

Univerzitet u Beogradu
Mašinski fakultet

Bratislav M. Rajčić

Materijali povećane erozije otpornosti
izloženi ekstremnim uslovima rada na
termoenergetskim postrojenjima

Doktorska disertacija

Beograd, 2023

University of Belgrade
Faculty of Mechanical Engineering

Bratislav M. Rajičić

Materials with increased erosion resistance
exposed to extreme working conditions
at Thermal Power Plants

Doctoral Dissertation

Belgrade, 2023

PODACI O MENTORIMA I ČLANOVIMA KOMISIJE ZA ODBRANU

Mentor 1: Prof. dr Gordana Bakić, redovni profesor
Univerzitet u Beogradu, Mašinski fakultet

Mentor 2: Prof. dr Miloš Đukić, redovni profesor
Univerzitet u Beogradu, Mašinski fakultet

Članovi komisije: Prof. dr Gordana Bakić, redovni profesor
Univerzitet u Beogradu, Mašinski fakultet

Prof. dr Miloš Đukić, redovni profesor
Univerzitet u Beogradu, Mašinski fakultet

Prof. dr Aleksandar Vencl, redovni profesor
Univerzitet u Beogradu, Mašinski fakultet

Dr Aleksandar Maslarević, naučni saradnik
Univerzitet u Beogradu, Mašinski fakultet

Dr Vesna Maksimović, naučni savetnik
Univerzitet u Beogradu, Institut za nuklearne nauke „Vinča“

Datum odbrane: _____

ZAHVALNICA

Tokom izrade ove disertacije pružena mi je dragocena pomoć i podrška meni dragih kolega i prijatelja, kojima ne mogu iskazati svu svoju zahvalnost u par reči, ali ipak:

- želim posebno da se zahvalim svom mentoru plemenitoj prof. dr Gordani Bakić na nesebičnoj pomoći, razumevanju i iskrenom podsticaju da istrajem do kraja kako bi ova disertacija dobila svoj finalni oblik;
- takođe, mentoru prof. dr Milošu Đukiću želim da se zahvalim na pomoći i prijateljskim savetima, tokom dugih razgovora na ovu i mnoge druge teme, koje smo sve ove godine vodili,;
- prof. dr Aleksandru Vencu se zahvaljujem na dragocenim sugestijama i konstruktivnim predlozima pri izradi ove disertacije;
- posebnu zahvalnost dugujem dr Aleksandru Maslareviću, naučnom saradniku, na stručnoj, tehničkoj i ljudskoj pomoći u godinama zajedničke saradnje;
- dr Vesni Maksimović, naučnom savetniku (INN Vinča), se zahvaljujem za stručnu podršku i pomoć pri metalografskim ispitivanjima.

Zahvaljujem se kolegama i prijateljima koji su omogućili izradu uzoraka i pomogli izvođenje eksperimentalnih ispitivanja in-situ: Dragomiru Saviću i Radu Simiću (Livnica Morsad a.d. Topola); Miroslavu Janičijeviću (MMS Beograd); Momčilu, Marku i Filipu Kokanoviću (BSK d.o.o. Obrenovac); Stamenku Jovanoviću i dr. (TENT). Takođe, zahvaljujem se prof. dr Đorđu Veljoviću (TMF) za ispitivanje skenirajućom elektronskom mikroskopijom, Mari Kovačević (ZZZ d.o.o. Beograd) za ispitivanje hemijskog sastava, kao i Vesni Peruničić (TCI d.o.o. Obrenovac) za mehanička ispitivanja.

Takođe, zahvaljujem se na podršci i strpljenju svojim dragim kolegama sa Mašinskog fakulteta Univerziteta u Beogradu, a posebno profesorima sa Katedre za tehnologiju materijala, Radici Prokić Cvetković, Oliveri Popović, Zoranu Radakoviću, Aleksandru Sedmaku i Nenadu Miloševiću. Profesorkama u penziji Veri Šijački Žeravčić i Biljani Anđelić dugujem veliko hvala za dragocenu i toplu podršku tokom proteklih godina.

Za beskonačnu ljubav, trpljenje i razumevanje tokom svih ovih godina neizmerno se zahvaljujem svojoj dragoj supruzi Branki, roditeljima, porodici, prijateljima, a posebno najmlađima Bibički, Milanu, Lazaru i Ani, čija ljubav mi je davala veru i snagu da istrajem i kojima posvećujem ovu disertaciju.

