

Karakterizacija prevlake 316L nanete postupkom plazma navarivanja

Aleksandar Maslarević¹, Gordana M. Bakić², Miloš B. Đukić², Bratislav Rajičić², Vesna Maksimović³

¹Inovacioni centar Mašinskog fakulteta doo u Beogradu, Beograd, Srbija

²Univerzitet u Beogradu, Mašinski fakultet, Beograd, Srbija

³Institut za nuklearne nauke Vinča, Beograd, Srbija

Izvod

Delovi mašina i konstrukcija su tokom rada izloženi delovanju agresivne radne sredine koja u kratkom vremenskom periodu može da naruši njihov integritet. U zavisnosti od radnih uslova, površina materijala može da bude izložena raznim mehanizmima oštećenja, od kojih se izdvajaju eroziona i koroziona oštećenja. Produžetak radnog veka ugroženih zona mašinskih konstrukcija moguće je izvesti različitim postupcima nanošenja zaštitnih prevlaka, a najčešće su to različiti postupci navarivanja i metalizacije. Cilj ovog rada je karakterizacija prevlake izrađene od nerđajućeg čelika klase 316L, koja je našla široku primenu u hemijskoj i petrohemijskoj industriji, nanete plazma postupkom navarivanja korišćenjem dodatnog materijala u obliku praha, na konstrukcioni čelik S235JR. U radu je izvršeno merenje tvrdoće u karakterističnim zonama prevlake i osnovnog materijala, kao i mikrostrukturna karakterizacija prevlake na optičkom i skenirajućem elektronskom mikroskopu. Takođe, izvršeno je eroziono ispitivanje prevlake promenom parametara ispitivanja, pre svega ugla nastrojavanja i brzine čestica erodenta.

Ključne reči: prevlake; plazma navarivanje; nerđajući čelik, 316L; mikrostruktura.

Dostupno na Internetu sa adrese časopisa: <http://www.ache.org.rs/HI/>

NAUČNI RAD

UDC 62-91: 669.1: 667.6

Hem. Ind. 72 (3) 139–147 (2018)

1. UVOD

Veliki broj mašinskih delova i konstrukcija je izložen agresivnim radnim sredinama, usled čijeg delovanja nastaje znatno skraćanje njihovog radnog veka. Stoga je česta praksa da se takve ugrožene zone zaštite nanošenjem prevlaka istih ili boljih karakteristika od materijala konstrukcije. U zavisnosti od radnih uslova, površina materijala može da bude izložena raznim mehanizmima oštećenja. Tako na primer u hemijskoj procesnoj industriji značajan broj otkaza je nastao usled posledica korozije na površinama komponenti postrojenja, od kojih su 7,4 % otkazi koji imaju veze i sa erozijom [1]. Ovaj podatak ukazuje da potencijalna prevlaka koja bi se koristila kao zaštita ugroženih komponenti hemijsko-procesne industrije, pored korozione otpornosti, poželjno je da poseduje i dobru erozionu otpornost.

Stepen oštećenja površine materijala, usled delovanja erozije, zavisi od vrste materijala (mete), vrste erodenta, ugla nastrojavanja, brzine čestica, vremena trajanja erozije, radne temperature, mikrostrukture materijala, itd. [2-9]. Od navedenih parametara koji utiču na stepen oštećenja, odnosno brzinu erozije materijala, posebno se izdvajaju ugao nastrojavanja i brzina čestica erodenta kao dominantni [10-13].

Do danas je razvijen čitav niz postupaka kojima je moguće nanositi zaštitne prevlake, a najčešće su to različiti postupci navarivanja i metalizacije. Od postupaka navarivanja mogu se izdvojiti navarivanje plazmom (*Plasma Transferred Arc* - PTA) i elektrolyčno zavarivanje netopljivom elektrodom u zaštiti inertnog gasa (*Tungsten Inert Gas* - TIG) [14-18], pri čemu se zbog niza prednosti ističe postupak navarivanja plazmom [19].

Postupak navarivanja plazmom (PTA) je razvijen tokom 1960-tih godina, kao modifikacija tada već korišćenog postupka zavarivanja plazmom [20], i to za izradu visoko kvalitetnih navarenih slojeva na komponentama nuklearnih postrojenja [21]. Zbog svojih izuzetnih karakteristika, ali i zbog jeftinih dodatnih materijala, PTA postupak nalazi sve širu primenu u zaštiti površina materijala od habanja [22]. U poređenju sa postupcima metalizacije [23], PTA postupak nanošenja prevlaka je znatno jeftiniji i karakteriše ga veća produktivnost [24]. Takođe, ako se PTA postupak uporedi sa konvencionalnim postupcima navarivanja, prednosti PTA postupka su deponovanje veće količine dodatnog materijala u jedinici vremena, relativno mala dubina uvarivanja, niži unos toplote i, generalno, relativno mali stepen mešanja osnovnog i dodatnog materijala [25-27].

Korespondencija: Aleksandar Maslarević, Inovacioni centar Mašinskog fakulteta doo, Kraljice Marije 16, 11120 Beograd 35, Srbija

E-mail: amaslarevic@mas.bg.ac.rs

Rad primljen: 28.septembra 2017.

Rad prihvaćen: 20. marta 2018.

<https://doi.org/10.2298/HEMIND170928005M>



Austenitni Cr-Ni nerđajući čelik klase 316L je materijal koji je, zbog dobre korozione postojanosti, našao veoma široku upotrebu u hemijskoj i petrohemijskoj industriji [28,29], nuklearnoj industriji [30], opremi u farmaceutskoj industriji [31], izradi medicinskih implantata [32,33], kao i na postrojenjima za desalinizaciju vode zbog odlične otpornosti na morsku vodu [34], itd.

U ovom radu je izvršena karakterizacija prevlake 316L nanete postupkom plazma navarivanja. Takođe, obrađen je uticaj udarnog ugla i brzine čestica erodenta na gubitak materijala prevlake primenom erozionog testa.

