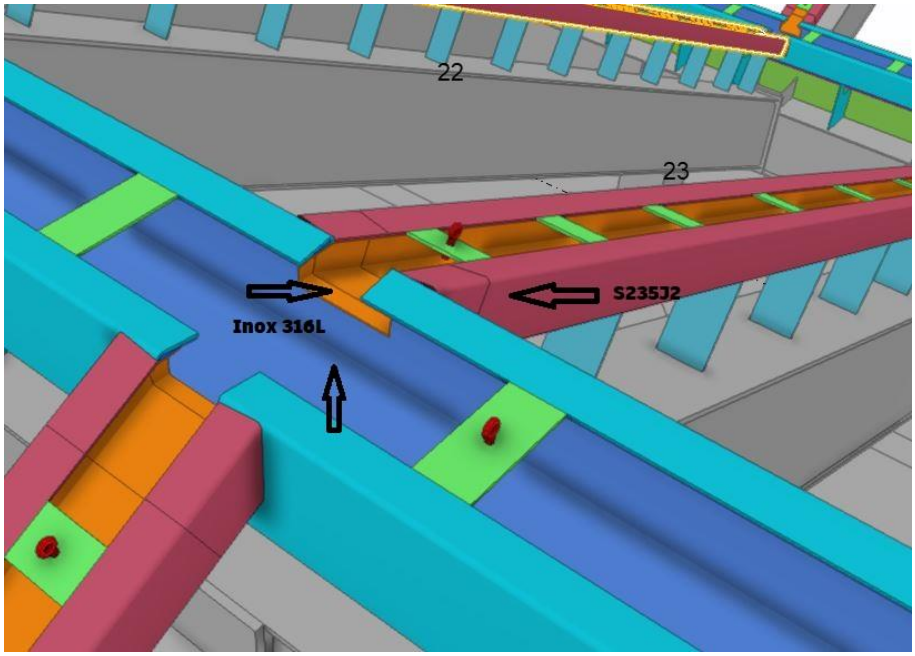
Abstract: For welding stainless steels using the MAG process, a gas mixture is commonly used, consisting of 98% argon and 2% oxygen, carbon dioxide, or nitrogen. This paper presents the welding of stainless steel using flux-cored wire with 100% carbon dioxide shielding. The results of testing such welded joints are presented, as well as the visual appearance of the welded joints.

Key words: MAG process, flux-cored wire, shielding gas

1. UVOD

Zavarivanje nerđajućih čelika, predstavlja široko primenjivan postupak spajanja materijala u različitim industrijskim oblastima. Zbog specifičnog hemijskog sastava i izražene otpornosti na koroziju, pri zavarivanju je potrebno posebno voditi računa o izboru postupka, dodatnog materijala i zaštitnog gasa, kao i o unosu toplote. Najčešće se primenjuju TIG (141) i MIG/MAG (131/135) postupci, pri čemu se odgovarajućim parametrima zavarivanja nastoji obezbediti kvalitetan zavareni spoj uz očuvanje korozione otpornosti osnovnog materijala. Posebna pažnja posvećuje se sprečavanju pregrevanja, oksidacije i pojave neželjenih promena u mikrostrukturi materijala.
U ovom radu biće predstavljeno zavarivanje nerđajućeg čelika 316L (čelik 1.4404) MAG postukom (136) u zaštiti 100% ugljen dioksida (CO_2). Kod standardne primene MAG postupka za zavarivanje 316L najčešće se koriste argon-bogate zaštitne gasne smeše, a ne čist CO_2. Na primer, za dodatni materijal klasifikacije G 19 12 3 L / ER316L, proizvođači navode zaštitne gasove tipa M12 ili M13, odnosno argonom bogate smeše sa manjim dodatkom aktivne komponente.

Zavarivanje se izvodi na poslovnom objektu u zoni krovne konstrukcije, kao deo membranskog pokrivača, čija namena je prikupljanje i sprovođenje atmosferskih voda drenažnim sistemom. Vremenski uslovi, predata konstrukciona rešenja i metodologija zahtevaju izvođenje radova sa već obezbeđenim dodatnim materijalom, zaštitnim gasom i postojećim sertifikatima zavarivača. Uslovi rada, podrazumevaju hladno vreme i zavarivanje na 15m visine.



Slika 1. Prikaz pozicija zavarivanja na 3D modelu konstrukcije krova

Početak procesa zavarivanja zahtevao je pripremu samog materijala, obradu na terenu, pripremanje ivica, čišćenje osnovnog materijala i formiranje adekvatne zaštite na krovu objekta sa ciljem obezbeđenja što povoljnijih uslova za zavarivanje.



Slika 2. Prikaz pozicija zavarivanja u realnim uslovima

2. EKSPERiMENT

2.1 Osnovni materijal

Osnovni materijal je EN 1.4404 / X2CrNiMo17-12-2 (AISI 316L) debljine 3mm kao što je prikazano na slici 2. je smešten u kutijasti ram izrađen od konstrukcionog čelika S235J2, čija izrada zahteva posebnu pažnju, naročito prilikom obrade zavara.

Tabela 1. Hemijske karakteristike osnovnog materijala

Osnovni materijal	C %	Mn %	Si %	Ni %	Cr %	Mo %	Ti %	V %	Cu %
iNOX 316L/ č 1.4044	0,03	2,05	0,89	11,86	18,23	2,02	/	/	/

Tabela 2. Mehaničke karakteristike osnovnog materijala

Osnovni materijal	Rm (N/mm²)	Rv (N/mm²)	L (%)	Pv (J)	Tvrdoća (HB)
iNOX 316L/ č1.4044	608	336	40	-40°C 60	215

2.2 Dodatni materijal

U toku zavarivanja ovog materijala, kao dodatni materijal koristi se punjena žica komercijalne oznake JQ 316L (ISO 17 633-A-T 19 12 3 LP C1 1).

Tabela 3. Hemijske karakteristike dodatnog materijala

Dodatni materijal	C %	Si %	Mn %	P %	S %	Cr %	Ni %	Mo %	Ti %	Cu %
JQ 316L	0,02	0,64	1,38	0,023	0,004	18,96	11,97	2,63	/	0,0047

Tabela 4. Mehaničke karakteristike dodatnog materijala

Dodatni materijal	Rm (N/mm²)	Rv (N/mm²)	izduženje (%)	Pv jJ
JQ 316L	571	429	36	/

2.3 Metodologija rada

Zavarivanje materijala inox 316L sprovodi se na visini između 15-20m uz adekvatnu pripremu površina. Obrada i čišćenje ivica kod ugaonog zavarenog spoja na preklopu podrazumeva brušenje abrazivima predviđenim za brušenje nerđajućih (inox) čelika. Nakon pripreme ivica neophodno je obezbediti adekvatno snabdevanje električnom energijom na visini od 20m uz minimalne gubitke. Zavarivanje ugaonih zavarenih spjeva (FW) se izvodi u PB i PF poziciji gde zavarivač zbog veličine šobe posebno obraća pažnju na početak i kraj zavara uz kontrolisan unos toplote kao i brzinu hlađenja. Kako se zavarivanje odvijalo u toku februara meseca bilo je neophodno obaviti sušenje površina pre početka zavarivanja u slučaju padavina (slika 3.).



Slika 3. izgled zavarenog spoja pre čišćenja

Nakon završenog zavarivanja, pomenuta lokacija zavara se hladi, gde se nakon 30/45minut pristupa čišćenju zavarenoog spoja uz korišćenje čistača GSM, uz posebne mere zaštite (rukavice, maske i naočare) zbog štetnosti i opasnosti sredstva po korisnike prilikom neadekvatne primene. Nakon nanosa čistača, zone zavarenog spoja MŠ i ZUT se ispiraju vodom uz pritisak, sa ciljem uklanjanja zaostalih tragova čistača. Nakon ispiranja pristupa se sušenju površina i nanošenju pasivizatora (kiseline) sa ciljem povratka nerđajućih osobina osnovnom materijalu i samoj zoni zavarenog spoja.



Slika 4. Čistač zavarenih spojeva i njegova primena nakon zavarivanja

Po završetku procesa pasivizacije pristupa se daljem ispitivanju zavarenih spojeva metodama razaranja (VT 100%, PT 20%), nakon čega se na površine spojeva nanosi hidro premaz i potom završni sloj antikorozione zaštite.

U vremenskom periodu od početka zavarivanja do samog ispitivanja, koji obuhvata nekoliko nedelja, nije zabeležena ikakva pojava korozije ili elemenata tačkaste korosije u zoni zavarenih spojeva.



Slika 5. izgled zavarenog spoja nakon pasivizacije i konačni izgled membranskih svodova

2.4 Ispitivanje bez razaranja

U okviru iTP-a (inspection testing plan) i plana kontrole propisanog od strane stručnog nadzora u zoni zavarenih spojeva predviđeno je ispitivanje VT i PT metodama u određenom obimu prema zahtevu nivoa kvaliteta “C” (EXC2).



Slika 6. ispitivanje zavarneih spojeva

3. REZULTATI I DiSKUSIJA

Pre samog postupka realizacije poslova zavarivanja neophodno je bilo izraditi adekvatnu kvalifikaciju shodno standardima i pravilima struke. U daljem tekstu biće prikazani segmenti kvalifikacije (WPQR) za sprovedena zavarivanja u zaštiti ugljen dioksida,

Izdaje: WELD-ING DOO INŽENJERING U ZAVARIVANJU www.weld-ing.com | KVALIFIKACIJA TEHNOLOGIJE ZAVARIVANJA - WPQR | Broj: WK-14-136/26

UVERENJE /SERTIFIKAT O KALIFIKACIJI NA OSNOVU ISPITIVANJA UZORKA

Tehnologija zavarivanja broj:	WANHAO 06	Mesto/datum zavarivanja:	Beograd, 03.04.2026.
Proizvođač:	ZHEJIANG WANHAO SPACE STRUCTURE GROUP CO. LTD. OGRANAK BEOGRAD	Adresa proizvođača:	Ul. Bulevar Kralja Aleksandra I Karađorđevića 13, broj stana: 2, 11102 Beograd
Relevantni standard:	SRPS EN ISO 15614-1:2017/A1:2020	Mesto/datum kontrolisanja:	Beograd, 03.04.2026.
Izveštaj o kontrolisanju:	iWK-14-136/26	Mesto/datum izdavanja:	Beograd, 24.04.2026.

PODRUČJE VAŽENJA KVALIFIKACIJE

Postupak zavarivanja	136 - MAG zavarivanje sa punjenom elektrodnom žicom u zaštitnoj atmosferi aktivnog gasa; način prenosa dodatnog matrijala kratkospojeni prenos (short arc); Područje važenja kvalifikacije: kratkospojeni prenos (short arc).		
Grupa/podgrupa osnovnog materijala	OM: X2CrNiMo17-12-2, čelici grupe 8.1 prema SRPS CEN ISO/ TR 15608; Područje važenja kvalifikacije: 8 - 8	Vrsta spoja i šava	FW - ugaoni spoj: ploča (P-FW)
Jedan/više prolaza	Višeprolazno zavarivanje	Debljina osnovnog materijala (mm)	6,00/6,00
Ugao priključka		Debljina spoja i šava (mm)	Područje važenja kvalifikacije FW: 3,00 - 12,00
Oznaka dodatnog materijala	Golden Bridge JQ-316L, T 19 12 3 L P C1 prema SRPS EN ISO 17633	Visina šava ugaonog spoja (mm)	Bez ograničenja
Oznaka zaštitnog gasa	C1 prema SRPS EN ISO 14175	Spoljašnji prečnik cevi (mm)	
Položaj zavarivanja	PA, PB, PC, PD, PE, PF prema SRPS EN ISO 6947	Temperatura predgrevanja (°C)	
Tip struje i polarnost	DC +	Međuprolazna temperatura (°C)	Do 250
PWHT postupak		Ostali podaci	Nivo 2, prema SRPS EN ISO 15614-1:2017/A1:2020

POTVRĐUJE SE DA JE ISPITNI UZORAK WK-14-136/26 PRIPREMLJEN, ZAVAREN I ISPITAN SA ZADOVOLJAVAJUĆIM REZULTATIMA U SKLADU SA ZAHTEVIMA STANDARDA SRPS EN ISO 15614-1:2017/A1:2020

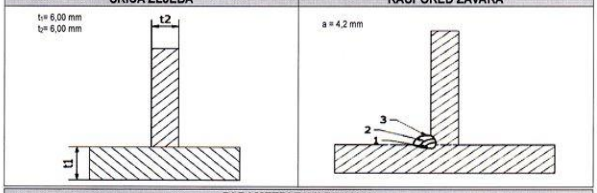
Kontrolisanje obavio: Radoš Lilić mast.inž.maš./EWE | Odobrio: Vladan Macanković ing.maš. EWE, IWI

Izdaje: WELD-ING DOO INŽENJERING U ZAVARIVANJU www.weld-ing.com | KVALIFIKACIJA TEHNOLOGIJE ZAVARIVANJA - WPQR | Broj: WK-14-136/26

PODACI O ZAVARIVANJU ISPITNOG UZORKA - WPS

Tehnologija zavarivanja – broj:	WANHAO 06	Proizvođač:	ZHEJIANG WANHAO SPACE STRUCTURE GROUP CO. LTD. OGRANAK BEOGRAD
Mesto:	Beograd	Zavarivač:	Luo Eruha
Postupak zavarivanja:	136	Položaj zavarivanja:	PF i PD
Vrsta spoja:	FW	Priprema - čišćenje:	DA
Osnovni materijal		Dodatni materijal	
Oznaka / standard:	X2CrNiMo17-12-2 prema SRPS EN 10216-5	Oznaka / standard:	T 19 12 3 L P C1 prema SRPS EN ISO 17633
Grupa:	8.1	Trgovački naziv:	JQ-316L
Debljina (mm):	6,00	Proizvođač:	Golden Bridge
Spoljni prečnik cevi (mm):	/	Sušenje:	/

SKICA ŽLJEBA: t_1= 6,00 mm, t_2= 6,00 mm | RASPORED ZAVARA: a = 4,2 mm



PARAMETRI ZAVARIVANJA

Zavar br.	Postupak	Prečnik dodatnog materijala	Struja (A)	Napon (V)	Vrsta struje/polaritet	Brzina: dodavanja žice/ zavarivanja	Unos toplote
1-3	136	Ø 1,2 mm	160-180	22,0-23,0	= (+)	20 cm/min-22 cm/min	0,95 kJ/mm

Zaštitni gas/ prašak:	C1 prema SRPS EN ISO 14175	Ostali podaci:	kratkospojeni prenos (short arc)
Protok gasa:	Od 15 l/min do 18 l/min	Njihanje (maksimalna širina):	/
Tip volframove elektrode/prečnik:	/	Oscilacije: (ampliitude, frekvencije, vreme):	/
Podaci o žljebljenju/podloška:	Ne	Podaci o impulsnom zavarivanju:	/
Temperatura predgrevanja:	/	Rastojanje mlaznice:	/
Međuslojna temperatura:	Do 250°C	Podaci o zavarivanju plazmom:	/
Termička obrada posle zavarivanja i/ili starenje:	/	Ugao nagiba pištolja (gorionika):	/
Vreme, temperatura, metoda:	/	Dimenzija mlaznice:	/
Datum izdavanja:	24.04.2026.	Zavarivanje je izvedeno u prisustvu:	Radoša Lilića

ZA PROIZVOĐAČA: Đorđe Hadži-Đokić mast.inž.maš. IWE; 03.04.2026. (ime, datum i potpis)

ZA WELD-ING D.O.O.: Radoš Lilić mast.inž.maš. EWE; 03.04.2026. (ime, datum i potpis)

Slika 7. Deo kvalifikacije i pWPS

U toku zavarivanja neophodno je bilo pratiti paramtere radi kontrole unosa toplote i ponašanje osnovnog materijala obzirom da se radilo sa materijalom male debljine čija geometrija mora da prati okvir sekundarne čelične konstrukcije (S235J2). Zavarivanje se izvodilo u PF i PA položaju.