Bratislav Rajičić

SAŽETAK

Produžetak radnog veka kritičnih komponenti industrijskih sistema je moguć kroz izbor i ugradnju pravilno projektovanog materijala. Pri jednom takvom izboru potrebno je izvršiti detaljnu karakterizaciju materijala i ispitivanje različitim metodama sa posebnim osvrtom na eksperimentalna ispitivanja u uslovima koji simuliraju radne uslove. Ovakva ispitivanja, uz dodatnu mogućnost izvođenja ispitivanja *in-situ* i uz određivanje optimalnog polaznog stanja materijala, predstavljaju osnovu pravilnog izbora, izrade i ugradnje projektovanog materijala.

Istraživanja u okviru ove disertacije su usmerena na produžetak radnog veka kritičnih komponenti sistema za otpepeljavanje na jednom domaćem termoenergetskom sistemu. Cevovodi za pneumatski transport pepela su izdvojeni kao najkritičniji elementi tih sistema, gde su svakodnevni zastoji i otkazi bili prouzrokovani erozivno-abrazivnim oštećenjima materijala usled transporta velike količine pepela.

Polazna smernica u rešavanju ovakvog problema je bila modifikacija hemijskog sastava postojećih legura belih livenih gvožđa legiranih sa ~15%Cr i ~25%Cr (HCCI legure) i ograničenje sadržaja uticajnih legirajućih elemenata kako bi se, uz pravilan izbor parametara režima termičke obrade žarenja, dobila austenitna duktilna osnova sa manjim sadržajem martenzita i sa čvrsto vezanim M_7C_3 karbidima u njoj. U cilju poređenja, ispitane su predložene HCCI legure u stanju nakon livenja i u stanju nakon termičke obrade, kao i prevlake na bazi Fe-Cr-C legura nanete plazma postupkom navarivanja. Takođe, u okviru ove disertacije, izvršena su i laboratorijska ispitivanja eroziona otpornosti uzoraka od svih predloženih materijala, kao i do sada korišćenih komercijalnih materijala u cevovodima za otpepeljavanje na bazi bazalta i keramike. Erozioni test je sproveden u uslovima velikih brzina čestica i sa povećanim masenim protokom erodenta, simulirajući na taj način realne intenzivne eksploatacione uslove.

Detaljna karakterizacija svih ispitanih materijala, na osnovu rezultata erozionog testa i prema mikromehanizmima erozije koji u intenzivnim uslovima rada dovode do erozivno-abrazivnih oštećenja, poslužili su da se izabere legura kandidat za izradu mašinskog dela i ispitivanje *in-situ*. Tako je u nastavku istraživanja ove disertacije, izrađen cevni luk od izabrane HCCI legure i isti je ugrađen na sistem za pneumatski transport pepela na domaćem TE postrojenju. Od posebnog značaja su rezultati ispitivanja *in-situ* i njihovo poređenje sa rezultatima laboratorijskih ispitivanja istih legura. Rezultati eksperimentalnih laboratorijskih ispitivanja eroziona otpornosti HCCI legura, u okviru ove disertacije, su verifikovani publikovanjem u relevantnim međunarodnim naučnim časopisima.

Ključne reči: visoko legirana bela livena gvožđa legirana hromom, erozija, abrazija, habanje, termoenergetska postrojenja, održavanje, produžetak radnog veka

Naučna oblast: Mašinsko inženjerstvo

Uža naučna oblast: Tehnologija materijala - mašinski materijali, zavarivanje i srodni postupci

UDK broj: 669.131.2.018.28(043.3)

ABSTRACT

Extending remaining life assessment of critical components of industrial systems is possible through the selection of properly designed materials. When making such a choice, it is necessary to carry out a detailed characterization of the material and testing with different methods, with special reference to experimental tests in conditions that simulate working conditions. Such tests, with the additional possibility of conducting *in-situ* tests and determining the optimal initial state of the material, represent the basis for the correct selection, production and installation of the designed material.

The research in this dissertation is focused on extending the remaining life of critical components of the ash removal system on a domestic Thermal Power Plant (TPP). Pipelines for pneumatic transport of ash were singled out as the most critical elements of those systems, where daily outages and failures were caused by erosive-abrasive material damages, due to the transport of a large amount of ash.