2. OPIS EKSPERIMENTA

2.1. Materijal i metode

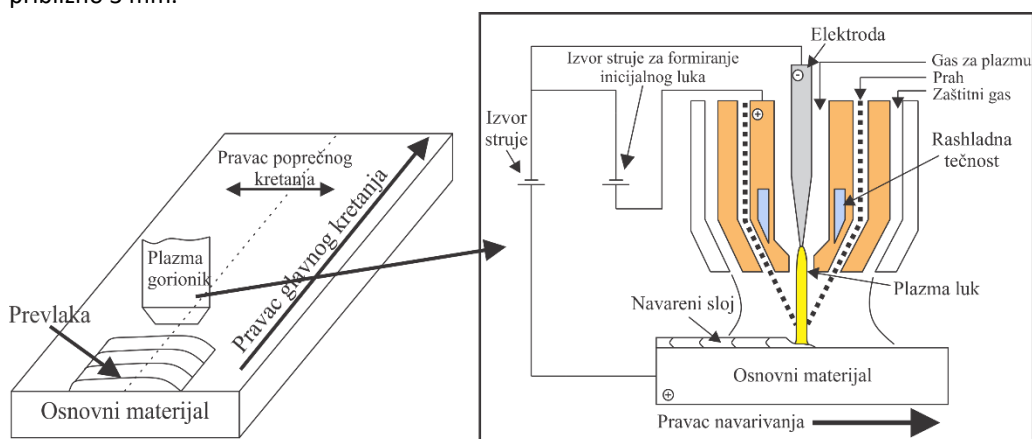
Osnovni materijal (OM) uzoraka je izrađen u obliku ploče dimenzija 100 × 100 mm i debljine 10 mm od čelika S235JR. Dodatni materijal (DM) u obliku praha, po hemijskom sastavu i deklaraciji proizvođača odgovara čeliku 316L [35]. U tabeli 1 prikazan je hemijski sastav osnovnog i dodatnog materijala.

Tabela 1. Hemijski sastav osnovnog i dodatnog materijala
Table 1. Chemical composition of the base and the filler materials

Osnovni materijal	Sadržaj, %				
	C	Mn	P	S	
S235JR (EN 10025)	0,17	1,40	0,045	0,045	
Dodatni materijal	Sadržaj, %				
	C	Cr	Ni	Mo	Fe
316L	0,03	17,5	13,0	2,7	ostatak

Prevlaka je naneta postupkom plazma navarivanja, pri čemu je korišćen uređaj „EuTronic Gap 3001 DC“ proizvođača „Castolin Eutectic“, koji je integrisan sa sistemom za numeričko vođenje gorionika, a parametri nanošenja prevlake su prikazani u Tabeli 2. Na Slici 1 prikazan je presek plazma gorionika koji se sastoji od elektrode na bazi volframa koja se nalazi u mlaznici izrađenoj od bakra koja se hladi rastvorom na bazi vode. Takođe, na Slici 1 je prikazana šema navarivanja uzoraka plazma postupkom.

Priprema osnovnog materijala za navarivanje se sastojala od brušenja površine uzorka do metalnog sjaja. Navareno je ukupno 5 uzoraka, pri čemu je navarivanje sprovedeno u jednom prolazu sa ostvarenom debljinom nanetog sloja od približno 3 mm.



Slika 1. Šematski prikaz postupka plazma navarivanja

Figure 1. Schematic diagram of the plasma transferred arc surfacing process

Na poprečnom preseku navara i OM sprovedeno je merenje površine uvara i ukupne površine poprečnog preseka navara (površina uvara + površina nanetog sloja), na osnovu kojih je izračunat stepen mešanja OM i DM, prema šematskom prikazu na datom na slici 2.

Priprema uzoraka se sastojala iz brušenja, poliranja i nagrizanja površine, dok je karakterizacija mikrostrukture nanetih prevlaka sprovedena na optičkom i skenirajućem elektronskom mikroskopu (SEM). Nagrizanje osnovnog materijala je sprovedeno sa nitalom, a deponovani sloj je nagrizen pikrinskom kiselinom.

Za optičku mikroskopiju korišćen je uređaj tipa „Carl Zeiss Jena“ (Metaval, Nemačka) a za SEM analizu korišćena su dva uređaja i to: „SEM JEOL JSM 5800LV“ (JEOL Ltd., Japan) i „SEM FEI Inspect S50“ (Thermo Fisher Scientific Inc., SAD). Pomoću energetske-dispersivnog spektrometra (EDS) sprovedena je hemijska analiza prevlaka, a za ovo ispitivanja

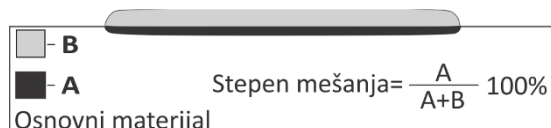
korišćen je uređaj tipa „Bruker 630M“ (Bruker, SAD) sa sistemom za EDS analizu povezanog sa uređajem tipa „SEM FEI Inspect S50“. Takođe, pre nanošenja prevlake izvršena je karakterizacija praha korišćenjem skenirajućeg elektronskog mikroskopa (SEM) tipa „SEM JEOL JSM 5800LV“.

Merenje tvrdoće u karakterističnim zonama prevlake i osnovnog materijala je sprovedeno po metodi Vickers, na uređaju tipa „TP-7R-1“ (Tochpribor, OOO, Rusija). Tvrdoća je merena u 5 karakterističnih oblasti po poprečnom preseku uzorka, Slika 3, i to: 1-OM, 2-zona uticaja toplote (ZUT), 3-metal šava (MŠ) neposredno iznad linije stapanja, 4-metal šava po sredini debljine prevlake, i 5-metal šava u blizini lica šava.