Slika 8. izgled uzorka nakon zavarivanja

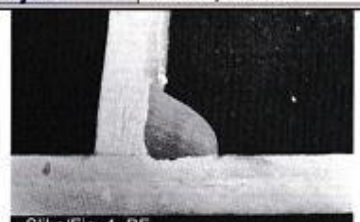
Izdaje: WELD-ING DOO INŽENJERING U ZAVARIVANJU www.weld-ing.com	KVALIFIKACIJA TEHNOLOGIJE ZAVARIVANJA - WPQR	Broj: WK-14-136/26

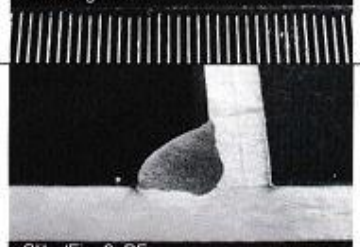
REZULTATI ISPITIVANJA ISPITNOG UZORKA WK-14-136/26 PREMA SRPS EN ISO 15614-1:2017/A1:2020			
Tehnologija zavarivnaja - broj:	WANHAO 06		
Vizuelni pregled:	Zadovoljava; 416/26	~~Radiografsko isptivanje:~~	
Penetrantsko/~~magnetsko~~ ispitivanje:	Zadovoljava; 416/26	~~Ultrazvučno isptivanje:~~	
~~Ispitivanje zatezanjem:~~		~~Temperatura ispitivanja:~~	

Tip/br.	Re (N/mm^2)	Rm (N/mm^2)	A (%)	Z (%)	Mesto prekida	Ocena

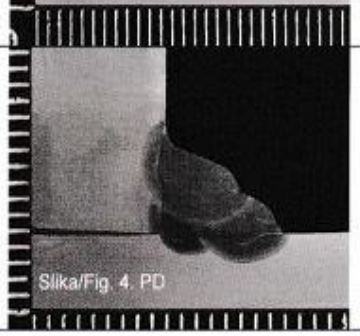
~~Ispitivanje savijanjem:~~		~~Mikrografija:~~	
~~Prečnik trna:~~		Makrografija:	Zadovoljava; 416/26

Broj epruveta	Ugao savijanja	Metoda	Ocena


Slika/Fig. 1. PF


Slika/Fig. 2. PF


Slika/Fig. 3. PD


Slika/Fig. 4. PD

Slika 9. Rezultati ispitivanja ispitnog uzorka

4. ZAKLJUČAK

Da bi se pomenuti postupak zavarivanja nerđajućeg čelika (316L) u zaštiti 100%CO2 u potpunosti verifikovao neophodo je izraditi i kvalifikaciju za sučeoni tip zavara (BW) sa potpunim prikazom makro strukture, a nakon izrađene kvalifikacije neophodno je obaviti testiranje na pojavu interkristalne korozije.

Pored svega navedenog, ovaj postupak ekonomski opravdava svoje izvođenje jer je upotreba čistog ugljen dioksida 100% CO2 isplativija, ali takođe treba sagledati samu obuku zavarivača i proces pasivizacije radi efikasnosti i uštede vremena jer je pomenuti proces pasivizacije neophodan prema proceduri, radi dobijanja očekivanih osobina nerđajućeg čelika i nakon završenog zavarivanja.

LITERATURA

[1] Catalog Golden Bridge, flux cored wire, stainless steel, (AWS A5.22 E316LT1-1iSO 17633-A-T 19 12 3 L P C1 1), Liujing Road, Dongli Economic Development Area, Tianjin, P. R. China

[2] Radica Prokić Cvetković, Olivera Popović, Metalurgija zavarivanja, Univerzitet u Bogradu, Mašinksi fakultet, Beograd 2019.

[3] Izveštaj o vizuelnom ispitivanju (VT), Laboratorija, RD Dijagnostika, Beograd, izveštaj broj:416/26 VT, izveštaj o penetratskom ispitivanju (PT) izveštaj br.: 416/26 PT Beograd, Republika Srbija

Broj rada: 5.7
DOI: 10.65156/wws.sjdp.si.029

PAMETNE ĆELIJE ZA ZAVARIVANJE U INDUSTRIJI 4.0: Optimizacija proizvodnih procesa primjenom kolaborativnih robota i umjetne inteligencije

SMART WELDING CELLS IN INDUSTRY 4.0 Optimization of Manufacturing Processes Using Collaborative Robots and Artificial Intelligence

Prof. dr. Isak Karabegović[1], ORCID: 0000-0001-9440-4441,
Prof. dr. Sead Pašić[2], ORCID: 0009-0004-6241-5129

[1] Akademija nauka i umjetnosti Bosne i Hercegovine,
71000 Sarajevo, Bosna i Hercegovina
[2]Univerzitet "Džemal Bijedić", Mašinski fakultet, Mostar
88104 Mostar, Bosna i Hercegovina,

E-mail: isak1910@hotmail.com

Rezime: U savremenoj industriji, procesi zavarivanja predstavljaju ključnu fazu proizvodnje koja direktno utiče na kvalitet, sigurnost i pouzdanost finalnih proizvoda. Razvoj koncepta Industrije 4.0 omogućio je integraciju naprednih tehnologija, poput kolaborativnih robota i umjetne inteligencije, u cilju povećanja fleksibilnosti, produktivnosti i adaptivnosti proizvodnih sistema. Ovaj rad istražuje primjenu pametnih ćelija za zavarivanje zasnovanih na saradnji čovjeka i robota, uz podršku AI algoritama za optimizaciju procesa. Predloženi sistem obuhvata integraciju kolaborativnog robota, senzorskih sistema i modela mašinskog učenja za real-time praćenje i adaptivno upravljanje parametrima zavarivanja. Poseban fokus stavljen je na detekciju grešaka u zavaru korištenjem vizuelnih i procesnih podataka, kao i na predikciju kvaliteta zavarenih spojeva. Analiza obuhvata poređenje tradicionalnog pristupa zavarivanju i automatizovanog sistema sa implementiranim AI modelom. Rezultati istraživanja pokazuju značajno poboljšanje kvaliteta zavara, smanjenje broja grešaka i optimizaciju vremena ciklusa. Također je evidentirano smanjenje neplaniranih zastoja i povećanje ukupne efikasnosti proizvodnog sistema. Integracija kolaborativnih robota omogućava sigurnu i efikasnu interakciju sa operaterima, dok AI doprinosi donošenju brzih i pouzdanih odluka u realnom vremenu.

Ključne riječi: kolaborativni roboti, umjetna inteligencija, zavarivanje, optimizacija procesa.

Abstract: In the modern industry, welding processes represent a critical stage of production that directly affects the quality, safety, and reliability of final products. The development of the Industry 4.0 paradigm has enabled the integration of advanced technologies, such as collaborative robots and artificial intelligence, with the aim of enhancing the flexibility, productivity, and adaptability of manufacturing systems. This paper investigates the application of smart welding cells based on human–robot collaboration, supported by AI algorithms for process optimization. The proposed system integrates a collaborative robot, sensor systems, and machine learning models for real-time monitoring and adaptive control of welding parameters. Emphasis is placed on weld defect detection using visual and process data, as well as on the prediction of weld quality. This analyse includes a comparison between a traditional welding approach and an automated system incorporating an AI-based model.

The research results indicate significant improvements in weld quality, a reduction in defect rates, and optimization of cycle time. Additionally, a decrease in unplanned downtime and an increase in overall system efficiency were observed. The integration of collaborative robots enables safe and efficient interaction with human operators, while AI supports fast and reliable decision-making in real time.

Key words: collaborative robots; artificial intelligence; welding; process optimization

1. UVOD

Savremena industrija prolazi kroz intenzivnu digitalnu transformaciju zasnovanu na konceptu Industrije 4.0, pri čemu se proizvodni procesi sve više oslanjaju na integraciju cyber-fizičkih sistema (CPS), Interneta stvari (IoT), industrijskog Interneta stvari (IIoT), robotskih sistema, umjetne inteligencije (AI), mašinskog učenja (ML), velikih skupova podataka (Big Data) i digitalnih blizanaca. Integracijom navedenih tehnologija omogućeno je kontinuirano prikupljanje i analiza podataka u realnom vremenu, što doprinosi povećanju produktivnosti, kvaliteta i fleksibilnosti proizvodnih sistema [1,2]. Jedan od važnih procesa u industriji jeste robotsko zavarivanje, koje predstavlja osnovu proizvodnje velikog broja konstrukcionih sklopova. Visoki zahtjevi za kvalitetom zavarenih spojeva, ponovljivošću procesa i povećanjem proizvodne efikasnosti uslovili su razvoj inteligentnih robotskih ćelija za zavarivanje u kojima su industrijski roboti, kolaborativni roboti, senzorski sistemi i algoritmi umjetne inteligencije integrisani u jedinstveno proizvodno okruženje. Takve pametne ćelije omogućavaju adaptivno upravljanje procesom zavarivanja, automatsko podešavanje tehnoloških parametara i kontinuirano praćenje kvaliteta zavara u realnom vremenu [3,4,5,6]. Primjena dubokog učenja, računarskog vida i metoda mašinskog učenja omogućava pouzdano prepoznavanje defekata, praćenje penetracije zavara i prediktivnu procjenu kvaliteta, čime se značajno povećavaju produktivnost i pouzdanost proizvodnih sistema [5,6].

Posebno značajnu ulogu imaju kolaborativni roboti, koji zahvaljujući ugrađenim sigurnosnim funkcijama mogu sigurno sarađivati sa operaterima bez potrebe za potpunim fizičkim odvajanjem radnog prostora. Njihova primjena omogućava veću fleksibilnost proizvodnje, jednostavnije programiranje i brzu prilagodbu različitim proizvodnim zadacima, što je posebno važno kod proizvodnje manjih serija i čestih promjena modela proizvoda [7,8]. Razvoj umjetne inteligencije dodatno unapređuje mogućnosti robotskog zavarivanja. Primjenom metoda mašinskog učenja, dubokih neuronskih mreža i računarskog vida moguće je optimizirati parametre zavarivanja, predvidjeti pojavu defekata, pratiti stabilnost električnog luka te automatski vršiti inspekciju zavarenih spojeva. Prediktivno praćenje kvaliteta zavarenih spojeva primjenom mašinskog učenja postaje jedan od ključnih elemenata pametnih proizvodnih sistema. Integracija AI algoritama sa robotskim sistemima omogućava razvoj adaptivnih sistema koji u realnom vremenu prilagođavaju proces promjenama radnih uslova i time povećavaju kvalitet, pouzdanost i ekonomičnost proizvodnje [9–12,13].

2. PAMETNE ĆELIJE ZA ZAVARIVANJE U INDUSTRIJI 4.0

2.1. Industrijski i kolaborativni roboti za zavarivanje

Tradicionalni industrijski roboti za zavarivanje odlikuju se velikom nosivošću, visokom brzinom kretanja i izuzetnom ponovljivošću pozicioniranja, zbog čega se primjenjuju u proizvodnji velikih serija proizvoda. Najčešće se koriste robotski sistemi ABB, FANUC, KUKA, Motoman i Kawasaki, koji omogućavaju izvođenje MIG/MAG, TIG, laserskog i tačkastog zavarivanja. Njihova osnovna prednost ogleda se u visokoj produktivnosti, stabilnosti procesa uz minimalna odstupanja kvaliteta zavarenih spojeva.

Posljednjih godina intenzivno raste primjena kolaborativnih robota za zavarivanje, posebno u proizvodnji malih i srednjih serija te u fleksibilnim proizvodnim sistemima. Za razliku od klasičnih industrijskih robota, kolaborativni roboti projektovani su za siguran rad u neposrednoj blizini čovjeka. Integrisani senzori sile i momenta, sistemi za detekciju sudara i napredne sigurnosne funkcije omogućavaju saradnju operatera i robota u istom radnom prostoru bez potrebe za potpunim fizičkim odvajanjem ćelije. Primjena kolaborativnih robota posebno je značajna kod zavarivanja složenih konstrukcija, prototipova i proizvoda koji zahtijevaju česte promjene proizvodnog programa. Operater priprema i pozicionira radni komad, dok robot izvodi precizne operacije zavarivanja, čime se povećava produktivnost, poboljšava ergonomija rada i smanjuje fizičko opterećenje zaposlenih. Ovakav koncept predstavlja jedno od osnovnih obilježja Industrije 4.0, gdje čovjek i robot zajednički učestvuju u proizvodnom procesu. Poređenje performansi industrijskih i kolaborativnih robota za zavarivanje prikazano je u tabeli 1.

Tabela 1. Poređenje industrijskih i kolaborativnih robota za zavarivanje.