The initial guideline in solving such a problem was the modification of the chemical composition of the white cast iron alloys alloyed with ~15%Cr and ~25%Cr (HCCI alloys) and the limitation of the content of influential alloying elements in order to, with the correct selection of parameters of the annealing heat treatment regime, obtained an austenitic ductile base with a lower content of martensite and with tightly bound M_7C_3 carbides in it. For the purpose of comparison, the proposed HCCI alloys were examined in the state after casting and in the state after heat treatment, as well as coatings based on Fe-Cr-C alloys applied by the plasma transferred arc surfacing process. Also, as part of this dissertation, laboratory tests of the erosion resistance of samples of all the proposed materials, as well as commercial materials used so far in ash removal pipelines based on basalt and ceramics, were performed. The erosion test was conducted under conditions of high particle velocities and with an increased mass flow of the erodent, thus simulating realistic intensive exploitation conditions.

Detailed characterization of all the tested materials, based on the results of the erosion test and according to the erosion micromechanisms that lead to erosive-abrasive damage in intensive working conditions, served to select a substitute alloy for the production of the machine part and in-situ testing. Thus, in the research of this dissertation, a pipe arch was made from the selected HCCI alloy and it was built-in on the system for pneumatic transport of ash at the domestic TPP. The results of in-situ tests and their comparison with the results of laboratory tests of the same alloys, are of particular importance. The results of experimental laboratory tests of erosion resistance of HCCI alloys, within this dissertation, were verified by publication in relevant international scientific journals.

Keywords: White Cast Iron, High Chromium Cast Irons (HCCI), Erosion, Abrasion, Wear, Thermal Power Plant, Maintenance, Extending Remaining Life Assessment

Scientific field in general: Mechanical Engineering

Scientific field in particular: Materials technology - engineering materials, welding and related processes

UDC number: 669.131.2.018.28(043.3)

Sadržaj

1	UVOD.....	1
2	TEORIJSKI DEO.....	6
2.1.	<i>Eroziono habanje.....</i>	7
2.2.	<i>Mehanizmi erozionog habanja.....</i>	8
2.2.1	<i>Mehanizmi erozije krtih materijala.....</i>	8
2.2.2	<i>Mehanizmi erozije duktilnih materijala.....</i>	9
2.3.	<i>Parametri koji utiču na eroziju.....</i>	12
2.4.	<i>Erozione karakteristike ugljeva i pepela u termoelektranama.....</i>	16
2.5.	<i>Habanje komponenti termoenergetskih postrojenja.....</i>	18
2.6.	<i>Legure otporne na habanje.....</i>	24
2.6.1	<i>Visokolegirana bela livena gvožđa legirana hromom (HCCI).....</i>	25
2.6.2	<i>Termičke obrade visokolegiranih belih livenih gvožđa legiranih hromom (HCCI).....</i>	33
2.6.3	<i>Otpornost na habanje visokolegiranih belih livenih gvožđa legiranih hromom (HCCI).....</i>	36
3	EKSPERIMENTALNI DEO.....	40
3.1	<i>Plan eksperimenta.....</i>	42
3.2	<i>Program ispitivanja i metode.....</i>	43
3.2.1	<i>Metode ispitivanja.....</i>	43
3.2.2	<i>Eroziono ispitivanje.....</i>	44
3.3	<i>Izrada i ispitivanje uzoraka.....</i>	46
3.3.1	<i>Uzorci od visokolegiranih belih livenih gvožđa legiranih hromom (HCCI-15 i HCCI-25).....</i>	46
3.3.2	<i>Uzorci sa navarenom Fe-Cr-C prevlakom (HCCI-PTA).....</i>	48
3.3.3	<i>Uzorci od cevi zaštićene bazaltom (P-B) i keramikom (P-C).....</i>	49
3.3.4	<i>Izrada cevne legure od HCCI legure (HCCI-CL).....</i>	50
4	REZULTATI ISPITIVANJA I DISKUSIJA.....	51
4.1	<i>Uvodna diskusija.....</i>	52
4.2	<i>Mikrostrukturalna analiza ispitanih legura.....</i>	55
4.2.1	<i>Uzorci HCCI-15.....</i>	55
4.2.2	<i>Uzorci HCCI-25.....</i>	57
4.2.3	<i>Uzorci HCCI-PTA.....</i>	59
4.2.4	<i>Uzorci HCCI-15-HT.....</i>	60
4.2.5	<i>Uzorci HCCI-25-HT.....</i>	63
4.3	<i>Eroziono ispitivanje u ekstremnim uslovima.....</i>	66
4.4	<i>Mehanizmi erozije.....</i>	71
4.5	<i>Eroziono ispitivanje in-situ (HCCI-CL).....</i>	75