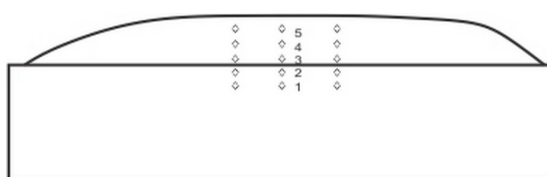
Tabela 2. Parametri navarivanja

Table 2. Surfacing parameters

Parametri navarivanja	Dodatni materijal
	316L
Jačina struje, A	68
Napon, V	27,3
Brzina deponovanja praha, g/min	33
Plazma gas	Ar
Protok plazma gasa, L/min	2
Zaštitni i noseći gas	95 % Ar + 5 % H ₂
Protok zaštitnog gasa, L/min	14
Protok nosećeg gasa, L/min	2,5
Brzina zavarivanja mm/s	0.11
Brzina oscilovanja, mm/s	7
Širina oscilovanja, mm	95



Slika 2. Način izračunavanja stepena mešanja OM i DM
Figure 2. Method of calculating dilution of the base material and the filler material



Slika 3. Merenje tvrdoće - raspored mernih mesta
Figure 3. Hardness measurement - measuring points

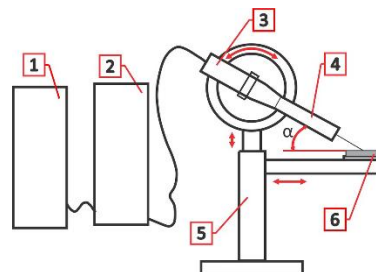
2.2. Erozioni test

Ekspiriment je sproveden primenom erozionog testa, koristeći opremu za peskarenje sa namenski konstruisanim postoljem nosača uzorka, Slika 4. Slične instalacije za ispitivanje eroziona otpornosti materijala su korišćene i u drugim studijama [36-38]. Pri ovom ispitivanju analiziran je uticaj promene ugla nastrojavanja i brzine čestica erodenta na gubitak materijala prevlake. Uglavnom se erozioni testovi obavljaju u skladu sa standardom ASTM G76-07, međutim, uslovi u kojima se odvija erozija tokom ovog ispitivanja značajno odstupaju od realnih uslova rada pojedinih komponenti u postrojenjima, zbog čega su u ovom eksperimentu korišćeni parametri koji odgovaraju realnim uslovima rada. Erodiranje uzoraka je izvršeno pri tri različita ugla nastrojavanja čestica (20°; 30° i 45°) i pri tri različite brzine čestica erodenta (92; 100 i 109 m/s). S obzirom da su u ovom eksperimentu simulirani uslovi rada realnih komponenti koje su izložene eroziji pri velikim brzinama strujanja, ispitivanje je izvršeno za prosečno očekivanu brzinu strujanja od 100 m/s i ugao nastrojavanja od 20° koja se javlja kod ovih komponenti. U cilju bolje simulacije radnih uslova izvršena su i dodatna ispitivanja za nešto nižu i nešto višu vrednost brzine strujanja od prosečne, jer je realno očekivati varijacije u brzini strujanja tokom eksploatacije komponenti u ovom opsegu (92-109 m/s). Takođe, za prosečnu brzinu strujanja ispitano je i ponašanje materijala za nešto više vrednosti ugla nastrojavanja (30° i 45°), da bi se utvrdio trend promene gubitka materijala sa porastom ugla nastrojavanja, koji se javlja tokom složenih strujnih procesa u radnim uslovima u pojedinim zonama komponente. Ispitivanje je izvršeno na sobnoj temperaturi, korišćenjem kvarcnog peska (SiO₂) „KLP_s 032“ proizvođača „Kopovi Ub“ kao erodenta, pri čemu tip i granulacija kvarcnog peska nisu varirani.

Tabela 3. Parametri erozionog testa

Table 3. Parameters of the erosion test

Parametar	Vrednost		
Brzina čestica – srednja vrednost, m/s	92	100	109
Ugao nastrojavanja erodenta, °	20	20, 30, 45	20
Vrsta erodenta	kvarcni pesak (SiO ₂)		
Srednja veličina čestice erodenta, mm	0,33		
Potrošnja erodenta, g/s	50		
Noseći gas	Vazduh		
Prečnik mlaznice, mm	12		
Rastojanje između vrha mlaznice i uzorka, mm	115		
Period erodiranja uzorka, s	120		
Temperatura, °C	22±2		



Slika 4. Šematski prikaz erozionog testa: 1) kompresor, 2) uređaj za peskarenje, 3) pištolj za peskarenje, 4) mlaznica, 5) postolje, 6) uzorak; α – ugao nastrojavanja

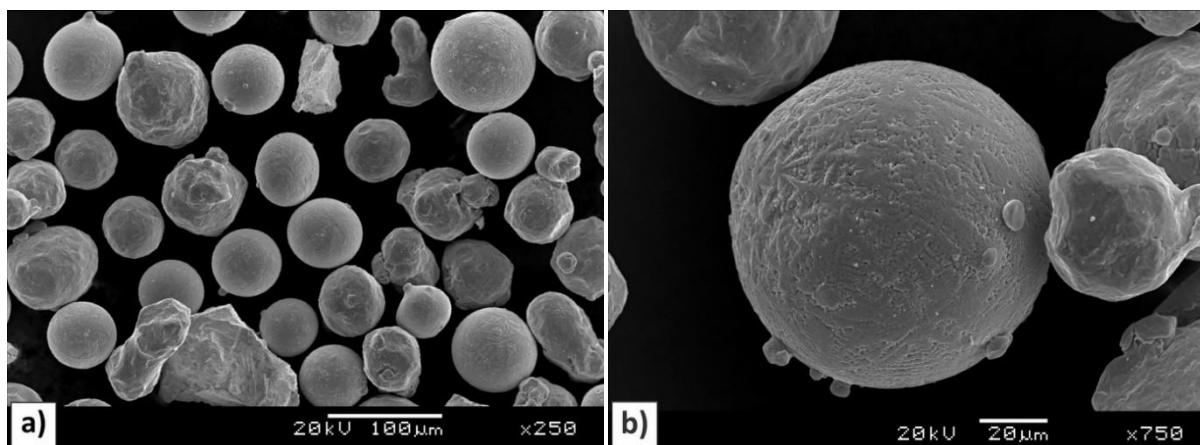
Figure 4. Schematic presentation of the erosion test: 1) compressor, 2) sandblasting unit, 3) sandblasting gun, 4) nozzle, 5) stand, 6) sample; α – impact angle

Brzina čestica erodenta je kontrolisana podešavanjem radnog pritiska na uređaju za peskarenje. Brzina čestica erodenta, u zavisnosti od radnog pritiska, je izmerena metodom duplog diska [39,40]. Svi ostali relevantni parametri erozionog testa su dati u Tabeli 3. Uzorcima je izmerena masa pre i posle erodiranja sa ciljem određivanja izgubljene mase pri različitim parametrima ispitivanja.