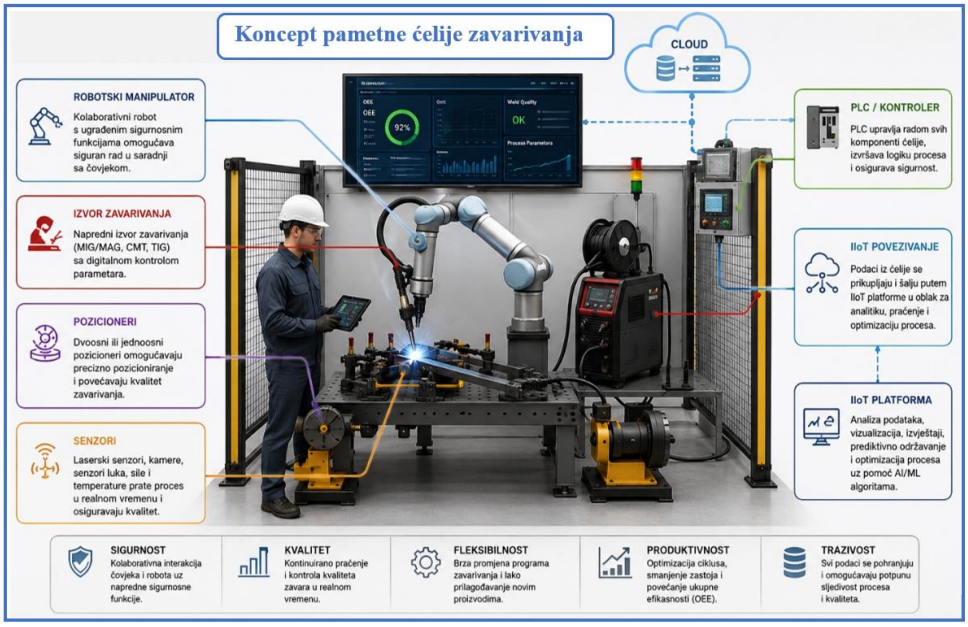
Karakteristika	Industrijski robot	Kolaborativni robot
Nosivost	Visoka (10–500 kg)	Mala do srednja (3–35 kg)
Brzina rada	Vrlo visoka	Srednja
Sigurnost	Zaštitna ograda	Rad sa operaterom
Programiranje	Složeno	Jednostavno
Fleksibilnost	Srednja	Visoka
Male serije	Ograničeno	Veoma pogodno
AI integracija	Da	Da
Primjena u zavarivanju	Velike serije	Male i srednje serije, prilagodljiva proizvodnja

Analiza globalnih trendova pokazuje da se broj instaliranih kolaborativnih robota kontinuirano povećava. Posebno je izražen rast njihove primjene u automobilskoj industriji, gdje se koriste za zavarivanje, montažu, rukovanje materijalom i završne proizvodne operacije. Ovaj trend potvrđuje da kolaborativna robotika postaje jedan od ključnih elemenata razvoja pametnih ćelija za zavarivanje i inteligentnih proizvodnih sistema budućnosti.

2.2. Koncept pametne ćelije za zavarivanje

Pametne ćelije za zavarivanje predstavljaju jedan od najznačajnijih primjera implementacije koncepta Industrije 4.0 u savremenoj proizvodnji. Njihova osnovna karakteristika jeste integracija robotskih sistema, digitalnih tehnologija, inteligentnih senzora, programabilnih logičkih kontrolera (PLC), industrijskog Interneta stvari (IIoT) i algoritama umjetne inteligencije u jedinstveno proizvodno okruženje koje omogućava autonomno upravljanje procesom zavarivanja u realnom vremenu. Za razliku od konvencionalnih robotskih ćelija, pametne ćelije omogućavaju kontinuirano prikupljanje podataka, analizu procesa i adaptivno podešavanje tehnoloških parametara s ciljem povećanja kvaliteta zavarenih spojeva, produktivnosti i fleksibilnosti proizvodnje. Osnovu pametne ćelije čini kolaborativni robotski manipulator, koji izvodi operacije zavarivanja u saradnji s operaterom. Zahvaljujući ugrađenim senzorima sile i momenta, sistemima za detekciju sudara i naprednim sigurnosnim funkcijama, kolaborativni robot može sigurno raditi u neposrednoj blizini čovjeka bez potrebe za potpunim fizičkim odvajanjem radnog prostora. Takav oblik saradnje omogućava da robot preuzme ponavljajuće i zahtjevne operacije zavarivanja, dok operater obavlja pripremu dijelova, nadzor procesa i završnu kontrolu kvaliteta [14,15]. Izvor struje za zavarivanje predstavlja centralni tehnološki element ćelije i najčešće se zasniva na digitalno upravljanim MIG/MAG, TIG ili CMT sistemima. Savremeni izvori omogućavaju automatsko podešavanje parametara kao što su struja, napon, brzina dodavanja žice i brzina zavarivanja u zavisnosti od geometrije spoja, vrste materijala i informacija dobijenih sa senzora. Integracijom izvora

zavarivanja sa sistemima umjetne inteligencije moguće je ostvariti adaptivnu kontrolu procesa, čime se smanjuje vjerovatnoća nastanka poroznosti, nedovoljne penetracije i drugih grešaka zavarenog spoja [16]. Sastavni dio pametne ćelije čine i pozicioneri, koji omogućavaju optimalno pozicioniranje radnog komada tokom procesa zavarivanja. Primjenom jednoosnih ili dvoosnih servo pozicionera postiže se održavanje optimalnog položaja zavarenog spoja, čime se poboljšava stabilnost procesa, povećava kvalitet zavara i smanjuje ukupno vrijeme proizvodnog ciklusa. Sinhronizacija rada robota i pozicionera odvija se preko centralnog upravljačkog sistema, čime se ostvaruje potpuno koordinisano višekoordinatno kretanje svih komponenti ćelije.



Izvor: Vlastita elobaracija autora

Slika 1. Koncept pametne ćelije za zavarivanje u Industriji 4.0

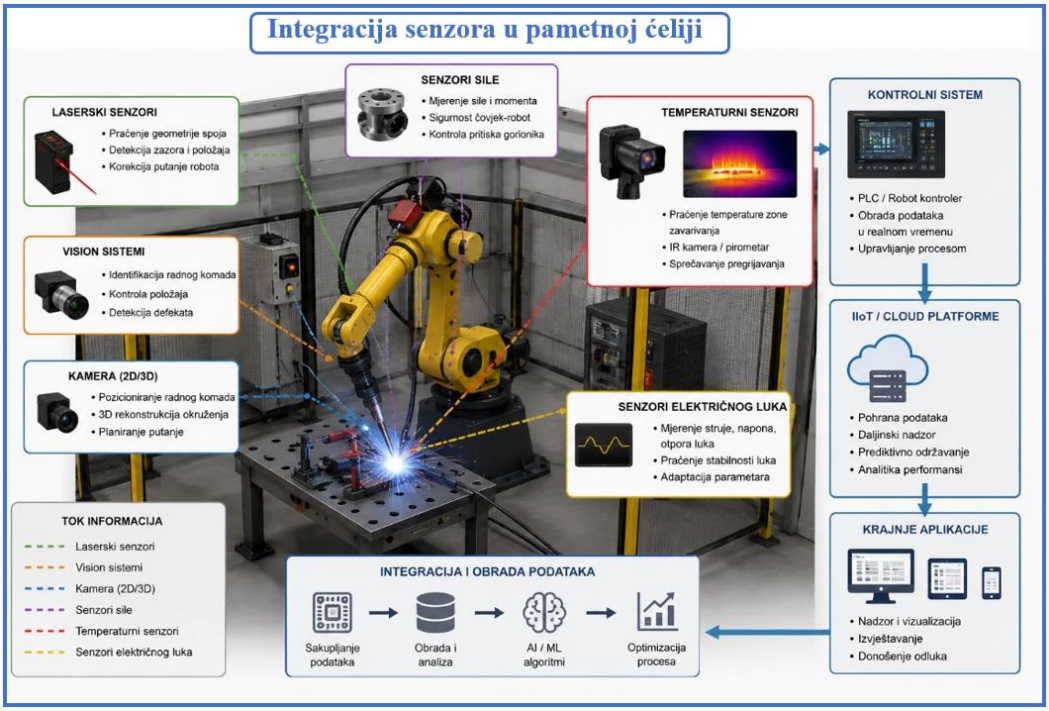
Posebno važnu ulogu imaju inteligentni senzorski sistemi, koji omogućavaju kontinuirano praćenje procesa zavarivanja. U praksi se koriste laserski senzori za praćenje spoja (seam tracking), industrijske kamere za računarski vid, senzori električnog luka, temperaturni senzori, senzori sile i momenta, kao i 3D vizuelni sistemi. Prikupljeni podaci obrađuju se primjenom algoritama mašinskog učenja i dubokog učenja radi automatskog prepoznavanja odstupanja, predviđanja defekata i optimizacije tehnoloških parametara procesa [16]. Upravljanje svim komponentama ćelije ostvaruje se pomoću PLC kontrolera, koji koordinira rad robota, izvora zavarivanja, pozicionera, sigurnosnih sistema i senzora. PLC omogućava izvršavanje unaprijed definisanih sekvenci rada, razmjenu podataka sa robotskim kontrolerom, kao i komunikaciju sa višim informacionim sistemima proizvodnje putem industrijskih komunikacionih protokola, kao što su PROFINET, EtherCAT, EtherNet/IP i OPC UA. Važan element savremene pametne ćelije predstavlja Industrial Internet of Things (IIoT). Svi procesni podaci prikupljeni tokom zavarivanja prenose se putem industrijske komunikacione mreže prema lokalnom serveru ili cloud platformi, gdje se vrši njihova analiza, arhiviranje i vizualizacija. Integracijom IIoT tehnologije omogućava se razvoj digitalnog blizanca proizvodne ćelije, prediktivno održavanje opreme, analiza ključnih pokazatelja uspješnosti (KPI), optimizacija proizvodnje i donošenje odluka zasnovanih na podacima u realnom vremenu [15,17].

Arhitektura prikazana na Slici 1. ilustruje međusobnu povezanost svih komponenti pametne ćelije za zavarivanje. Centralnu ulogu ima kolaborativni robot koji izvodi operacije zavarivanja uz podršku inteligentnih senzora i sistema umjetne inteligencije, dok PLC

kontroler koordinira rad svih uređaja. Istovremeno, IIoT platforma omogućava kontinuirano prikupljanje i analizu procesnih podataka, čime se ostvaruje adaptivna optimizacija proizvodnog procesa, povećava kvalitet zavarenih spojeva i unapređuje ukupna efikasnost proizvodnje. Ovakva arhitektura predstavlja osnovu razvoja inteligentnih proizvodnih sistema u skladu sa principima Industrije 4.0 i predstavlja prelaz prema humanocentričnim proizvodnim okruženjima Industrije 5.0 [14–17].

2.3. Senzorski sistemi u pametnim ćelijama za zavarivanje

Senzorski sistemi predstavljaju jednu od ključnih komponenti pametnih ćelija za zavarivanje u Industriji 4.0, jer omogućavaju kontinuirano praćenje procesa, automatsko prikupljanje podataka i adaptivno upravljanje parametrima zavarivanja u realnom vremenu. Integracijom različitih senzora sa industrijskim i kolaborativnim robotima postiže se veća preciznost, pouzdanost i kvalitet zavarenih spojeva, uz istovremeno smanjenje broja grešaka i zastoja u proizvodnji. Razvoj senzorske tehnologije, zajedno s umjetnom inteligencijom i računalnim vidom, omogućio je prelazak sa klasičnog programiranog zavarivanja na inteligentne sisteme koji mogu samostalno prepoznati promjene u radnom okruženju i prilagoditi tehnološke parametre procesa [18,19].



Izvor: Vlastita elobaracija autora

Slika 2. Integracija senzora u pametnoj ćeliji za zavarivanje u Industriji 4.0

Na Slici 2. prikazana je integracija laserskih senzora, vision sistema, industrijskih kamera, senzora sile, temperaturnih senzora i senzora električnog luka u pametnoj ćeliji za zavarivanje. Prikupljeni podaci obrađuju se putem PLC kontrolera, IIoT platforme i algoritama umjetne inteligencije, čime se omogućava adaptivno upravljanje procesom, prediktivno održavanje i optimizacija kvaliteta zavarivanja. Jedan od najvažnijih senzorskih sistema u robotskom zavarivanju predstavljaju laserski senzori, koji se koriste za praćenje geometrije spoja (seam tracking) i određivanje položaja zavarenih dijelova prije i tokom procesa zavarivanja.

Laserski skener projektuje lasersku liniju na površinu radnog komada, dok ugrađena kamera registruje njeno odstupanje i izračunava tačnu geometriju spoja. Na osnovu tih

podataka robotski kontroler automatski koriguje putanju robota, čime se postiže veća preciznost zavarivanja i smanjuje mogućnost pojave defekata. Posebno značajnu ulogu imaju vision sistemi, koji se zasnivaju na primjeni industrijskih kamera i algoritama računarskog vida. Vision sistemi omogućavaju automatsku identifikaciju radnih komada, kontrolu njihovog položaja, detekciju zazora između elemenata, praćenje kvaliteta zavarenog spoja i završnu vizuelnu inspekciju. Primjenom metoda dubokog učenja moguće je automatski prepoznati površinske nedostatke, pukotine, poroznost i druge nepravilnosti, čime se značajno povećava pouzdanost sistema kontrole kvaliteta [19]. Industrijske kamere predstavljaju osnovni element vision sistema i najčešće se koriste u 2D i 3D konfiguraciji. Visokorezolucijske CMOS kamere omogućavaju precizno određivanje položaja radnog komada, dok stereo i 3D kamere generišu trodimenzionalni model radnog prostora koji robot koristi za planiranje putanje i adaptivno upravljanje procesom zavarivanja. Kombinacijom kamera sa umjetnom inteligencijom moguće je ostvariti automatsko prepoznavanje tipa spoja, optimizaciju položaja gorionika i kontrolu kvaliteta bez intervencije operatera. Kod kolaborativnih robota važnu ulogu imaju senzori sile i momenta, koji omogućavaju sigurnu saradnju čovjeka i robota u zajedničkom radnom prostoru. Ovi senzori registruju kontaktne sile između robota i okoline te omogućavaju trenutno zaustavljanje ili korekciju kretanja u slučaju neočekivanog kontakta. Osim sigurnosne funkcije, senzori sile koriste se i za adaptivno održavanje optimalnog pritiska gorionika ili alata tokom procesa zavarivanja, što doprinosi stabilnijem kvalitetu zavarenog spoja. Temperaturni senzori koriste se za kontinuirano praćenje raspodjele toplote u zoni zavarivanja. Mjerenjem temperature osnovnog i dodatnog materijala moguće je pravovremeno korigovati parametre procesa kako bi se spriječilo pregrijavanje, deformacije ili pojava neželjenih metalurških promjena. U savremenim sistemima često se primjenjuju infracrvene (IR) kamere i pirometri koji omogućavaju bez kontaktno mjerenje temperature u realnom vremenu. Važan izvor informacija predstavljaju i senzori električnog luka, koji kontinuirano mjere struju, napon i druge električne karakteristike procesa zavarivanja. Analizom ovih signala moguće je pratiti stabilnost električnog luka, otkriti nepravilnosti u procesu i automatski prilagoditi parametre zavarivanja. Integracijom ovih senzora sa algoritmima mašinskog učenja moguće je razviti inteligentne sisteme za predikciju defekata i optimizaciju procesa u realnom vremenu, čime se povećava kvalitet zavarenih spojeva i smanjuju troškovi proizvodnje [20]. Primjena laserskih senzora, vision sistema, industrijskih kamera, senzora sile, temperaturnih senzora i senzora električnog luka omogućava razvoj inteligentnih robotskih ćelija za zavarivanje koje karakterišu visok stepen autonomije, adaptivnosti i pouzdanosti. Integracijom ovih senzorskih sistema sa PLC kontrolerima, IIoT platformama i algoritmima umjetne inteligencije ostvaruje se kontinuirano praćenje procesa, prediktivna analiza i optimizacija proizvodnje, što predstavlja jedno od osnovnih obilježja pametne proizvodnje u okviru Industrije 4.0.