5	ZAKLJUČAK.....	81
6	Literatura.....	85
7	Prilog.....	94

Nomenklatura

Latinični simboli

W	bezdimenzioni parametar erozije
m_m	masa erodiranog materijala
m_e	masa utrošenih erozionih čestica
V_m	zapremina erodiranog materijala
V_e	zapremina utrošenog erodenta
α	ugao udara erozionih čestica
$f(\alpha)$	eksperimentalno određena funkcija erozije
v	brzina erozionih čestica
d	srednja veličina erozionih čestica
x	parametar erozije koji zavisi od vrste materijala
y	parametar erozije koji zavisi od veličine erozionih čestica
R	radijalne prsline
L	lateralne prsline
ε	stepen erozije
b	konstanta materijala
n	eksponent brzine koji zavisi od vrste erodiranog materijala
R_{AB}	indeks otpornosti prema habanju
H_m	tvrdoća materijala
H_e	tvrdoća erozionih čestica
$H_{m_{min}}$	minimalna tvrdoća materijala
$H_{m_{max}}$	maksimalna tvrdoća najtvrdjeg mikrokonstituenta u materijalu
A_c	sadržaj pepela u uglju
q_c	sadržaj kvarca u uglju
p_c	sadržaj pirita u uglju
I	indeks abrazivnosti pepela
H_L	donja toplotna moć lignita
t	tona
R_m	zatezna čvrstoća
A	procentualno izduženje
HB	(eng. Hardness Brinell) tvrdoća po metodi Brinell
HV	(eng. Hardness Vickers) tvrdoća po metodi Vickers
HRC	(eng. Hardness Rockwell C) tvrdoća po metodi Rokvel C
T	temperatura
T_E	temperatura eutektičkog preobražaja
E	eutektička legura
L	rastop
γ	austenit
P	perlit
M	martenzit
M_s	temperatura početka martenzitne transformacije
T_a	temperature austenitizacije
Pa	paskal
V	srednja brzina čestica (metoda duplog diska)
L	rastojanje između diskova
n	brzina obrtnog kretanja diska
r	rastojanje centra otvora gornjeg diska od ose diska

S	rastojanje između tragova erozije
KV	žilavost ispitivana na Šarpi epruveti sa V zarezom
Ceq	ekvivalent sadržaja ugljenika
Δm	relativni gubitak mase

Skraćenice

TE	termoenergetsko postrojenje
MWh	megavat-čas
CL	cevni luk
FA	(<i>eng.</i> Flying Ash) leteći pepeo
CVF	(<i>eng.</i> Carbide Volume Fraction) zapreminski udeo karbida
HCCI	(<i>eng.</i> High Chromium Cast Irons) visokolegirana bela livena gvožđa legirana hromom
HCCI-15	uzorak od visokolegiranog belog livenog gvožđa legiranog hromom (~15%Cr) u livenom stanju
HCCI-15-HT	uzorak od visokolegiranog belog livenog gvožđa legiranog hromom (~15%Cr) nakon termičke obrade
HCCI-25	uzorak od visokolegiranog belog livenog gvožđa legiranog hromom (~25%Cr) u livenom stanju
HCCI-25-HT	uzorak od visokolegiranog belog livenog gvožđa legiranog hromom (~25%Cr) nakon termičke obrade
HCCI-PTA	uzorak dobijen nanošenjem prevlake (~32%Cr) plazma navarivanjem na ugljenični čelik
PTA	(<i>eng.</i> Plasma Transferred Arc) navarivanje plazmom
P-B	uzorak čelične cevi zaštićene slojem bazalta
P-C	uzorak čelične cevi zaštićene slojem keramike na bazi Al ₂ O ₃ , ZrO ₂ i SiO ₂
OM	optička mikroskopija
SEM	(<i>eng.</i> Scanning Electron Microscope) skenirajući elektronski mikroskop
EDS	(<i>eng.</i> Energy-dispersive X-ray Spectroscopy) energodisperziona spektroskopija
XRD	rendgenska difraktometrija