3. REZULTATI I DISKUSIJA

3.1. Karakterizacija praha

Pre nanošenja prevlake izvršena je karakterizacija dodatnog materijala (316L) korišćenjem skenirajućeg elektronskog mikroskopa (SEM), Slika 5. Analizirajući morfologiju praha može se uočiti da je većina čestica sfernog oblika (Slika 5a), sa malom unutrašnjom poroznošću i dobrom kompaktnošću čestica (Slika 5b). Ovi podaci jasno ukazuju da je prah proizveden procesom atomizacije, pri čemu je kao rashladno sredstvo korišćen gas.

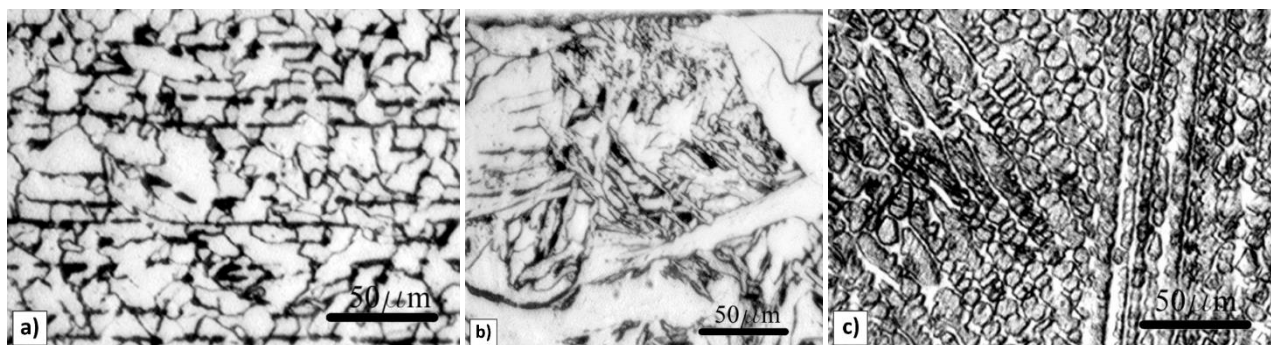


Slika 5. SEM - mikrofotografija praha dodatnog materijala: a) uvećanje $\times 250$, b) uvećanje $\times 750$

Figure 5. SEM – micrograph of the filler material powder: a) magnification $\times 250$, b) magnification $\times 750$

3.2 Mikrostrukturalna karakterizacija osnovnog materijala i prevlake

Optičkom mikroskopijom je potvrđeno da je osnovni materijal (OM) toplo valjani čelik, koji posle navarivanja poseduje feritno perlitnu mikrostrukturu (Slika 6a) koja je prisutna i u zoni uticaja toplote (grubozrni ZUT, Slika 6b). Mikrostruktura poprečnog preseka deponovanog sloja prevlake je čelijsko-dendritne strukture, koja je karakteristična za ovaj tip čelika [41-43], Slika 6c.



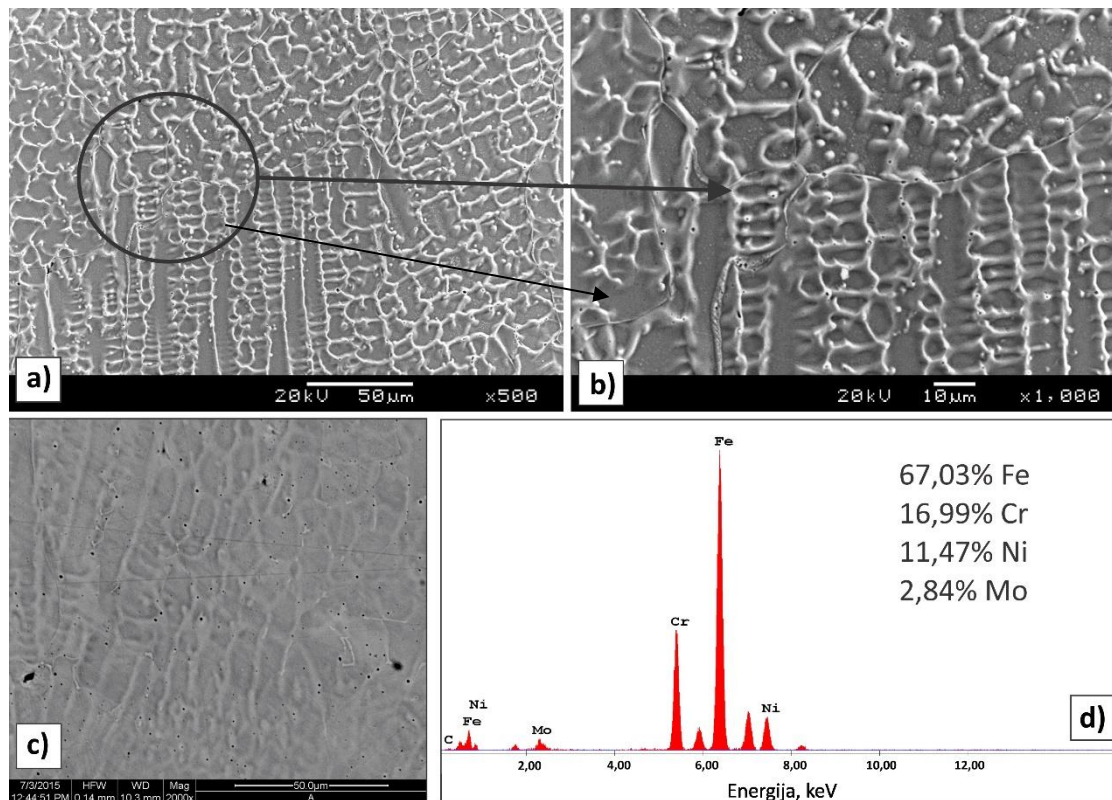
Slika 6. Mikrostruktura karakterističnih oblasti OM i prevlake: a) osnovni materijal, b) zona uticaja toplote (ZUT), c) prevlaka 316L
Figure 6. Microstructure of characteristic areas of the base material and coating: a) base material, b) heat affected zone (HAZ), c) 316L coating