3. PRIMJENA UMJETNE INTELIGENCIJE U PAMETNIM ĆELIJAMA ZA ZAVARIVANJE

3.1. Machine Learning

Primjena Machine Learning (ML) algoritama predstavlja jedan od najvažnijih pravaca razvoja pametnih ćelija za zavarivanje u Industriji 4.0. Za razliku od konvencionalnih robotskih sistema, kod kojih se parametri zavarivanja unaprijed definišu, ML modeli omogućavaju analizu velikih količina procesnih podataka i automatsko prilagođavanje tehnoloških parametara u realnom vremenu. Na osnovu podataka prikupljenih sa senzora, kamera, laserskih skenera i izvora struje za zavarivanje, algoritmi uče međusobne zavisnosti između ulaznih parametara i kvaliteta zavarenog spoja, čime se povećavaju produktivnost, pouzdanost i stabilnost procesa [20]. Jedna od najznačajnijih primjena mašinskog učenja odnosi se na

optimizaciju parametara zavarivanja. ML algoritmi analiziraju parametre kao što su jačina struje, napon, brzina zavarivanja, brzina dodavanja žice, dužina električnog luka i protok zaštitnog plina, te određuju njihovu optimalnu kombinaciju za različite materijale i geometrije spojeva. Time se smanjuje broj eksperimentalnih ispitivanja, skraćuje vrijeme podešavanja proizvodnje i postiže veća ponovljivost procesa. Savremeni modeli zasnovani na neuronskim mrežama, Random Forest i Support Vector Machine algoritmima pokazali su visoku tačnost pri određivanju optimalnih procesnih parametara i adaptivnom upravljanju robotskim zavarivanjem [21].

Druga važna primjena odnosi se na predikciju kvaliteta zavarenih spojeva. Korištenjem podataka dobijenih sa vision sistema, temperaturnih senzora, senzora električnog luka i drugih procesnih senzora moguće je razviti modele koji u realnom vremenu procjenjuju kvalitet zavara bez potrebe za destruktivnim ispitivanjima. Na osnovu naučenih obrazaca ML algoritmi mogu predvidjeti karakteristike kao što su penetracija, širina zavara, čvrstoća spoja i geometrija zavarenog spoja, čime se omogućava pravovremena korekcija procesa i smanjuju troškovi kontrole kvaliteta [22].

Integracijom Machine Learning algoritama sa kolaborativnim robotima, senzorskim sistemima, PLC kontrolerima i IIoT platformama ostvaruju se inteligentne ćelije za zavarivanje koje mogu samostalno optimizovati proces, predvidjeti kvalitet zavarenih spojeva i otkriti potencijalne defekte u realnom vremenu. Takvi sistemi predstavljaju osnovu razvoja autonomnih proizvodnih ćelija i jedan su od ključnih elemenata digitalne transformacije proizvodnje u okviru Industrije 4.0 i Industrije 5.0.

3.2. Deep Learning i Computer Vision

Razvoj Deep Learning algoritama i Computer Vision tehnologija značajno je unaprijedio automatizaciju i inteligenciju pametnih ćelija za zavarivanje. Za razliku od klasičnih metoda obrade slike, koje zahtijevaju ručno definisanje karakteristika objekata, algoritmi dubokog učenja samostalno uče relevantne obrasce iz velikih skupova podataka. Integracijom industrijskih kamera, 2D i 3D vision sistema te umjetne inteligencije omogućena je automatska analiza procesa zavarivanja, kontinuirano praćenje kvaliteta i donošenje odluka u realnom vremenu. Time se povećava pouzdanost proizvodnje, smanjuje broj defektnih proizvoda i omogućava adaptivno upravljanje robotskim zavarivanjem [23,24].

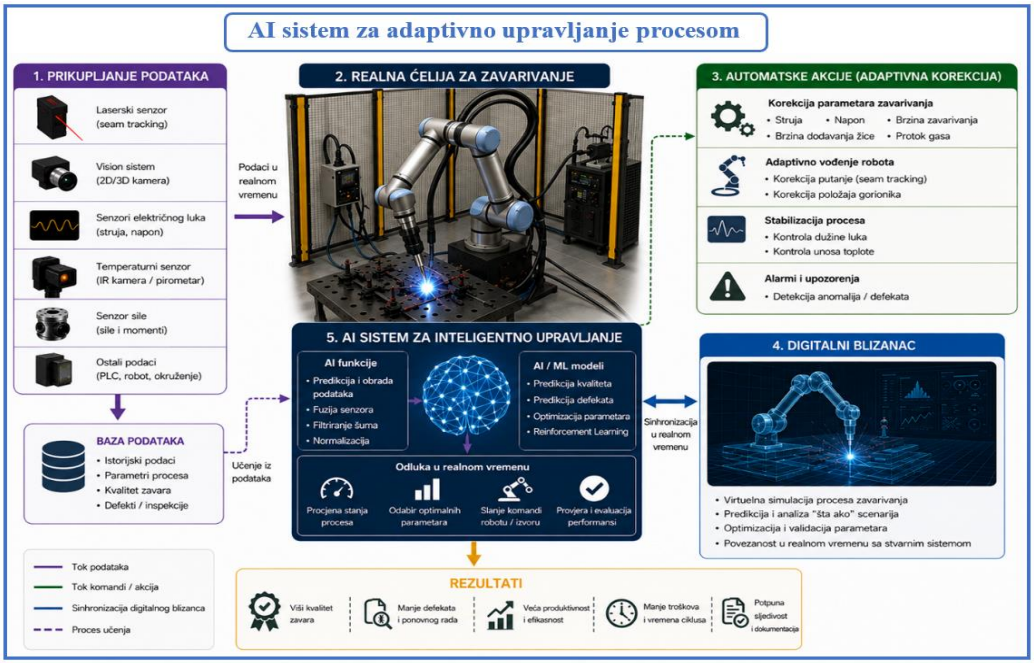
Jedna od najvažnijih primjena Deep Learning tehnologije jeste automatska detekcija grešaka zavarivanja. Korištenjem slika zavarenih spojeva prikupljenih industrijskim kamerama moguće je prepoznati površinske i unutrašnje defekte, kao što su poroznost, pukotine, zarezi od pregaranja, nedovoljna penetracija i nepravilnosti u geometriji zavara. Konvolucijske neuronske mreže (Convolutional Neural Networks – CNN) automatski izdvajaju karakteristične osobine slike i klasifikuju različite vrste defekata sa veoma visokom tačnošću, čime se značajno smanjuje potreba za manuelnom vizuelnom kontrolom i povećava efikasnost sistema kontrole kvaliteta [23].

Pored detekcije grešaka, Deep Learning omogućava i analizu zavarenih spojeva tokom samog procesa zavarivanja. Analizom slike električnog luka, zavarivačke kupke i zone uticaja toplote moguće je procijeniti stabilnost procesa, širinu i dubinu zavara, kao i pravovremeno otkriti odstupanja od zadanih tehnoloških parametara. Savremeni modeli zasnovani na algoritmu YOLO (You Only Look Once) omogućavaju detekciju i lokalizaciju objekata u realnom vremenu, zbog čega se uspješno primjenjuju za praćenje položaja gorionika, geometrije spoja i pojave nepravilnosti tokom robotskog zavarivanja. Njihova velika brzina obrade omogućava trenutno reagovanje sistema i adaptivnu korekciju putanje robota [24]. Najnoviji pravac razvoja predstavljaju modeli zasnovani na arhitekturi Vision Transformer (ViT), koji koriste mehanizme pažnje (attention mechanism) za analizu cijele slike umjesto lokalnih karakteristika. U poređenju sa klasičnim CNN modelima, Vision Transformer

ostvaruje bolje rezultate kod složenih oblika zavarenih spojeva, promjenljivih uslova osvjetljenja i različitih vrsta materijala. Integracijom CNN, YOLO i Vision Transformer algoritama sa kolaborativnim robotima, PLC kontrolerima i IIoT platformama razvijaju se inteligentne ćelije za zavarivanje sposobne za autonomnu inspekciju, adaptivno upravljanje procesom i kontinuirano unapređenje kvaliteta proizvodnje, što predstavlja jedno od ključnih obilježja pametne proizvodnje u Industriji 4.0 i Industriji 5.0 [23–25].

3.3. AI za adaptivno upravljanje procesom

Primjena umjetne inteligencije (Artificial Intelligence – AI) u pametnim ćelijama za zavarivanje omogućava razvoj adaptivnih sistema koji mogu samostalno pratiti stanje procesa, analizirati prikupljene podatke i u realnom vremenu donositi odluke o optimalnom načinu izvođenja zavarivanja. Za razliku od konvencionalnih robotskih sistema, kod kojih su svi tehnološki parametri unaprijed definisani, AI sistemi kontinuirano obrađuju podatke prikupljene sa laserskih senzora, vision sistema, temperaturnih senzora i senzora električnog luka te automatski prilagođavaju radne parametre u skladu sa promjenama u radnom okruženju. Na taj način povećavaju se kvalitet zavarenih spojeva, produktivnost i pouzdanost proizvodnog procesa [24].



Izvor: Vlastita elobaracija autora

Slika 3. AI sistem za inteligentno adaptivno upravljanje procesom robotskog zavarivanja

Na Slici 3. prikazana je arhitektura sistema umjetne inteligencije za adaptivno upravljanje procesom robotskog zavarivanja. Podaci prikupljeni sa senzora obrađuju se primjenom AI algoritama, koji omogućavaju automatsku korekciju parametara zavarivanja, adaptivno vođenje robota i sinhronizaciju sa digitalnim blizancem u realnom vremenu. Jedna od najvažnijih primjena AI odnosi se na automatsku korekciju parametara zavarivanja. Algoritmi umjetne inteligencije analiziraju promjene struje, napona, brzine zavarivanja, položaja gorionika, temperature i drugih procesnih veličina te na osnovu prethodno naučenih modela određuju optimalne vrijednosti za nastavak procesa. Ukoliko dođe do odstupanja zbog promjene geometrije spoja, tolerancija materijala ili nestabilnosti električnog luka, sistem automatski koriguje parametre bez zaustavljanja proizvodnje. Time se smanjuje broj neispravnih proizvoda, povećava ponovljivost procesa i skraćuje vrijeme proizvodnog ciklusa.

AI ima značajnu ulogu i u adaptivnom vođenju robota. Integracijom podataka dobijenih iz vision sistema, laserskih skenera i senzora sile robotski kontroler kontinuirano prilagođava putanju kretanja robota stvarnim uslovima rada. Ovakav pristup omogućava precizno praćenje spoja (seam tracking), automatsku kompenzaciju odstupanja položaja radnog komada i stabilno izvođenje zavarivanja čak i kod složenih geometrija ili promjenljivih proizvodnih uslova. Adaptivno upravljanje posebno je značajno kod kolaborativnih robota koji rade u neposrednoj blizini operatera, jer istovremeno povećava sigurnost i fleksibilnost proizvodnog sistema. Savremene pametne ćelije sve češće koriste koncept digitalnog blizanca (Digital Twin), kojim se uspostavlja virtualni model robotske ćelije povezan sa stvarnim proizvodnim procesom u realnom vremenu. Digitalni blizanac omogućava simulaciju procesa zavarivanja, optimizaciju parametara, predviđanje mogućih odstupanja i testiranje novih proizvodnih scenarija prije njihove primjene u stvarnom sistemu. Integracijom umjetne inteligencije, digitalnog blizanca, PLC kontrolera i IIoT platformi razvijaju se autonomne proizvodne ćelije sposobne za kontinuiranu optimizaciju procesa, prediktivno održavanje i inteligentno donošenje odluka, što predstavlja jedno od ključnih obilježja Industrije 4.0 [26].