Spisak tabela

- Tabela 2.1. Klasifikacija uglja prema indeksu abrazivnosti [50]
- Tabela 2.2. Osnovne karakteristike lignita koji se koristi u tri različite termoelektrane
- Tabela 2.3. Hemijski sastav uzoraka letećeg pepela u tri različite termoelektrane
- Tabela 2.4. Uticaj karakteristika uglja na specifičnosti domaćih termoelektrana [27, 90]
- Tabela 2.5. Karakteristike metalnih materijala otpornih na habanje
- Tabela 2.6. Tvrdoća osnove različitih mikrostruktura HCCI legura [14]
- Tabela 2.7. Pregled očvršćavanja dve HCCI legure sa različitim sadržajem Cr
- Tabela 2.8. Karakteristike hroma i karbida hroma [110-115]
- Tabela 2.9. Uticaj legirajućih elemenata na svojstva HCCI legura
- Tabela 2.10. Porast tvrdoće HCCI legura usled sekundarnog očvršćavanja [105]
- Tabela 3.1. Planirana modifikacija hemijskog sastava livenih HCCI legura
- Tabela 3.2. Korišćene metode ispitivanja uzoraka
- Tabela 3.3. Parametri erozionog testa
- Tabela 3.4. Hemijski sastav ispitanih uzoraka HCCI-15 i HCCI-25 legura
- Tabela 3.5. Parametri termičke obrade (HT)
- Tabela 3.6. Mehaničke karakteristike uzoraka HCCI-15, HCCI-15-HT, HCCI-25 i HCCI-25-HT
- Tabela 3.7. Hemijski sastav uzorka HCCI-PTA prevlake (Fe-Cr-C prah; S235JR osnova)
- Tabela 3.8. Karakteristike uzoraka P-B (bazalt) i P-C (keramika na bazi Al_2O_3 , ZrO_2 i SiO_2) [168, 169]
- Tabela 3.9. Hemijski sastav ispitanog uzorka HCCI-CL
- Tabela 4.1. Karakteristični parametri ispitanih uzoraka HCCI-15, HCCI-PTA i HCCI-25
- Tabela 4.2. Značajniji maksimumi XRD analize uzoraka HCCI legura sa 15%Cr i 25%Cr
- Tabela 4.3. EDS analiza uzorka HCCI-PTA
- Tabela 4.4. Gubitak mase ispitanih uzoraka tokom erozionog testa
- Tabela 4.5. EDS analiza uzorka HCCI-CL

Spisak slika

- Slika 2.1. Mehanizmi erozionog habanja
- Slika 2.2. Erozijska duktilnih i krtih materijala za različite uglove udara erozionih čestica [11]
- Slika 2.3. Formiranje radijalno/lateralnih prslina kod krtih materijala (a-f); interakcija više erozionih čestica (g) [37, 38]
- Slika 2.4. Erozijska tri materijala česticama SiC veličine 127 μ m, pri različitim brzinama čestica [40]
- Slika 2.5. Erozijska tri materijala česticama SiC veličine 9 μ m, pri brzini čestica 152 m/s [40]
- Slika 2.6. Mehanizmi erozije u funkciji od upadnog ugla čestica erodenta [40]
- Slika 2.7. Mehanizmi erozije na poprečnom preseku erodiranog uzorka (SEM, WC/NiBSi-PTA) pri uvećanju od: a) 200x i b) 500x [41]
- Slika 2.8. Uticaj veličine erodenta na stepen erozije [23, 34]
- Slika 2.9. Uticaj fluksa erodenta na stepen erozije, za veličine čestica: a) 270 μ m i b) 63 μ m [66]
- Slika 2.10. Uticaj tvrdoće erodenta na habanje materijala [18, 75]
- Slika 2.11. Model odeđivanja indeksa otpornosti prema habanju [18, 75]
- Slika 2.12. Erozijska austenitnih čelika sa promenom temperature i fluksa erodenta [34, 77]
- Slika 2.13. Indeks abrazije po % kvarca u odnosu na prosečnu veličinu čestica kvarca [88]
- Slika 2.14. Abrazivna karakteristika uglja [52]
- Slika 2.15. Radni vek cevi izloženih eroziji u funkciji od brzine dimnih gasova [50, 92, 94]
- Slika 2.16. Uticaj ugla udara čestica (α°) na profil erozionog oštećenja cevi [27]
- Slika 2.17. Erozijska letećim pepelom grejnih površina kotla TE postrojenja: a) pregrejač, b) ekonomajzer [27]
- Slika 2.18. Uticaj sadržaja kvarca i pirita na habanje mlinova [90, 97]
- Slika 2.19. Habanje udarnih ploča i broj otkaza cevi izazvanih erozijom
- Slika 2.20. Uticaj trajanja međuremontnog perioda na broj otkaza cevi izazvanih erozijom
- Slika 2.21. Erozijska oštećenja žaluzina u kanalima aerosmeše
- Slika 2.22. Simulacija strujanja u kanalima aerosmeše, u zavisnosti od veličine čestice [99]
- Slika 2.23. Oštećenja čeličnih cevni lukova zaštićenih: a) bazaltom i b) keramikom, u uslovima delovanja intenzivnog habanja
- Slika 2.24. Oblast primene pojedinih legura otpornih na habanje [41]
- Slika 2.25. Binarni Cr-C dijagram stanja tri karbida hroma [41, 110]
- Slika 2.26. Projekcija trojnog Fe-Cr-C dijagrama stanja [41, 175]
- Slika 2.27. Promena tvrdoće i žilavosti loma eutektičkih karbida naspram odnosa Cr/C u podeutektičkim HCCI legurama [104]
- Slika 2.28. Sastav eutektičke legure u odnosu na sadržaj Cr i C [14]
- Slika 2.29. Mikrostruktura legura sa ~15%Cr i sa ~26%Cr: (a, b) podeutektička, (c, d) eutektička, (e, f) nadeutektička [107]
- Slika 2.30. Mikrostruktura M₇C₃ karbida u HCCI legurama: a) podeutektička; b) eutektička sa karbidima u obliku (1) sečiva i (2) rozetne; c) nadeutektička [102]
- Slika 2.31. Izgled M₇C₃ karbida: a) čestic; b) štapić; c) sečivo; d) sekundarni karbidi [14]
- Slika 2.32. Mikrostruktura prevlake tipa Fe-Cr-C: a) podeutektička, b) nadeutektička [143]
- Slika 2.33. Termička obrada HCCI legura (Ta=950-1090 °C) [14, 142]
- Slika 2.34. Uticaj Ta na tvrdoću i sadržaj zaostaloga γ u HCCI legurama [14]
- Slika 2.35. Izotermalni preseki Fe-Cr-C trojnog sistema za različite Ta [14, 102, 142]
- Slika 2.36. Uticaj Cr na optimalnu Ta u HCCI legurama [14, 102, 142]
- Slika 2.37. Uticaj zapreminskog udela karbida na stepen habanja HCCI legura [107]
- Slika 2.38. Erozijska HCCI legure sa isčupanim česticama eutektičke karbidne faze [41]