Na Slici 7 je prikazan detalj neujednačene po veličini čelijsko dendritne strukture, nastale u uslovima hlađenja tokom nanošenja prevlake (Slika 6c). Pored čelijske strukture prisutne su dendritne oblasti koje su posledica sporijeg hlađenja, Slika 7a. Kod čelika, kao što je legura 316L [44], u granicama ćelija se izdvaja i mala količina delta ferita (Slika 7b), u količini koja je određena sastavom osnove u funkciji sastava, Slika 7d.

Rezultati EDS analize prevlake (Slika 7d) ukazuju da je, čak i sa ovako relativno visokim stepenom mešanja, hemijski sastav prevlake veoma sličan hemijskom sastavu praha pre nanošenja na osnovni materijal, Slika 7c. Iz toga se može

zaključiti da je efekat mešanja OM i DM vidljiv u veoma uskoj zoni iznad linije stapanja (~0,25 mm), odnosno da je mešanjem samo u uskoj zoni promenjena struktura i svojstva prevlake.

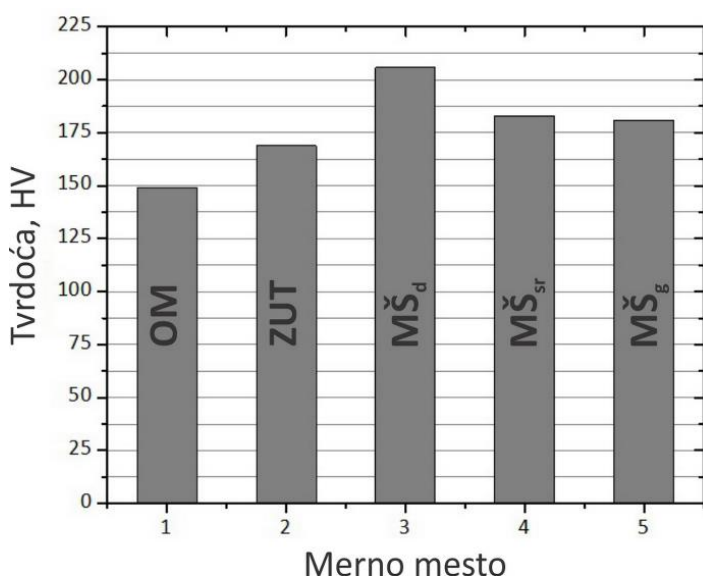
Stepen mešanja osnovnog i dodatnog materijala u procesu navarivanja iznosio je 26,1 %, što je znatno veća vrednost od uobičajenih za postupak navarivanja plazmom [45]. Velika širina oscilovanja gorionika (95 mm, Tabela 2) je osnovni razlog ovako visoke vrednosti stepena mešanja.



Slika 7. SEM i EDS analiza prevlake / Figure 7. SEM and EDS analyses of the coating

3.3. Merjenje tvrdoće

Na Slici 8 prikazane su izmerene vrednosti tvrdoće po poprečnom preseku uzorka u 5 karakterističnih oblasti (Slika 3): 1-OM, 2-ZUT, 3-MŠ_d (neposredno iznad linije stapanja), 4-MŠ_{sr} (po sredini debljine prevlake), i 5-MŠ_g (u blizini lica šava).



Slika 8. Vrednosti izmerene tvrdoće u karakterističnim zonama / Figure 8. Values of measured hardness in characteristic zones

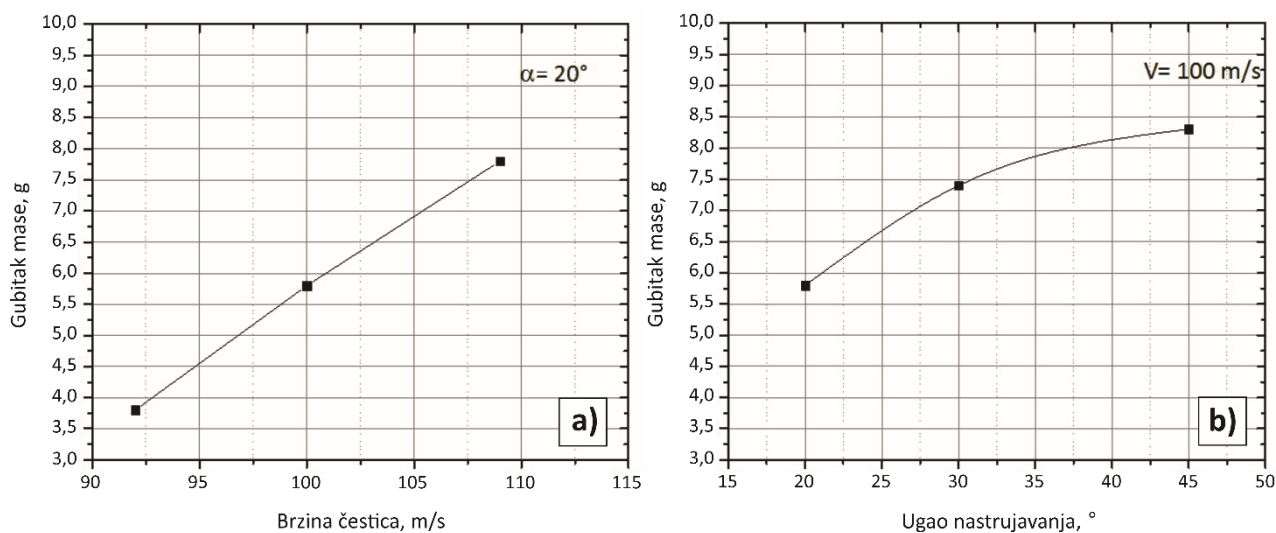
Analizom rezultata izmerenih vrednosti tvrdoće može se uočiti da je tvrdoća zone ZUT (169 HV) veća od tvrdoće zone OM (149 HV), što je uobičajena pojava kod svih postupaka navarivanja zbog lokalnog unosa toplote u OM. Vrednosti tvrdoće prevlake po poprečnom preseku su približne i kreću se od 181 HV (MŠ_g, u blizini lica šava), preko 183 HV (MŠ_{sr}, sredina prevlake) do 206 HV (MŠ_d, neposredno iznad linije stapanja). Najveća tvrdoća u blizini linije stapanja (MŠ_d = 206 HV) je očekivana i posledica je mešanja osnovnog i dodatnog materijala, pošto je udeo osnovnog materijala u šavu u ovoj zoni najveći, a samim tim i količina ugljenika koja je rastvorena. Čelik 316L ima vrlo nizak sadržaj ugljenika, tako da je supstrat znatno doprineo ulasku ugljenika u šav. Pri čemu se može zaključiti da je razlika u hemijskom sastavu OM i materijala prevlake značajno doprinela povećanju tvrdoće u zoni linije stapanja usled mešanja ovih materijala.