4. PREDNOSTI I NEDOSTATCI PAMETNIH ĆELIJA ZA ZAVARIVANJE

Primjena pametnih ćelija za zavarivanje zasnovanih na umjetnoj inteligenciji, kolaborativnim robotima i naprednim senzorskim sistemima predstavlja značajan iskorak u odnosu na konvencionalne automatizovane ćelije. Integracijom AI algoritama, računarskog vida, IIoT platformi i adaptivnog upravljanja omogućava se kontinuirana optimizacija procesa zavarivanja, povećanje produktivnosti, poboljšanje kvaliteta proizvoda i efikasnije korištenje proizvodnih resursa. Za razliku od klasičnih sistema, kod kojih se parametri procesa unaprijed definišu i rijetko mijenjaju, pametne ćelije kontinuirano analiziraju podatke sa senzora i automatski prilagođavaju radne parametre stvarnim uslovima proizvodnje. Jedna od najvažnijih prednosti odnosi se na povećanje produktivnosti. Primjenom umjetne inteligencije i adaptivnog upravljanja smanjuje se vrijeme podešavanja proizvodnog procesa, broj prekida rada i potreba za ručnim intervencijama operatera. Istovremeno, automatska optimizacija putanje robota i tehnoloških parametara doprinosi skraćenju vremena ciklusa, čime se povećava broj proizvedenih zavarenih konstrukcija u jedinici vremena. Pametne ćelije ostvaruju značajno unapređenje kvaliteta zavarenih spojeva zahvaljujući kontinuiranom nadzoru procesa primjenom vision sistema, laserskih senzora, temperaturnih senzora i algoritama mašinskog i dubokog učenja. Automatska detekcija odstupanja i pravovremena korekcija parametara smanjuju pojavu poroznosti, pukotina, podreza i drugih defekata, čime se povećava pouzdanost proizvoda i smanjuju troškovi dorade i kontrole kvaliteta [26-29]. Značajan doprinos ostvaruje se i u oblasti sigurnosti i fleksibilnosti proizvodnje. Kolaborativni roboti opremljeni senzorima sile i naprednim sigurnosnim funkcijama omogućavaju siguran rad u zajedničkom prostoru sa operaterima, dok adaptivni AI algoritmi omogućavaju brzu promjenu proizvodnih zadataka bez složenog ponovnog programiranja robota. Takva fleksibilnost posebno je važna u maloserijskoj i prilagodljivoj proizvodnji. Pored toga, inteligentno upravljanje procesom doprinosi racionalnijem korištenju energije. Optimizacijom brzine zavarivanja, električnih parametara i vremena rada opreme smanjuje se potrošnja energije, dok se kroz prediktivno održavanje povećava raspoloživost sistema i ukupna efikasnost proizvodnje. Sve navedene prednosti odražavaju se na povećanje ukupne efikasnosti opreme (Overall Equipment Effectiveness – OEE) na vrijednosti od 80-90%, u poređenju sa klasičnom proizvodnom ćelijom kod koje OEE iznosi 60-70%.

Uprkos značajnom napretku u primjeni umjetne inteligencije i kolaborativne robotike, razvoj pametnih ćelija za zavarivanje suočava se sa brojnim tehničkim i sigurnosnim izazovima. Jedan od najvažnijih izazova odnosi se na sigurnost AI sistema. Algoritmi mašinskog i dubokog učenja moraju donositi pouzdane odluke u realnom vremenu, pri čemu

je neophodno osigurati stabilnost rada i mogućnost objašnjenja odluka koje AI sistem donosi. Posebnu pažnju treba posvetiti validaciji AI modela i njihovoj sigurnoj integraciji sa robotskim upravljačkim sistemima kako bi se izbjegle greške koje mogu uticati na kvalitet proizvoda ili sigurnost operatera. Drugi veliki izazov predstavlja cyber security industrijskih sistema. Povezivanjem robota, PLC kontrolera, senzora, cloud platformi i MES sistema povećava se rizik od cyber napada, neovlaštenog pristupa i gubitka podataka. Zbog toga savremene pametne ćelije zahtijevaju primjenu naprednih sigurnosnih mehanizama, enkripcije komunikacije, autentifikacije korisnika i kontinuiranog nadzora mrežne infrastrukture. Važan pravac razvoja predstavlja Edge AI, koji omogućava izvršavanje algoritama umjetne inteligencije direktno na industrijskim računarima ili robotskim kontrolerima, bez potrebe za slanjem svih podataka u cloud. Time se smanjuje vrijeme odziva sistema, povećava pouzdanost rada i omogućava donošenje odluka u realnom vremenu čak i u uslovima ograničene mrežne povezanosti. Sve značajniju ulogu ima i koncept Digital Twin, koji omogućava razvoj virtualnog modela proizvodne ćelije sinhronizovanog sa stvarnim sistemom. Digitalni blizanac koristi se za simulaciju procesa, optimizaciju parametara, testiranje novih proizvodnih scenarija i prediktivno održavanje bez prekida proizvodnje. Istovremeno, razvoj generativne umjetne inteligencije otvara mogućnost automatskog programiranja robota, generisanja optimalnih putanja zavarivanja, analize proizvodnih podataka i inteligentne podrške operaterima pri donošenju odluka. U budućnosti se očekuje intenzivnija primjena humanoidnih robota, koji će zahvaljujući naprednim AI algoritmima biti sposobni za izvođenje složenih montažnih i proizvodnih operacija u saradnji sa ljudima. Takav razvoj predstavlja jedan od ključnih pravaca Industrije 5.0, čiji je cilj uspostavljanje održive, fleksibilne i čovjeku orijentisane proizvodnje u kojoj umjetna inteligencija i robotika djeluju kao podrška ljudskim sposobnostima, a ne njihova zamjena.

5. ZAKLJUČAK

U radu je analizirana primjena kolaborativnih robota, senzorskih sistema i umjetne inteligencije u razvoju pametnih ćelija za zavarivanje u okviru koncepata Industrije 4.0 i Industrije 5.0. Posebna pažnja posvećena je primjeni mašinskog učenja, dubokog učenja i računarskog vida u optimizaciji procesa zavarivanja, automatskoj detekciji defekata, predikciji kvaliteta i adaptivnom upravljanju robotskim sistemima. Analizirane su savremene tehnologije koje omogućavaju kontinuirano prikupljanje i obradu podataka, inteligentno donošenje odluka i optimizaciju proizvodnog procesa u realnom vremenu. Poseban doprinos rada predstavlja razvoj predloženog modela AI arhitekture pametne ćelije za zavarivanje, koji integriše industrijske i kolaborativne robote, napredne senzorske sisteme, AI server, PLC kontroler, cloud platformu i Manufacturing Execution System (MES) u jedinstvenu inteligentnu proizvodnu cjelinu. Predložena arhitektura omogućava kontinuiranu razmjenu podataka između svih komponenti sistema, automatsku analizu procesnih parametara, adaptivno upravljanje robotskim zavarivanjem i prediktivnu optimizaciju proizvodnje. Integracijom umjetne inteligencije sa robotskim sistemima moguće je povećati produktivnost, poboljšati kvalitet zavarenih spojeva, skratiti vrijeme proizvodnog ciklusa, smanjiti potrošnju energije i povećati ukupnu efikasnost proizvodnog sistema, uz istovremeno unapređenje sigurnosti i fleksibilnosti proizvodnje. Buduća istraživanja trebala bi biti usmjerena na razvoj Edge AI sistema za donošenje odluka u realnom vremenu, primjenu Digital Twin tehnologije za simulaciju i optimizaciju procesa, korištenje generativne umjetne inteligencije za automatsko programiranje i optimizaciju robotskih putanja, kao i integraciju humanoidnih robota u proizvodne sisteme Industrije 5.0. Poseban značaj imaće razvoj sigurnih i pouzdanih AI sistema sa naprednim mehanizmima cyber sigurnosti, koji će omogućiti širu industrijsku primjenu autonomnih i inteligentnih proizvodnih ćelija za zavarivanje.

LITERATURA

[1] Javaid, M., Haleem, A., Singh, R. P., Khan, I. H., & Suman, R. (2022). Understanding the adoption of Industry 4.0 technologies in improving environmental sustainability. Sustainable Operations and Computers, 3, 203–217. https://doi.org/10.1016/j.susoc.2022.01.008

[2] Karabegović, I, Karabegović, E, Mahmić, M., Husak, E. (2020), The implementation of Industry 4.0 using industrial and service robots in production processes. IGI Global. https://doi.org/10.4018/978-1-7998-2725-2.ch001

[3] Xu, X., Lu, Y., Vogel-Heuser, B., & Wang, L. (2021). Industry 4.0 and Industry 5.0—Inception, conception and perception. Journal of Manufacturing Systems, 61, 530–535. https://doi.org/10.1016/j.jmsy.2021.10.006

[4] Nahavandi, S. (2019). Industry 5.0—A human-centric solution. Sustainability, 11(16), 4371. https://doi.org/10.3390/su11164371

[5] Liu, T., Zheng, P., & Bao, J. (2023). Deep learning-based welding image recognition: A comprehensive review. Journal of Manufacturing Systems, 68, 601–625. https://doi.org/10.1016/j.jmsy.2023.05.026

[6] Yu, R., Cao, Y., Chen, H., Ye, Q., & Zhang, Y. M. (2023). Deep learning based real-time and in-situ monitoring of weld penetration: Where we are and what are needed revolutionary solutions? Journal of Manufacturing Processes, 93, 15–46. https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2023.03.011

[7] Matheson, E., Minto, R., Zampieri, E. G. G., Faccio, M., & Rosati, G. (2019). Human–robot collaboration in manufacturing applications: A review. Robotics, 8(4), 100. https://doi.org/10.3390/robotics8040100

[8] Keshvarparast, A., Azarkish, M., & Ahmadi, A. (2024). Collaborative robots in manufacturing and assembly systems: A systematic literature review. Journal of Intelligent Manufacturing, 35, 2065–2118. https://doi.org/10.1007/s10845-023-02137-w

[9] Othman, U., & Yang, E. (2023). Human–robot collaborations in smart manufacturing environments: Review and outlook. Sensors, 23(12), 5663. https://doi.org/10.3390/s23125663

[10] Lee, J., Davari, H., Singh, J., & Pandhare, V. (2018). Industrial artificial intelligence for industry 4.0-based manufacturing systems. Manufacturing Letters, 18, 20–23. https://doi.org/10.1016/j.mfglet.2018.09.002

[11] Zonta, T., da Costa, C. A., da Rosa Righi, R., de Lima, M. J., da Trindade, E. S., & Li, G. P. (2020). Predictive maintenance in Industry 4.0: A systematic literature review. Computers & Industrial Engineering, 150, 106889. https://doi.org/10.1016/j.cie.2020.106889

[12] Cherubini, A., & Navarro-Alarcon, D. (2021). Sensor-Based Control for Collaborative Robots: Fundamentals, Challenges, and Opportunities. Frontiers in Neurorobotics, 14, 576846. https://doi.org/10.3389/fnbot.2020.576846

[13] Zhou, B., Pychynski, T., Reischl, M., Kharlamov, E., et al. (2022). Machine learning with domain knowledge for predictive quality monitoring in resistance spot welding. Journal of Intelligent Manufacturing, 33, 1139–1163. https://doi.org/10.1007/s10845-021-01892-y

[14] Cao, Y., Zhou, Q., Yuan, W., Ye, Q., Popa, D., & Zhang, Y. M. (2024). Human-robot collaborative assembly and welding: A review and analysis of the state of the art. Journal of Manufacturing Processes, 131, 1388–1403. https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2024.09.044

[15]Baratta, A., Cimino, A., Gnoni, M. G., & Longo, F. (2023). Human Robot Collaboration in Industry 4.0: A literature review. Procedia Computer Science, 217, 1887–1895. https://doi.org/10.1016/j.procs.2022.12.389
[16]Bassir, D. (2023). Integration of the AI and ML Approaches for Prediction Analysis in Welding: Review. Advances in Transdisciplinary Engineering. https://doi.org/10.3233/ATDE230560
[17]Ajoudani, A., Zanchettin, A. M., Ivaldi, S., Albu-Schäffer, A., Kosuge, K., & Khatib, O. (2024). Progress and prospects of the human–robot collaboration. Autonomous Robots, 48, 1–30. https://doi.org/10.1007/s10514-024-10156-2
[18]Xu, Y., & Wang, Z. (2021). Visual sensing technologies in robotic welding: Recent research developments and future interests. Sensors and Actuators A: Physical, 320, 112551. https://doi.org/10.1016/j.sna.2021.112551
[19]Wang, B., Hu, S. J., Sun, L., & Freiheit, T. (2020). Intelligent welding system technologies: State-of-the-art review and perspectives. Journal of Manufacturing Systems, 56, 373–391. https://doi.org/10.1016/j.jmsy.2020.06.020
[20]Xu, F., Xu, Y., Zhang, H., & Chen, S. (2022). Application of sensing technology in intelligent robotic arc welding: A review. Journal of Manufacturing Processes, 79, 854–880. https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2022.05.029
[21]Ali, R., El-Betar, A., & Magdy, M. (2024). A review on optimization of autonomous welding parameters for robotics applications. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 134, 5065-5086 https://doi.org/10.1007/s00170-024-14396-9
[22]Xu, J., Liu, Q., Xu, Y., Xiao, R., Hou, Z., & Chen, S. (2024). Review on the Application of the Attention Mechanism in Sensing Information Processing for Dynamic Welding Processes. Journal of Manufacturing and Materials Processing, 8(1), 22. https://doi.org/10.3390/jmmp8010022
[23]Guo, Q., Yang, Z., Xu, J., Jiang, Y., Wang, W., Liu, Z., Zhao, W., & Sun, Y. (2024). Progress, challenges and trends on vision sensing technologies in automatic/intelligent robotic welding: State-of-the-art review. Robotics and Computer-Integrated Manufacturing, 89, 102767. https://doi.org/10.1016/j.rcim.2024.102767
[24]Wang, Z., Xu, Y., Chen, S., & Zhang, Y. M. (2024). The Active Visual Sensing Methods for Robotic Welding: Review, Tutorial, and Prospect. IEEE Transactions on Instrumentation and Measurement, 73, Article 5039319. https://doi.org/10.1109/TIM.2024.3485460
[25]Redmon, J., Divvala, S., Girshick, R., & Farhadi, A. (2016). You Only Look Once: Unified, Real-Time Object Detection. Proceedings of the IEEE Conference on Computer Vision and Pattern Recognition (CVPR), 779–788. https://doi.org/10.1109/CVPR.2016.91
[26] Kang, Y., & Chen, R. (2024). Welding robot automation technology based on digital twin. Frontiers in Mechanical Engineering, 10, 1367690. https://doi.org/10.3389/fmech.2024.1367690
[27]Xu, Y., & Wang, Z. (2020). A review of vision-aided robotic welding. Computers in Industry, 123, 103326. https://doi.org/10.1016/j.compind.2020.103326
[28]Kahnamouei, J. T., & Moallem, M. (2024). Advancements in control systems and integration of artificial intelligence in welding robots: A review. Ocean Engineering, 312, 119294. https://doi.org/10.1016/j.oceaneng.2024.119294
[29]Chi, P., Wang, Z., Liao, H., Li, T., Wu, X., & Zhang, Q. (2024). Application of artificial intelligence in the new generation of underwater humanoid welding robots: A review. Artificial Intelligence Review, 57, 306. https://doi.org/10.1007/s10462-024-10940-x

Broj rada: 5.8
DOI: 10.65156/wws.sjdp.si.030

UTJECAJ PARAMETARA TWIN PROCESA ZAVARIVANJA NA KVALITETU ZAVARENIH SPOJEVA

INFLUENCE OF TWIN WELDING PROCESS PARAMETERS ON THE QUALITY OF WELDED JOINTS

dipl.ing.stroj. Mario Jagnjić[1], mag.ing.mech. Krešo Didić[1], Josip Pavić[2], prof.dr.sc Marko Dunđer[3], dr. Tomislav Šolić[3], mag.ing.mech. Iva Deanović[4], dipl.ing.stroj. Josip Mijić[3], dr. Dejan Marić[3]

[1] Đuro Đaković Specijalna vozla d.d., Ulica 108. brigade ZNG 42, Slavonski Brod, Hrvatska
[2] Đuro Đaković Kompenzatori d.o.o.., Ulica 108. brigade ZNG 62, Slavonski Brod, Hrvatska
[3] Sveučilište u Slavonskom Brodu, Strojarski fakultet u Slavonskom Brodu, Ulica 108. brigade ZNG 36, Slavonski Brod, Hrvatska
[4] Zagreb University of Applied Sciences- TZV, Vrbik 8, 10000 Zagreb, Croatia

E-mail: mario.jagnjic@duro-dakovic.com, dmaric@unisb.hr

Abstract: This paper describes the application of the robotic TWIN welding process as one of the high-performance arc welding processes. Unlike conventional methods, the TWIN system uses two separate wires that are electrically insulated and powered by separate power sources. This configuration allows for the formation of a single weld pool with precise control over the interaction between the electric arcs. The main contributions of implementing this system are reflected in: a significant increase in productivity, achieving higher welding speeds, achieving deeper penetration, and reducing thermal deformations. The practical part of the paper demonstrates the successful implementation of the system at the company Đuro Đaković Specijalna vozila. The basic parameters are described in detail, and a systematic analysis of their impact on joint integrity was conducted. The quality of the performed welds was evaluated through: geometric analysis (checking weld dimensions and shape), hardness testing (analysis of microstructure and mechanical properties in the heat-affected zone - HAZ), and non-destructive testing (NDT) application of ultrasonic testing for the detection of internal imperfections.