- Slika 2.39. Šematski prikaz dvostepenog mehanizma erozivno-abrazivnog habanja [156]
- Slika 2.40. Šematski prikaz formiranja prslina u karbidu [155]
- Slika 3.1. Klasifikacija HCCI legura prema ASTM A532 [15, 104]
- Slika 3.2. Instalacija za erozioni test: 1) kompresor, 2) merač protoka, 3) rezervoar, 4) mlaznica
- Slika 3.3. Šema sklopa – metoda duplog diska [41, 166]
- Slika 3.4. Ispitani uzorci livenih HCCI legura: a) makrofotografije; b) šema sečenja; c) isečeni uzorci
- Slika 3.5. XRD analiza praha Fe-Cr-C legure
- Slika 3.6. HCCI-PTA uzorak: a) makrofotografija; b) šema sečenja
- Slika 3.7. Isečeni uzorci iz cevi zaštićene: a) bazaltom (P-B); b) keramikom (P-C)
- Slika 3.8. Skica ugrađenog cevnog luka (uzorak HCCI-CL, *in-situ*)
- Slika 4.1. Projekcija trojnog Fe-Cr-C dijagrama stanja (likvidus) sa pozicijama ispitanih HCCI legura [175]
- Slika 4.2. Promena tvrdoće i zapreminskog udela karbidne faze, sa odnosom Cr/C, kod ispitanih legura HCCI-15, HCCI-25 i HCCI-PTA
- Slika 4.3. XRD analiza HCCI legura u livenom stanju i nakon termičke obrade (HT): a) HCCI-15; b) HCCI-25
- Slika 4.4. Mikrostruktura legure HCCI-15 (OM)
- Slika 4.5. Mikrostruktura legure HCCI-15 (SEM)
- Slika 4.6. Mikrostruktura legure HCCI-25 (OM)
- Slika 4.7. Mikrostruktura legure HCCI-25 (SEM)
- Slika 4.8. Mikrostruktura legure HCCI-PTA: (a, b) OM; (c, d) SEM
- Slika 4.9. EDS analiza legure HCCI-PTA: a) eutektička faza; b) austenitna osnova
- Slika 4.10. Režim termičke obrade uzoraka HCCI-15 i HCCI-25
- Slika 4.11. Mikrostruktura legure HCCI-15-HT (OM)
- Slika 4.12. Mikrostruktura legure HCCI-15-HT (SEM)
- Slika 4.13. SEM karakterizacija uzoraka: (a, b) HCCI-15 i (c, d) HCCI-15-HT
- Slika 4.14. XRD analiza uzoraka: a) HCCI-15 i b) HCCI-15-HT
- Slika 4.15. Mikrostruktura legure HCCI-25-HT (OM)
- Slika 4.16. Mikrostruktura legure HCCI-25-HT (SEM)
- Slika 4.17. SEM karakterizacija uzoraka: (a, b) HCCI-25 i (c, d) HCCI-25-HT
- Slika 4.18. XRD analiza uzoraka: a) HCCI-25 i b) HCCI-25-HT
- Slika 4.19. Izgled erozionih oštećenja: a) HCCI liveni uzorak (HCCI-15); b) prevlaka (HCCI-PTA); c) bazalt (P-B); d) keramika (P-C)
- Slika 4.20. Profili oštećenja po debljini erodiranih uzoraka: a) HCCI-15; b) HCCI-15-HT
- Slika 4.21. Profili oštećenja po debljini erodiranih uzoraka: c) HCCI-25; d) HCCI-25-HT
- Slika 4.22. Rezultati erozionog habanja ispitanih uzoraka iskazani kroz gubitak mase (Δm)
- Slika 4.23. SEM mikrofotografije erodirane površine uzoraka: (a, b) HCCI-15 i (c, d) HCCI-15-HT
- Slika 4.24. Šematski prikaz mehanizama erozije: (a, b) HCCI-15 i (c, d) HCCI-15-HT
- Slika 4.25. SEM mikrofotografije erodirane površine uzoraka: (a, b) HCCI-25 i (c, d) HCCI-25-HT
- Slika 4.26. Šematski prikaz mehanizama erozije: (a, b) HCCI-25 i (c, d) HCCI-25-HT
- Slika 4.27. SEM mikrofotografija erodirane površine uzorka HCCI-PTA
- Slika 4.28. Šematski prikaz mehanizama erozije uzorka HCCI-PTA
- Slika 4.29. Cevni luk (*in-situ*): izgled unutrašnje površine nakon ~16000h rada
- Slika 4.30. Cevni luk (*in-situ*): stanjenje debljine zida nakon ~16000h rada
- Slika 4.31. Mikrostruktura uzorka HCCI-CL: (a-d) OM; (e-g) SEM
- Slika 4.32. Mikrostruktura zone erozionog oštećenja uzorka HCCI-CL: (a-c) OM; (d-f) SEM
- Slika 4.33. EDS analiza uzorka HCCI-CL