3.4. Erozija prevlake

Na Slici 9a prikazan je uticaj promene brzine čestica na količinu erodiranog materijala prevlake 316L, gde se uočava izraženo povećanje gubitka mase prevlake (3,8; 5,8 i 7,8 g) sa porastom brzine čestica erodenta (92, 100 i 109 m/s). Pri ovom ispitivanju ugao nastrojavanja erodenta iznosio je $\alpha=20^\circ$ za sve tri brzine nastrojavanja. Analizirajući dijagram na Slici 9a, povećanje brzine čestica erodenta dovodi do približno linearnog povećanja gubitka mase, odnosno opadanja erozije otpornosti prevlake.

Gubitak mase prevlake u funkciji od ugla nastrojavanja erodenta prikazan je na Slici 9b, gde se može uočiti da sa povećanjem ugla nastrojavanja (20° , 30° i 45°) raste i gubitak mase prevlake (5,8; 7,4 i 8,3 g). Sa Slike 9b se vidii da je najveći gubitak materijala postignut pri uglu nastrojavanja od 45° ali se sa dijagrama jasno uočava pad gradijenta gubitka materijala.

Istraživanja o habanju duktilnih materijala pod različitim radnim uslovima su pokazala da je mehanizam za uklanjanje materijala zavisen od ugla udara čestice i ova zavisnost nije linearna. Takođe, najveća oštećenja se javljaju mehanizmom sečenja i pucanja, kada je ugao udara čestica okvirno u opsegu od $20-30^\circ$, a kasnije odnošenje materijala ima tendenciju opadanja dok ugao ne dostigne 80° [46]. Druge studije su pokazale da se najveća oštećenja duktilnih materijala javljaju pri uglovima od $35-45^\circ$ [47], tako da je ponašanje prevlake 316L u potpunosti u skladu sa prethodnim istraživanjima [46,47].



Slika 9. Erozioni test – gubitak mase u funkciji od: a) brzine čestica erodenta; b) ugla nastrojavanja erodenta

Figure 9. Erosion test – mass loss as a function of: a) the particle speed; b) the impact angle

Pri ovom ispitivanju brzina čestica erodenta iznosila je $V = 100$ m/s za sva tri ugla nastrojavanja. Dodatni materijal 316L, iz klase austenitnog nerđajućeg Cr-Ni čelika, karakteriše se korozionom postojanošću i dobrom duktilnošću. S obzirom na činjenicu da duktilni materijali najviše erodiraju pri uglovima nastrojavanja manjim 45° [47,48] i shodno dijagramu na Slici 9b, može se pretpostaviti da povećanje ugla nastrojavanja preko 45° ne dovodi do daljeg značajnog povećanja gubitka mase.

4. ZAKLJUČCI

Na osnovu svih eksperimentalnih rezultata dobijenih ispitivanjem uzoraka koji se sastoje od prevlake tipa 316L nanete postupkom plazma navarivanja na osnovni materijal (OM) čelik S235JR može se izvesti nekoliko sledećih zaključaka:

- Plazma navarivanjem je moguće nanositi prevlake od nerđajućeg CrNi čelika na OM čelik S235 JR, a stepen mešanja OM i DM, je bio čak 26,1 %.
- Razlika u hemijskom sastavu OM i nanete prevlake značajno je doprinela povećanju tvrdoće u zoni linije stapanja usled mešanja ovih materijala; porast tvrdoće je zabeležen i na strani OM u toj zoni, međutim on je posledica unosa toplote tokom navarivanja i posledičnih mikrostrukturnih promena.
- Osnovi materijal nije pretrpeo bitnije mikrostrukturne promene, što je još jedan pokazatelj da se postupkom plazma navarivanja mogu uspešno nanositi kvalitetne prevlake od čelika 316L.
- Povećanjem brzine čestica erodenta približno linearno raste gubitak mase prevlake.
- Povećanjem ugla nastrojavanja erodenta (do 45°) uočava se porast gubitka mase erodiranog materijala.