Keywords: TWIN, welding parameters, quality

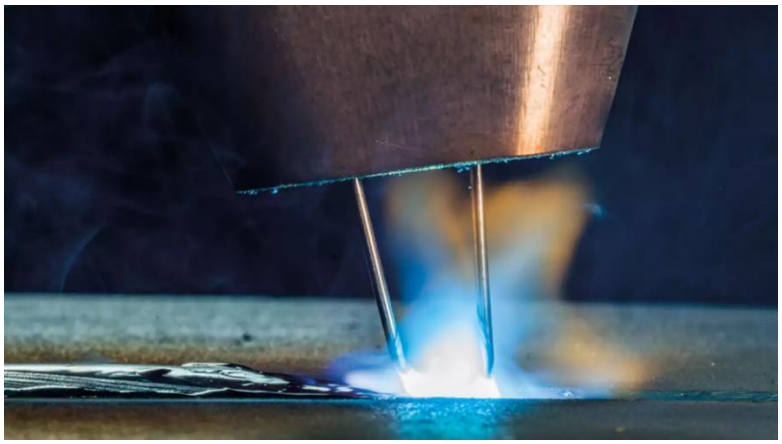
Abstract: U radu je opisana primjena robotiziranoga TWIN procesa zavarivanja kao jednog od visokoučinskih elektrolučnih procesa zavarivanja. Za razliku od konvencionalnih metoda, TWIN sustav koristi dvije odvojene žičane, električki su izolirane i napajane iz zasebnih izvora struje. Ovakva konfiguracija omogućuje formiranje jedinstvene taline uz preciznu kontrolu međusobnog djelovanja električnih lukova kako bi se izbjegao negativan utjecaj. Glavni doprinosi primjene ovog sustava očituju se u: značajnom povećanju produktivnosti, postizanju većih brzina zavarivanja, ostvarivanju dublje penetracije, smanjenju toplinskih deformacija. Praktični dio rada prikazuje uspješnu implementaciju TWIN sustava u tvrtki Đuro Đaković Specijalna vozila kao jednoga od lidera u primjeni novih tehnologija u procesima zavarivanja. Detaljno su opisani osnovni parametri te je provedena sustavna analiza njihovog utjecaja na kvalitetu zavarenih spojeva . Kvaliteta izvedenih zavara evaluirana je kroz: geometrijsku analizu: provjeru dimenzija i oblika zavara, ispitivanje tvrdoće: analizu mikrostrukture i mehaničkih svojstava u zoni utjecaja topline (ZUT), nerazorno ispitivanje (NDT): primjenu ultrazvučne kontrole za detekciju unutarnjih nesavršenosti zavarenih spojeva.

Key words: TWIN, paremetri zavarivanja, kvaliteta zavarenog spoja

1. UVOD

Suvremena industrijska proizvodnja zavarenih konstrukcija postavlja sve veće zahtjeve u pogledu produktivnosti, ponovljivosti procesa i kvalitete zavarenih spojeva. Posebno kod automatiziranih i robotiziranih postupaka zavarivanja povećanje brzine zavarivanja i količine nataljenog materijala mora biti ostvareno bez

narušavanja geometrije zavara i zahtijevanih svojstava zavarenog spoja. Zbog toga određivanje optimalne kombinacije procesnih parametara predstavlja jedan od ključnih zadataka pri razvoju i primjeni visokoproduktivnih postupaka zavarivanja [1].
Jedan od takvih postupaka je tandem, odnosno TWIN MIG/MAG zavarivanje, kod kojega dvije žice (dva dodatna meterijala) i dva električna luka djeluju na zajedničku talinu zavara. Za razliku od konvencionalnog MIG/MAG postupka s jednom žicom, primjena dviju odvojeno upravljanih žica omogućuje povećanje brzine zavarivanja i količine nataljenog materijala te dodatne mogućnosti upravljanja oblikovanjem zavara. Međutim, povećanjem broja neovisno podesivih parametara povećava se i složenost određivanja optimalnih parametara TWIN zavarivanje predstavlja visokoproduktivnu izvedbu MIG/MAG postupka kod koje se koriste dvije odvojeno upravljane žice (dodatni materijal) smještene u zajedničkom gorioniku. Svaka žica ima vlastiti električni luk, dok oba luka djeluju na zajedničku talinu zavara. Takva konfiguracija omogućuje veću količinu nataljenog materijala i veće brzine zavarivanja u odnosu na konvencionalni MIG/MAG postupak s jednom žicom (dodatnim materijalom). Prema tehničkim podacima za TPS/i TWIN sustav, ovisno o konfiguraciji i uvjetima primjene, moguće je postići brzine taljenja do približno 25 kg/h i brzine zavarivanja do približno 4 m/min [2- 4].
Primjena dviju zasebno upravljanih dodatnih materijala istodobno povećava broj procesnih parametara koji mogu utjecati na stabilnost procesa i konačnu geometriju zavara. Zbog toga je pri određivanju odgovarajućih parametara TWIN zavarivanja potrebno promatrati ne samo pojedinačni utjecaj pojedinog parametra nego i njihovo međusobno djelovanje, što predstavlja osnovu za primjenu matematičko-statističkih metoda u ovom radu.



Slika 1. *TWIN zavarivanje s dvije žice i zajedničkom zavarivačkom kupkom [5]*

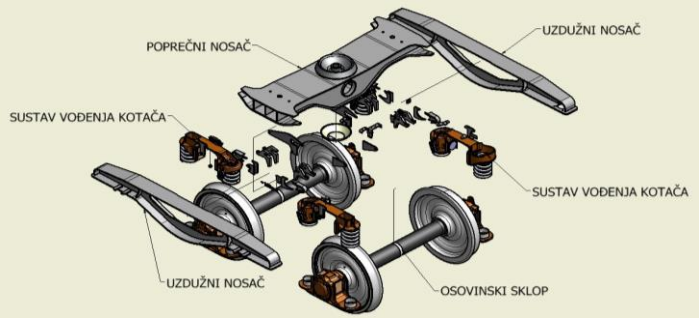
U TPS/i TWIN sustavu moguće je koristiti funkcije za sinkronizaciju impulsnog rada, kao što su Pulse Sync, Pulse Frequency Ratio i Pulse Phase Shift. Njima se usklađuje rad dvaju lukova kako bi se smanjio njihov nepovoljan međusobni utjecaj i omogućio stabilan prijenos dodatnog materijala u zajedničku talinu. [4] Ovakav sustav zavarivanja u tvrtci Đuro Đaković Specijalna vozial primjenjuje se uspješno pri procesu zavarivanja pozicija okretnoga postolja prikaznih na slici 2.



Slika 2. *Okretno postolje u sklopu teretnog vagona [6]*

Osnovni elementi okretnog postolja su osovinski sklop, sustav vođenja kotača, uzdužni nosač i poprečni nosač što je i vidljivo na slici 3 Elementi koji su ovim radom obuhvaćeni a zahtjevaju najveću pozornost prilikom

zavarivanja ali i kontrolnih aktivnosti su uzdužni nosači i sam poprečni nosač. Ovi sklopovi izrađeni su od čelika S355J2+N.



Slika 3 *Osnovni sklopovi okretnog postolja* [6]

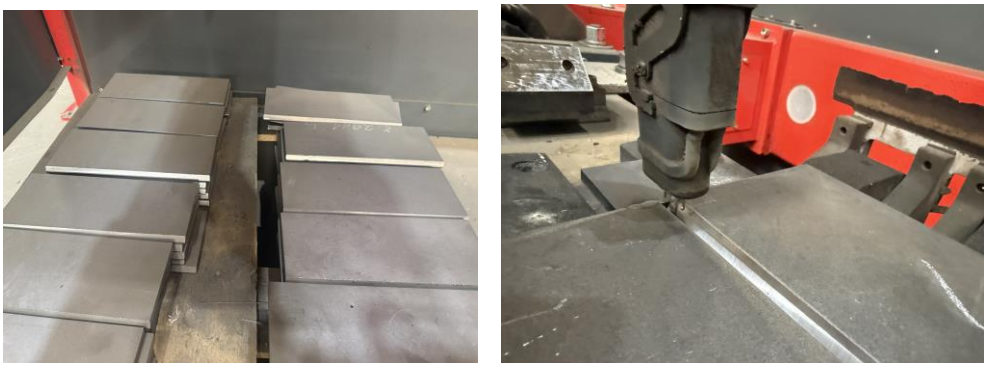
2. EKSPERIMENT

Za izradu eksperimentalnih uzoraka korišten je konstrukcijski čelik S355J2+N, debljine 12 mm. Iz osnovnog materijala izrezani su uzorci dimenzija 125 × 300 mm, nakon čega je provedena priprema rubova za zavarivanje. Kut pripreme iznosio je 25° prikazani uzorci na Slici 4a).
Parametri koji su korišteni pri izradi eksperimentanog dijela prikazani su u tablici 1, pri čemu se vršio sam jedan prolaz.

Tablica 1 *Parametri zavarivanja TWIN proceso zavarivanja*

Uzorak	Brzina zavarivanja	Nos	Vrsta struje žica 1	Vrsta struje žica 2
	cm/min	mm		
1	65	4	Klasični	Pulsni
2	65	4	Pulsni	Pulsni
3	65	4	Pulsni	Klasični
4	65	4	Klasični	Klasični

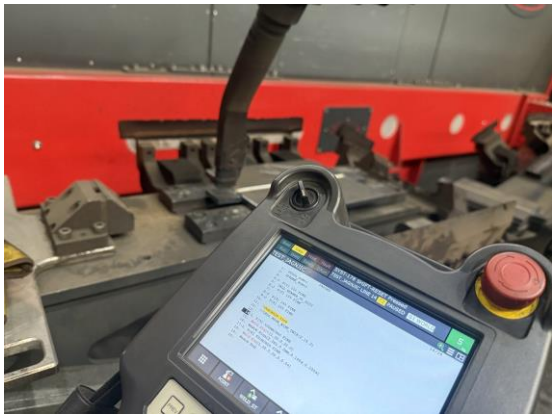
Nakon pripreme uzorci su pozicionirani u robotskoj ćeliji te zavareni TWIN postupkom prema unaprijed određenim kombinacijama procesnih parametara kako je vidljivo na slici 4b). Nakon zavarivanja iz svakog uzorka izrezan je poprečni presjek zavarenog spoja te su izrađeni metalografski izbrusci. Na pripremljenim presjecima izmjerene su širina zavara, dubina penetracije i nadvišenje, a dodatno je na svakom uzorku provedeno šest mjerenja tvrdoće metodom HV10.



a) b)

Slika 4. *Eksperimentalni dio: a)Pripremljeni uzorci od čelika S355J2+N prije zavarivanja b) process zavarivanja*

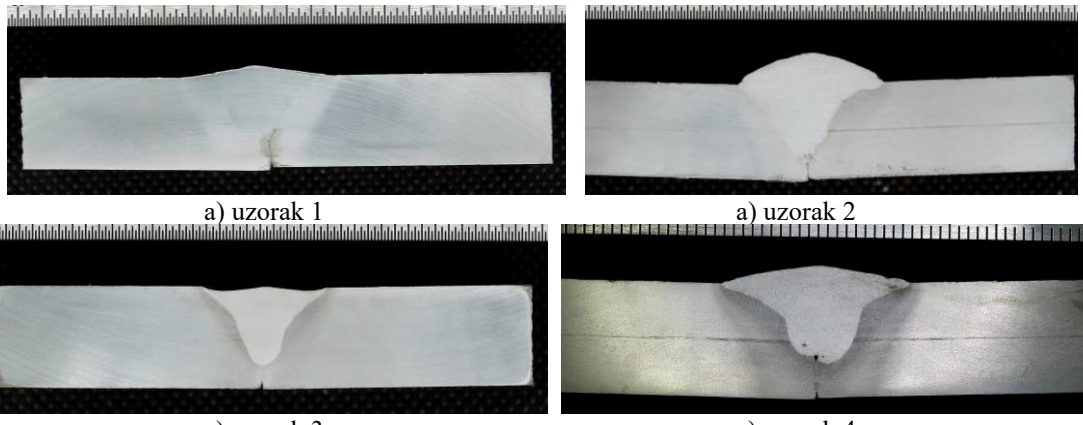
Primjena robotskog zavarivanja imala je važnu ulogu u osiguravanju ponovljivosti eksperimenta. Putanja gorionika, položaj gorionika i brzina zavarivanja mogli su se reproducirati za svaki pokus, čime se smanjuje utjecaj operatera na dobivene rezultate Slika 5.
TWIN sustav koristi dvije zasebno upravljane žice koje djeluju na zajedničku talinu zavara. U ovom eksperimentu posebno je iskorištena mogućnost kombiniranja klasičnog i pulsnog načina rada prve i druge žice. Time su dobivene različite kombinacije načina prijenosa energije i dodatnog materiala.