1 UVOD

Termoenergetsko postrojenje (TE) predstavlja kompleksan industrijski sistem koji se sastoji od velikog broja podsistema i komponenti. Pouzdanost i sigurnost u radu jednog takvog složenog sistema zavisi od efikasnosti i pravilnog funkcionisanja svake njegove pojedinačne komponente. Hronološki i prema stepenu tehnološkog napretka, koncept održavanja ovako složenih sistema moguće je svrstati u tri kategorije: I) rad do otkaza komponente (korektivno održavanje); II) rad uz redovnu zamenu komponenti (preventivno održavanje); III) rad do realnog iscrpljenja radnog veka komponente (održavanje usmereno ka pouzdanosti i održavanje zasnovano na riziku) [1]. Održavanje usmereno ka pouzdanosti predstavlja modernu i sofisticiranu metodologiju, čiji su principi: očuvanje funkcionisanja sistema, analiza otkaza, definisanje kritičnih komponenti u sistemu i utvrđivanje uzroka koji dovode do otkaza [2]. S tim u vezi, termoelektrane predstavljaju pravi izazov u pravilnom izboru određenog koncepta održavanja, jer se od ovakvih sistema očekuje: visoka bezbednost i sigurnost u radu, pouzdanost rada, ispunjenje ekoloških kriterijuma i visok stepen raspoloživosti, i sve to naravno uz što niže troškove održavanja [3, 4].