REFERENCE

- [1] Levy AV, Crook P. The erosion properties of alloys for the chemical processing industries. *Wear*. 1991; 151: 337-350.
- [2] Andrews DR, Field JE. Temperature dependence of the impact response of copper: erosion by melting. *J Phys D Appl Phys*. 1982; 15:2357-2367.
- [3] Tilly GP. Erosion Caused by Impact of Solid Particles. in: Scott D, ed. *Treatise on Materials Science and Technology*. vol. 13: Wear. New York, Academic Press; 1979:287-320.
- [4] Bousser E, Martinu L, Klemberg-Sapieha JE. Effect of erodent properties on the solid particle erosion mechanisms of brittle materials. *J Mater Sci*. 2013; 48: 5543-5558.
- [5] Maasberg JA, Levy AV. Erosion of elevated-temperature corrosion scales on metals. *Wear*. 1981; 73: 355-70.
- [6] Islam MdA, Farhat ZN. Effect of impact angle and velocity on erosion of API x42 pipeline steel under high abrasive feed rate. *Wear*. 2014; 311: 180-190.
- [7] Gat N, Tabakoff W. Some effects of temperature on the erosion of metals. *Wear*. 1978; 50: 85-94.
- [8] Sundararajan G, Roy M. Solid particle erosion behaviour of metallic materials at room and elevated temperatures. *Tribol Int*. 1997; 30: 339-359.
- [9] López D, Congote JP, Cano JR, Toro A, Tschiptschin AP. Effect of particle velocity and impact angle on the corrosion-erosion of AISI 304 and AISI 420 stainless steels. *Wear*. 2005; 259: 118-124.
- [10] Lindsley BA, Marder AR. The effect of velocity on the solid particle erosion rate of alloys. *Wear*. 1999; 225-229: 510-516.
- [11] Manisekaran T, Kamaraj M, Sharrif SM, Joshi SV. Slurry erosion studies on surface modified 13Cr-4Ni steel: effect of angle of impingement and particle size. *J Mater Eng Perform*. 2007; 16: 567-572.
- [12] Oka YI, Ohnogi H, Hosokawa T, Matsumura M. The impact angle dependence of erosion damage caused by solid particle impact. *Wear*. 1997; 203-204: 573-579.
- [13] Al-Bukhaiti MA, Ahmed SM, Badran FMF, Emara KM. Effect of impingement angle on slurry erosion behaviour and mechanisms of 1017 steel and high-chromium white cast iron. *Wear*. 2007; 262: 1187-1198.
- [14] Fauchais PL, Heberlein JVR, Boulos MI. *Thermal Spray Fundamentals — From Powder to Part*. New York, Springer, 2014.
- [15] Maslarevic A, Bakic G, Lukic U, Martic I. Impact of parameters of plasma transferred arc welding process on the weld layer geometry. In: *Proceedings of 18th International Research/Expert Conference "Trends in the Development of Machinery and Associated Technology" TMT 2014*, Budapest, Hungary, 2014, pp. 1-4.
- [16] Pawlowski L. *The Science Engineering of Thermal Spray Coatings*. 2nd ed., London, London: John Wiley & Sons; 2008.
- [17] Bakic GM, Maksimovic V, Maslarevic A, Djukic MB, Rajicic B, Djordjevic A. Microstructural Characterization of WC and CrC Based Coatings Applied by Different Processes. In: *Proceedings and book of abstract of Metallurgical and Materials Engineering Congress of South-East Europe, MME SEE 2015*, Belgrade, Serbia, 2015, pp. 195-201.
- [18] Ulutan M, Kiliçay K, Çelik ON, Er Ü. Microstructure and wear behaviour of plasma transferred arc (PTA)-deposited FeCrC composite coatings on AISI 5115 steel. *J Mater Process Tech*. 2016; 236: 26–34.
- [19] Balasubramanian V, Lakshminarayanan AK, Varahamoorthy R, Babu S. Application of Response Surface Methodology to Prediction of Dilution in Plasma Transferred Arc Hardfacing of Stainless Steel on Carbon Steel, *J Iron Steel Res Int*. 2009; 16: 44-53.
- [20] Deuis RL, Yellup JM, Subramanian C. Metal-matrix composite coatings by PTA surfacing. *Compos Sci Technol*. 1998; 58: 299-309.
- [21] Harris P, Smith BL. Factorial techniques for weld quality prediction. *Met Constr-Brit Weld*. 1983; 15: 661-666.
- [22] Badisch E, Ilo S, Polak R. Multivariable Modeling of Impact-Abrasion Wear Rates in Metal Matrix-Carbide Composite Materials. *Trib Lett*. 2009; 36: 55-62.
- [23] Maslarević A, Rajičić B, Bakić GM, Djukic MB, Djordjević A. Metalizacija velim brzinama u struji produkata sagorevanja (HVOF). In: *Book of Proceedings of International scientific conference of IT and Business-related research, Synthesis*, Belgrade, Serbia, 2015, pp. 262-267. (in Serbian)
- [24] Veinthal R, Sergejev F, Zikin A, Tarbe R, Hornung J. Abrasive impact wear and surface fatigue wear behaviour of Fe–Cr–C PTA overlays. *Wear*. 2013; 301: 102–108.
- [25] D'Oliveira ASCM, Paredes RSC, Santos RLC. Pulsed current plasma transferred arc hardfacing. *J Mater Process Tech*. 2006; 171: 167-174.
- [26] Sudha C, Shankar P, Rao RVS, Thirumurugesan R, Vijayalakshmi M, Raj B. Microchemical and microstructural studies in a PTA weld overlay of Ni–Cr–Si–B alloy on AISI 304L stainless steel. *Surf Coat Tech*. 2008; 202: 2103–2112.
- [27] Hällén H, Lugscheider E, Ait-Mekideche A. Plasma Transferred Arc Surfacing with High Deposition Rates. In: *Fourth National Thermal Spray conference*. Pittsburg, PA, USA, 1991.
- [28] Abosrra L, Ashour A.F, Mitchell S.C, Zouseffi M. Corrosion of mild steel and 316L austenitic stainless steel with different surface roughness in sodium chloride saline solutions. *WIT Trans Eng Sci*. 2009; 65: 161-172.
- [29] Xu C, Zhang Y, Cheng G, Zhu W. Corrosion and electrochemical behavior of 316L stainless steel in sulfate-reducing and iron-oxidizing bacteria solutions. *Chinese J. Chem. Eng*. 2006; 14: 829-834.
- [30] Xu J, Zhuo C, Tao J, Jiang S, Liu L. Improving the corrosion wear resistance of AISI 316L stainless steel by particulate reinforced Ni matrix composite alloying layer. *J Phys D: Appl Phys*. 2009; 42.