Slika 5. *Pozicioniranje TWIN gorionika iznad pripremljenog zavarenog spoja i upravljanje tijekom izvođenja eksperimenta*

3. REZULTATI I DISKUSIJA

Nakon završetka zavarivanja svaki je zavareni uzorak pripremljen za analizu penetracije. Iz zavarenog spoja izrezan je poprečni presjek kako bi se mogao analizirati oblik zavara kroz debljinu osnovnog materijala.
Izrezani presjeci zatim su obrađeni postupkom metalografske pripreme. Površine uzoraka postupno su brušene i polirane kako bi se uklonile nepravilnosti nastale rezanjem i dobila dovoljno ravna površina za analizu zavarenog spoja.
Na slici 6 prikzani su makro uzorci nakon izvršene pripreme, pri čemu su izvršena mjerenja osnovnih gemotrijskih karakteristika zavarenih spojeva te mjerenje tvrdoće što je prikazano u tablici 2.

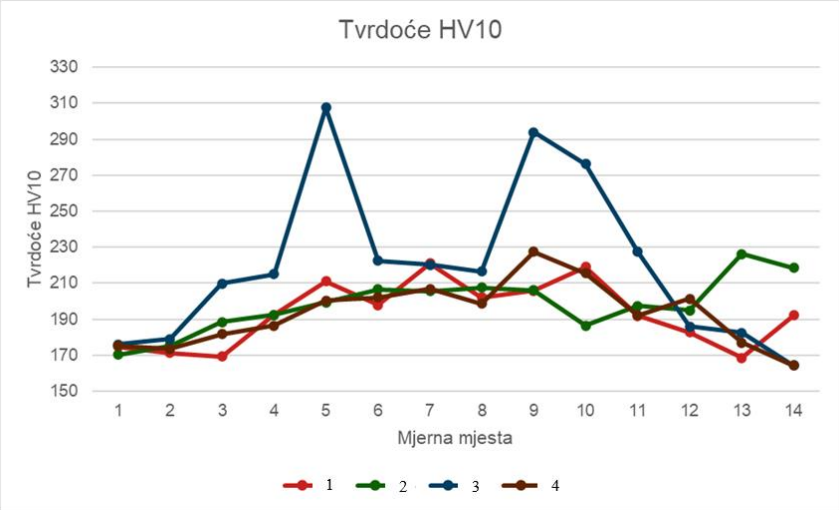


a) uzorak 1 a) uzorak 2

a) uzorak 3 a) uzorak 4

Slika 6. *Makro uzorci*

Tvrdoće su izmjerene vickersovom metodom na uređaju THV-30S a rezultati su prikazani na dijagramu sa slike 7. Sve izmjerene vrijednosti tvrdoća nalaze se unutar područja prihvatljivosti.



Slika 7. *Dijagram izmjerenih tvrdoća na uzorcima*

Geometrijske karakteristike su prikazane u tablici 2.

Tablica 1 *Rezultati geometrijskih karakteristika zavarenih spojeva*

Uzorak	Širina zavara / mm	Dubina penetracije / mm	Nadvišenje / mm
1	18,792	10,341	1,551
2	18,57	13,835	3,867
3	15	9,238	-0,12
4	20,116	10,236	1,994

4. ZAKLJUČAK

U ovom radu provedeno je ispitivanje utjecaja različitih parametara TWIN postupka zavarivanja na gemetrijska svojstva zavarenog spoja te tvrdoću. Eksperimentalno istraživanje provedeno je na čeliku S355J2+N debljine 12 mm, pri čemu su izvedena ukupno 4 pokusa itvedena TWIN procesom zavarivanja.
Tijekom pokusa mijenjala se vrsta struje prve žice i vrsta struje druge žice dok su ostali parametri zadržavani konstantnim. Na obje žice korišten je klasični ili pulsni način rada. Nakon zavarivanja uzorci su izrezani i pripremljeni za mjerenje, a dobiveni rezultati korišteni su za daljnju analizu.
Posebno su uspoređene različite kombinacije klasičnog i pulsnog načina rada obje žice. Rezultati su pokazali da se promjenom načina rada žica značajno mijenja područje u kojem je moguće postići potrebnu zadovoljavajuću geometriju zavarenoga spoja I tvrdoće unutar zavarenoga spoja. Kao povoljna kombinacija za daljnju optimizaciju pokazao se pulsni način rada na obje žice.
Robotizirani TWIN sustav zavarivanja našao je uspješnu primjenu u tvrtci Đuro Đaković Specijalan vozila d.d. te se kao takav već uspješno primjenjuje pri zavarivanju pozicija okretnog postolja.

LITERATURA

[1] A. Ghosh, S. Hloch. *Prediction and Optimization of Yield Parameters for Submerged Arc Welding Process*", Technical Gazette / Tehnički vjesnik, Vol. 20, No. 2 (2013), str. 213–216.
[2] Fronius International GmbH, *TPS/i TWIN System Welding Know-how*, Version 2024.
[3] Fronius International GmbH, *TPS/i TWIN Push System, Operating Instructions*, 2024
[4] Fronius International GmbH. (2025). *Operating Instructions: TPS/i Robotics welding system TWIN Push / TWIN Push/Pull / TWIN CMT*. 42,0426,0277,EA.

[5] Fronius International GmbH, *Tandem welding has never been so easy*. https://www.fronius.com/en-us/usa/welding-technology/product-information/tpsi-twin-systeme-tandem-welding
[6] Mijat Samardžić, Mario Jagnjić, Dejan Marić, Božo Despotović, Marko Dunđer, Ivan Samardžić. *Zavarivanje Okretnih Postolja Primjenom Visokoučinskog Postupka Zavarivanja*. 2. Međunarodno naučno-stručno savjetovanje ZAVARIVANJE SPAJA „ZAVARIVANJE I ZAVARENE KONSTRUKCIJE 2023.“ Sarajevo, 25., 26. i 27.10.2023. godine

Broj rada: 5.9
DOI: 10.65156/wws.sjdp.si.031

STRUKTURNE TRANSFORMACIJE ČELIKA IZAZVANE PRIMJENOM PLINSKOG REZANJA UZ UPORABU ACETILENA I SMJESE PROPANA/BUTANA

STRUCTURAL TRANSFORMATIONS OF STEEL INDUCED BY APPLICATION OF OXYFUEL GAS CUTTING USING ACETYLENE AND PROPANE/BUTANE MIXTURE

Prof. Zoran Kožuh, PhD, ORCID: 0000-0003-2818-174X; Prof. Zdravko Schauperl, PhD, ORCID: 0000-0001-7388-8555; Jadranka Eržišnik, Dipl. Ing.

1 University of Zagreb, Faculty of Mechanical Engineering and Naval Architecture, Ivana Lučića 5, 10000 Zagreb, Croatia

E-mail: zoran.kozuh@fsb.hr

Rezime: U metaloprerađivačkoj industriji plinsko rezanje široko je rasprostranjen i uobičajen postupak rezanja čelika. Taj je postupak obično prva operacija u pripremi materijala, a cilj mu je dobivanje rezne površine spremne za sljedeću operaciju, najčešće zavarivanje. Eksperimentalni dio ovog istraživanja bavi se utjecajem plinskog rezanja uz uporabu acetilena i smjese propan-butana na mikrostrukturu i tvrdoću niskolegiranog visokočvrstog čelika S960 QL. Utvrđene su značajne razlike u mikrostrukturi i tvrdoći reznih površina te u veličini zone utjecaja topline između površina dobivenih rezanjem acetilenom i onih dobivenih plinskim rezanjem uz uporabu smjese propan-butana. Uz rubove rezne površine utvrđena je i dekarbonizacija, neovisno o vrsti plina korištenog pri rezanju i neovisno o tome je li provedeno predgrijavanje.

Ključne riječi: plinsko rezanje, acetilen, propan-butan, mikrostrukturne promjene

Abstract: In metal processing industry oxyfuel gas cutting is a widespread and common procedure for cutting steel. This procedure is usually the first operation in material preparation whose objective is producing cutting surface ready for the next operation, usually welding. Experimental part of this study deals with influence of oxyfuel gas cutting with use of acetylene and propane-butane mixture on microstructure and hardness of low-alloyed high-strength steel S960 QL. Significant differences in microstructure and hardness of cutting surfaces as well as heat affected zone size have been determined for surfaces created by cutting with acetylene and those created by oxyfuel gas cutting with use of propane-butane mixture. Decarburization along the edges of cutting surface has also been established regardless of type of gas used during cutting or of the fact that preheating was conducted.

Keywords: oxyfuel gas cutting, acetylene, propane-butane, microstructural changes

1. INTRODUCTION

Oxyfuel gas cutting is widely used for steel preparation because it provides a rapid and economical method for cutting a broad range of plate thicknesses. In fabrication practice it is often the first operation before welding, so the metallurgical condition of the cut edge can directly affect subsequent processing. High-strength steels therefore require particular attention to heat input, cooling rate and the resulting heat-affected zone.
Acetylene and propane-butane mixtures are among the most commonly used fuel gases. The cuttability of steel depends primarily on chemical composition and on the thermal conditions during cutting. Low-carbon and low-alloy steels generally show good cuttability, whereas increasing carbon and alloying-element contents increase the tendency to hardening and cracking.

The effect of chemical composition on the potential hardness increase in the cutting zone can be estimated using the carbon-equivalent expression (1) [1]:

$$C_{ekv} = C + 0.16\,Mn + 0.3\,Si\,(Si+Mn) + 0.4\,Cr + 0.2\,V + 0.04\,(Ni + Cu) \quad (1)$$

1.1 Metallurgical effects of oxyfuel gas cutting

During oxyfuel gas cutting, the exothermic reaction and the preheating flame rapidly raise the temperature of the material adjacent to the cut. As the heat source moves away, the surrounding colder material promotes rapid cooling. The resulting thermal cycle is comparable to that in other thermal cutting and welding processes and can produce local phase transformations, grain growth and changes in hardness in the heat-affected zone.

The extent of microstructural change depends on the heat introduced per unit volume, cutting speed, oxygen conditions, plate thickness and steel composition. Material heated above the austenitization temperature may transform during cooling and become harder near the cut edge. The hardness then generally decreases with distance from the cut as the peak temperature of the thermal cycle decreases [2].

If a hardened layer is unacceptable for subsequent processing, it can be removed by machining. High hardness and coarse austenitic grain size can increase cracking susceptibility, particularly in thicker or more highly alloyed steels. Preheating lowers the cooling rate and can therefore reduce the maximum hardness and cracking tendency [2].

1.2 Changes in chemical composition near the cut edge

Chemical-composition changes may also occur in a narrow region adjacent to the cutting surface. Literature reports both carburized and decarburized areas, which have been related to carbon redistribution, selective oxidation and interaction with molten material and slag. The magnitude and direction of these changes depend on the local thermal and chemical conditions during cutting [2,3].

1.3 Previous studies

Muñoz-Escalona et al. compared acetylene and propane during oxyfuel cutting of AISI 1045 steel and reported differences in cut quality, hardness and microstructure depending on fuel gas and cutting speed. Higher hardness near the cut edge was observed with acetylene under some conditions, while microstructural changes diminished with increasing distance from the cutting surface [4].

Ito et al. investigated oxy-acetylene cutting of high-strength low-alloy steels and showed that preheating can reduce heat-affected-zone hardness and cracking susceptibility. Their results also indicated that cutting speed, post-heating conditions and removal of the affected layer influence the behavior of cut edges during subsequent welding [5].
These findings indicate that both the thermal cycle and local chemical changes at the cut edge must be considered when oxyfuel cutting is applied to high-strength steels, which provided the basis for the present comparison of acetylene and propane-butane cutting of S960 QL steel.

2. EXPERIMENT

Influence of gas type (acetylene or propane-butane mixture) and preheating temperature on microstructure and hardness of low-alloy high-strength steel S960 QL was investigated in the experimental part of this study. Low-alloy high-strength steel S960 QL is mostly used when high strength and minimum mass of product is needed. This is often the case for different parts of technical vehicles and cranes. Four cuts were made with and without preheating, two with use of acetylene and other two with use of propane-butane mixture.

2.1 Preparation of work pieces

Oxyfuel gas cutting was conducted on metal sheets made from low-alloy high-strength steel S960 QL with dimensions of 150x150 mm and 22 mm thick. Table 1 shows chemical composition of steel S960 QL, and Table 2 gives its mechanical properties.

Table 1 - Steel S960 QL chemical composition

Element	C	Si	Mn	P	S	Al	Cu
Content, %	0.173	0.297	0.87	0.013	0.0007	0.075	0.05
Element	Mo	Ni	Cr	V	Nb	Ti	B
Content, %	0.506	0.979	0.474	0.043	0.011	0.002	0.0015

Table 2 - Mechanical properties of steel S960 QL

Material	Tensile strength Rm, N/mm2	Yield strength Re, N/mm2	Elongation A5, %	Vickers Hardness HV10
S960 QL	1069	1006	14.1	~310

2.2 Oxyfuel gas cutting system using acetylene and propane-butane mixture

Figure 1 shows Optotaj 15/20 oxyfuel gas cutting system, oxygen, acetylene and propane-butane regulators and system console.



Figure 1 - Oxyfuel gas cutting system for cutting with use of acetylene and propane-butane mixture, Welding Laboratory, FSB Zagreb

2.3 Oxyfuel gas cutting procedure

Oxyfuel gas cutting with use of acetylene or propane-butane mixture was conducted according to oxyfuel gas cutting system instructions and other available data for this type of

material. Optimal cutting parameters were used. Table 3 gives parameters used during oxyfuel gas cutting.

Table 3 - Parameters used during automatic oxyfuel gas cutting

Gas	Cutting speed [mm/min]	Pressure [bar]			Distance of inner flame cone from metal sheet [mm]	Brand and type of nozzle
		Combustible gas	Oxygen for preheating	Oxygen for cutting		
Acetylene	400	0.5	2.5	5.0	8.0	Ž-RAM-82 Tip B
Propane-butane mixture	460	0.7	2.5	7.0	8.0	HARRIS 01/2-VVC

Figure 2 shows nozzle used for cutting.



Figure 2 - Nozzle for oxyfuel gas cutting with acetylene (right, Ž-RAM-82 Tip B) and nozzles for cutting with propane-butane mixture (left, HARRIS 01/2-VVC)

Before conducting experimental cutting both metal sheets were cut in half using gas cutting with acetylene without preheating. Four sheets with dimensions 150x250 mm (AC1, PB1, AC2, PB2) were obtained for testing purposes.

Preheating temperature calculation according to Ito-Bessy's expression (2,3):

$$T_{0min} = 1440 \cdot P_w - 392\ [°C] \tag{2}$$

$$P_v = P_{cm} + d/600 + H/60 \tag{3}$$

where P_{cm} is given in expression (4), H is diffusion hydrogen content and d is sheet thickness in this case d = 22 mm.

During welding H should not exceed 5 ml/100 g of weld due to possibility of hydrogen blistering.

$$P_{cm} = C + Si/30 + Mn/20 + Cu/20 + Ni/60 + Cr/20 + Mo/15 + V/10 + 5B \tag{4}$$

In first calculation of preheating temperature $H = 5$ was taken. According to catalogue of material Dillimax 965 equivalent to material S960 QL $P_{cm} = 0.30$ while calculated value for sheet of this composition is $P_{cm} = 0.3145$. [6]

Preheating temperature for $H = 5$ should be $T_{0min} = 234$ °C but according to manufacturer recommendations preheating temperature for oxyfuel gas cutting should not exceed 180 °C. For $H = 3$ calculated value of temperature is $T_{0min} = 186$ °C.

Temperature of 180 °C was chosen as reference value due to following reasons:

according to the material manufacturer recommendations maximum preheating temperature should not exceed 180 °C. This temperature gives good insight in microstructural changes as a result of cutting with or without preheating.

Specimen cutting was conducted according to cutting plan shown in Figure 3. with parameters given in Table 3, as follows:

1. Cutting of sheet AC1 without preheating
   - Oxyfuel gas cutting with acetylene and oxygen mixture
2. Cutting of sheet AC2 with preheating
   - Oxyfuel gas cutting with acetylene and oxygen mixture
3. Cutting of sheet PB1 without preheating
   - Oxyfuel gas cutting with propane-butane and oxygen mixture
4. Cutting of sheet PB2 with preheating
   - Oxyfuel gas cutting with propane-butane and oxygen mixture

Temperature on the sheet surface (sheet AC2) at the cutting line was 240 °C and on the edge of the sheet was 170 °C in the last preheating pass for cutting with acetylene. Furthermore, while preheating for cutting with propane-butane mixture (sheet PB2) temperature on the sheet surface at cutting line was 240 °C and 150 °C on the edge of the sheet.

2.4 Specimen preparation

Specimens for testing were taken from metal sheets on which oxyfuel gas cutting was conducted as shown on Figure 3. Specimens were water jet cut at company DOK-ING d.o.o. Taken specimens were 12 mm wide and were taken from layer 11 mm away from the cutting surface. Water jet cutting was used for extracting specimens due to need for minimum heat input. In order to get parallel surfaces necessary for analysis specimens were additionally grinded in Laboratory for machine tools at Faculty of mechanical engineering and naval architecture in Zagreb. Grinding was chosen because of expected hardness for this low-alloy high-strength steel (S960 QL) of 450 HV10 at cutting surface and 300 HV10 for interior layers [6].

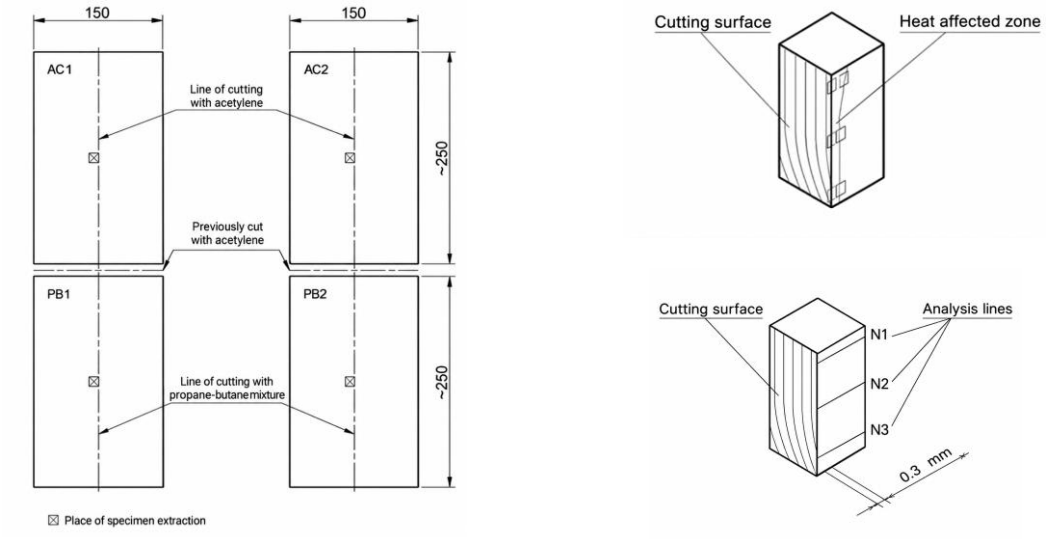


Figure 3 - Metal sheets and line of cutting (left), specimen preparation and analysis lines (right)

2.5 Microstructure analysis

Microstructure analysis was conducted in Metallographic laboratory at Faculty of mechanical engineering and naval architecture in Zagreb. Analysis included preparation of metallographic specimen, microstructure analysis and microhardness testing according to Vickers HV0.2. Every specimen was first sealed in DUROFIX 2-kit two component acrylic mixture. After sealing, specimens were grinded and polished according to recommendations for that type of material.

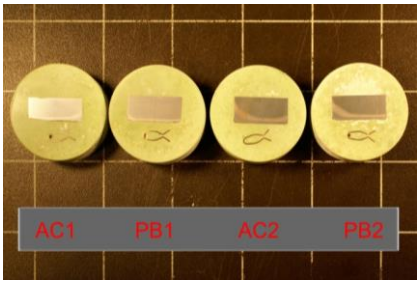


Figure 4 - Specimens prepared for analysis

Metallographic analysis with use of Olympus GX51 light microscope was conducted after metallographic specimen preparation. All four specimens were observed at magnification of 500:1 on three areas along cutting edge with equal spacing: along upper sheet side, in the middle and along bottom side. Furthermore, each specimen was analyzed in all three areas along line of microstructural changes at same magnification. Figure 5 shows base material microstructure.

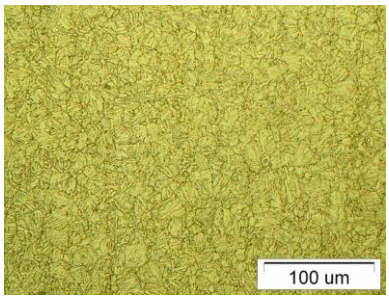


Figure 5 - Base material microstructure, original magnification 500×

Figure 5 shows base material microstructure i.e. microstructure of low-alloy high-strength steel S960 QL composed of tempered martensite of characteristic acicular shape. In some areas some fine extracted spheroidized carbides have been detected.

3. RESULTS AND DISCUSSION

Measured microhardness values are shown in graphs on figures 6 and 7.

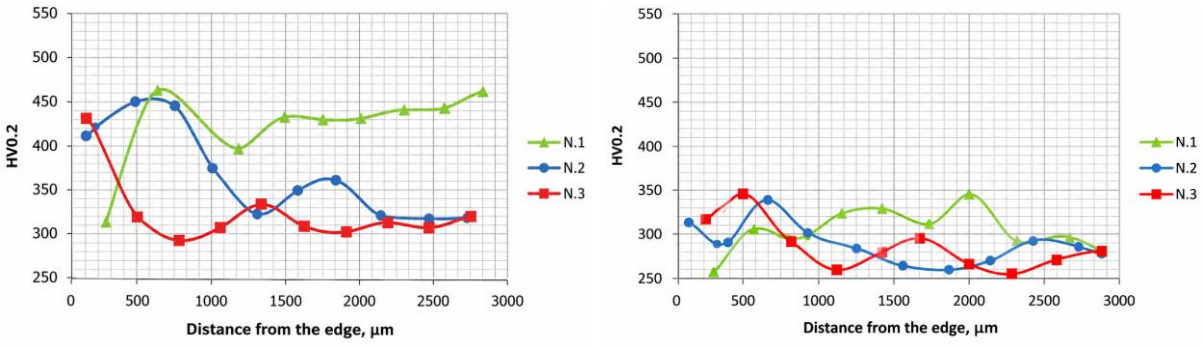


Figure 6 - Measured microhardness values for specimen AC1 (left) and AC2 (right)

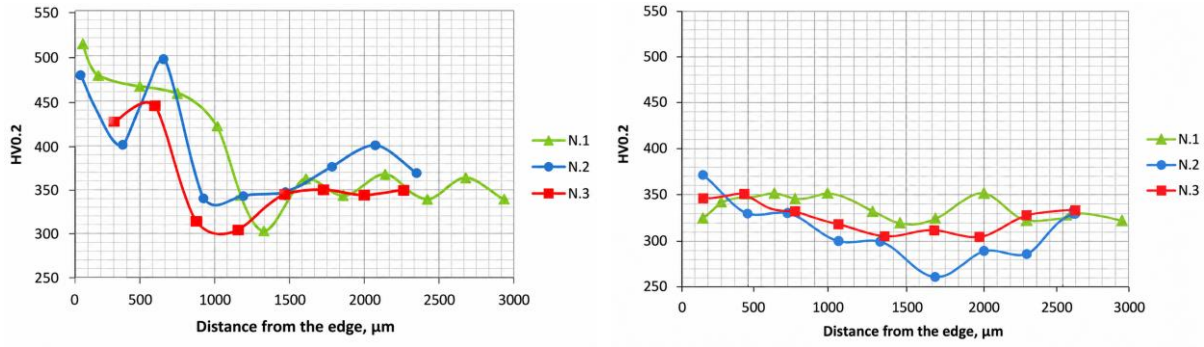


Figure 7 - Measured microhardness values for specimen PB1 (left) and PB2 (right)

Gathered microhardness testing results for oxyfuel gas cutting without preheating indicate significant hardness increase in the heat affected zone with distance of 1 mm from the cutting surface. Hardness decrease on values lower than those of base material was established in areas 1 to 1.5 mm away from cutting surface which indicates carbon diffusion from that area to the cutting surface area. This hardness increase is more noticeable when propane-butane mixture is used. In that case even maximum measured hardness values are higher than those after cutting with acetylene (~500 HV0.2 for propane-butane in comparison to ~450 HV0.2 for acetylene).

Hardness diagram for specimen AC1 does not show significant hardness decrease along upper sheet surface (measuring line N1) for measuring distance which is approximately 3 mm from the cutting surface. This is explained with the fact that heat affected zone along upper sheet surface is somewhat wider when using acetylene, so microhardness testing stayed in that area. Similar effect is detected when propane-butane mixture is used but then heat affected zone along upper sheet surface is narrower. Hardness diagram for specimen PB1 shows hardness decrease for measuring line N1 which is shifted slightly to the right.

When preheating was conducted before cutting there was no significant hardness increase in vicinity of cutting surface. Actually, hardness decrease was indicated in both cases in the entire measuring area. Hardness decrease effect is stronger when using acetylene for cutting (~270 HV0.2 when acetylene is used in comparison to ~320 HV0.2 for propane-butane). This can also be explained with temperature on the edge of the sheet which was 170°C when acetylene was used in comparison to 150 °C for propane-butane mixture). In both cases preheating temperature was obviously too high which led to general hardness decrease along cross-section. In cases where hardness increase along edges is not desirable i.e. additional machining or heat treatment, preheating temperature should be somewhat lower (75-150 °C). Images of microstructure confirm measured hardness values distribution. Grain growth is established along the cutting edge, but that effect decreases with distancing from cutting surface where grains are again normal in size and shape.

4. CONCLUSION

During this study it was verified that there are significant differences between microstructure and hardness of cutting surface and heat affected zone when cutting low-alloy, high-strength steel with acetylene when compared with those gained with cutting with use of propane-butane mixture. Different widths of heat affected zone have been detected dependent on weather material was preheated before cutting or not. When preheated heat affected zone is wider but transition from rough grain structure to base material structure is smoother. Minimum heat affected zone width was detected for oxyfuel gas cutting with propane-butane without preheating but it also caused highest hardness increase. Decarburizing of some areas along cutting edge was also noticed regardless of which type of cutting gas was used or weather

material was preheated or not. All the listed reasons indicate that this behavior should be analyzed in detail with focus on chemical composition changes of prepared metallographic specimens.

High-strength low-alloy steels are very sensitive towards preheating due to possible mechanical properties degradation so it is very important to choose appropriate preheating temperature. Correct choice of preheating temperature can reduce hardness increase in the heat affected zone. Even then some grain size growth will occur along the cutting edge which can lead to cracking. If described state of cutting surface does not meet the conditions for following processing operation such as welding it is necessary to remove that hardened layer with machining.

REFERENCES

[1] Kralj, S., Š. Andrić, Osnove zavarivačkih i srodnih postupaka, Fakultet strojarstva i brodogradnje, Zagreb, 1992.
[2] O'Brien, R. L. (Ed.), Welding Handbook, Vol. 2: Welding Processes, 8th ed., American Welding Society, Miami, 1991.
[3] Jovanović, M., M. Božović, O. Stojanović, Gasno i ručno elektrolučno zavarivanje, Građevinska knjiga, Beograd, 1979.
[4] Muñoz-Escalona, P., M. C. Payares, M. Dorta, R. Diaz, Analysis and Influence of Acetylene and Propane Gas During Oxyfuel Gas Cutting of 1045 Carbon Steel, Journal of Materials Engineering and Performance, 15 (2006), 6, pp. 684-692.
[5] Ito, Y., M. Kamo, Y. Araki, B. Miyanaga, K. Nikuma, Study on Welding of Low Alloy High Strength Steels (Report 5) – Oxy-Acetylene Gas Cutting, Journal of the Japan Welding Society, 28 (1959), 12, pp. 881-889.
[6] Dillinger Hütte GTS, DILLIMAX – Technical Information No. III/2007, Dillinger Hütte GTS, 2007, Dillingen, Germany.