- [31] Mathiesen T, Rau J, Frantsen J.E, Terävä J, Björnstedt P-Å, Henkel B. Using exposure tests to examine rouging of stainless steel. *Pharm Eng.* 2002; 21.
- [32] Kurgan N, Sun Y, Cicek B, Ahlatci H. Production of 316L stainless steel implant materials by powder metallurgy and investigation of their wear properties. *Chinese Sci Bull.* 2012; 57: 1873-1878.
- [33] Mihailović DM, Patarić SA, Gulišija PZ, Janjušević VZ, Sokić DM. Mogućnost primene atmosferskog plazma-sprej postupka za dobijanje prevlaka hidroksiapatita na uzorcima od nerđajućeg čelika. *Hem Ind.* 2013; 67: 753-757. (in Serbian)
- [34] Malik AU, Mayan Kutty PC, Siddiqi NA, Andijani N, Ahmed S. The influence of pH and chloride concentration on the corrosion behaviour of AISI 316L steel in aqueous solutions. *Corros Sci.* 1992; 33: 1809-1827.
- [35] Datasheet Metal powder, EuTroLoy 16316, Castolin Ges.m.b.H, Vienna, 2005.
- [36] Peat T, Galloway A, Toumpis A, Harvey D, Yang WH. Performance evaluation of HVOF deposited cermet coatings under dry and slurry erosion. *Surf Coat Tech.* 2016; 300: 118-127.
- [37] Vieira RE, Mansouri A, McLaury BS, Shirazi A. Experimental and computational study of erosion in elbows due to sand particles in air flow. *Powder Technol.* 2016; 288: 339-353.
- [38] Cernuschi F, Guardamanga, Capelli S, Lorenzoni L, Mack DE, Moscatelli. Solid particle erosion of standard and advanced thermal barrier coatings. *Wear.* 2016; 348-349: 43-51.
- [39] Ruff AW, Ives LK. Measurement of solid particle velocity in erosive wear. *Wear.* 1975; 35: 195-199.
- [40] Okonkwo PC, Mohamed AMA, Ahmed E. Influence of particle velocities and impact angles on the erosion mechanisms of AISI 1018 steel. *Adv Mater Lett.* 2015; 6: 653-659.
- [41] Pinkerton A.J, Li L. The effect of laser pulse width on multiple-layer 316L steel clad microstructure and surface finish, *Appl Surf Sci.* 2003; 208-209: 411-416.
- [42] Maslarevic A, Bakic G, Sijacki Žeravcic V, Rajicic B, Lukic U. Plasma transferred arc hardfacing with 316L. In: Proceedings of the 3rd IIW South-East European welding congress. Timisoara, Romania, 2015, pp 283-288.
- [43] Kell J, Tyrer JR, Higginson RL, Thomson RC. Microstructural characterization of autogenous laser welds on 316L stainless steel using EBSD and EDS. *J Microsc.* 2005; 21: 167-173.
- [44] Miller IH. The many facets and complexities of 316L and the effect on properties. In: ITSC 2015, International thermal spray conference, California, USA, 2015.
- [45] Diaz VV, Duatra JC, D'Oliveira ASC. Hardfacing by Plasma Transferred Arc Process. in: Wladislav S, ed. *Arc Welding.* chapter 1. InTech; 2011:3-20.
- [46] Finnie I. The Mechanism of Erosion in Ductile Materials. Proc. of the Third US National Congress of Applied Mechanics, Hagthornthwaite, R. M., Ed., ASME, New York, 1958, pp.7082
- [47] Nguyen QB, Nguyen VB, Lim CYH, Trinh QT, Sankaranarayanan S, Zhang YW, Gupta M. Effect of impact angle and testing time on erosion of stainless steel at higher velocities. *Wear.* 2014; 321: 87-93.
- [48] Hutchings IM. Ductile-brittle transitions wear maps for the erosion and abrasion of brittle materials. *J Phys D: Appl Phys.* 1992; 25: A212-A221.

SUMMARY**CHARACTERIZATION OF A COATING 316L APPLIED BY PLASMA TRANSFERRED ARC**Aleksandar Maslarević¹, Gordana M. Bakić², Miloš B. Đukić², Bratislav Rajičić², Vesna Maksimović³¹*Innovation center Faculty of Mechanical Engineering, University of Belgrade, Belgrade, Serbia*²*University of Belgrade, Faculty of Mechanical Engineering, Belgrade, Serbia*³*Vinca Institute of Nuclear Sciences, University of Belgrade, Belgrade, Serbia*

(Scientific paper)

Parts of industrial machines and structures are often exposed to the action of aggressive environments, which in a short period of time can provoke the loss of their integrity. It is well known that for extending the service life against erosion and corrosion, protection of the exposed structure zone by coating is frequently used. Various application methods of protective coatings are applied, and the most common are welding and thermal spraying processes. The aim of this study was characterization of coatings made of stainless steel 316L, widely used in chemical and petrochemical industries. The coating was applied on a structural steel S235JR by plasma transferred arc using powder as a filler material. Due to a number of advantages, the plasma transferred arc (PTA) surfacing process has found significant usages in the field of surface protection. This paper presents results of hardness measurements in characteristic zones of the coating and the base material, as well as microstructural characterization of coatings using optical and scanning electron microscopy. Results of EDS analysis of the coating and hardness measurements indicated that a relatively high dilution (26.1 %) of the base material (BM) and the filler material (FM) occurred in a very narrow zone above the fusion line, and thus did not significantly affect the chemical composition of the rest of the coating. Also, erosion resistance tests of coatings were performed by changing the basic functional parameters that is the impact angle and the speed of erodent particles. It was observed that the erosion resistance of the coating material decreases approximately linearly with the increase of the particle speed. Also, with the increase of the impact angle of the erodent (up to 45 °), the mass loss of the coating material is increased.

Keywords: coatings • plasma transferred arc surfacing • stainless steel • 316L • microstructure