Na primeru jednog domaćeg termoenergetskog postrojenja snage 650 MW, koje za sagorevanje koristi ugljeve sa visokim sadržajem minerala, primećen je povećan broj zastoja usled otkaza određenih komponenti u pretkotlovskom postrojenju, kotlu i na sistemu za otpeljelavanje. Kao jedan od dominantnih uzroka oštećenja izdvojen je mehanizam erozivno-abrazivnog habanja tih komponenti [5, 6]. Takvo habanje elemenata TE postrojenja je uslovljeno relativnim kretanjem erozionih čestica (erodent) iz uglja ili iz pepela, u kontaktu sa površinom materijala izloženih komponenti. U pretkotlovskom postrojenju je najizraženije habanje na udarnim pločama mlinova za ugalj, gde se ugalj melje i u sprasenom stanju ulazi u ložište kotlovskog postrojenja na sagorevanje. Tvrde čestice ugljene prašine, nošene strujom fluida koja može biti aerosmeša ili dimni gasovi, utiču i na eroziju cevnog sistema kotla, pa je habanje mlinova za ugalj u direktnoj povezanosti sa erozijom grejnih površina u termoelektrani. Takođe, erozivno-abrazivno habanje je prisutno i na transportnim sistemima ovakvog TE postrojenja, pa su isti mehanizmi oštećenja zabeleženi i kod razdelnika, kanala aero-smeše, elemenata gorionika uglja, dok pepeo sa visokim sadržajem mineralnog ostatka dalje utiče na oštećenja sistema za transport pepela i šljake na deponije [5, 7, 8].

Uobičajen način transporta produkata sagorevanja do deponije pepela je u vidu retke hidromešavine pepela, šljake i vode. Međutim, uz sve korišćene dodatne mere, ovaj sistem ima brojne negativne uticaje na životnu sredinu od kojih se ističu razvejanje pepela i uticaj deponije na površinske i podzemne vode. Na osnovu višegodišnjih analiza i u svetu prihvaćenog stanovišta o prednostima prelaska sa tehnologije retke hidromešavine na tehnologiju deponovanja pepela i šljake u vidu guste hidromešavine i paste, isti je zamenjen naprednom tehnologijom. Transport guste hidromešavine do deponije je, u cilju zaštite životne sredine, neuporedivo povoljniji po zaštitu vazduha, zemljišta, podzemnih i nadzemnih voda [9].

Ugalj niske kalorične moći (lignit), koji se koristi za sagorevanje u domaćim TE postrojenjima snage 650MW, je promenljivog kvaliteta i često odstupa od projektovanog. U zavisnosti od kvaliteta istog i u funkciji od opterećenja blokova termoelektrane, dnevna potrošnja uglja može da varira i do ~25%/bloku, odnosno iznosi 35000-40000t za dva bloka [10]. Posledica sagorevanja ove količine goriva je nastajanje znatne količine pepela i šljake. Tako su, praktično od samog puštanja u rad novog sistema uočeni problemi na pneumatskom transportu pepela, jer za ugljeve niske toplotne moći i sa većim sadržajem pepela, sistem nije mogao da odgovori na priliv toliko velike količine pepela promenljivih karakteristika. Na osnovu sistemske analize uzročnika ovih neplaniranih zastoja, došlo se do zaključka da su eksploatacioni problemi izazivali učestalo erozivno-abrazivno habanje materijala cevovoda ovih sistema, pa su zbog takvih oštećenja i zastoja TE postrojenja postali svakodnevni.

Ovi problemi u radu sistema za otpepeljavanje su direktno uticali na povremene zastoje u radu drugih podsistema TE postrojenja (npr. elektrofiltera) ili indirektno, usled smanjenja izdvojene količine pepela, na snižavanje snage blokova. Posmatrano u brojkama, posledica prethodnog je ~100000 MWh neproizvedene električne energije za ~170h zastoja u radu TE postrojenja u periodu od 15 meseci. Takođe, zbog indirektnih incidenata na sistemu za otpepeljivanje neophodno je bilo i snižavanje snage blokova da bi se takvi problemi otklonili, što je za posledicu imalo dodatno neproizvedenih još ~71000 MWh. Sumarno, usled problema na sistemu za otpepeljivanje u periodu od 15 meseci, nije proizvedeno više od 170000 MWh električne energije [10].

Uzimajući u obzir sve prethodne činjenice, kao glavni cilj ove disertacije definisan je produžetak radnog veka delova sistema za transport pepela koji radi u uslovima intenzivnog habanja. Na osnovu relevantnih naučnih dostignuća iz nauke o materijalima i procesa habanja, koji su poslužili kao osnova za izradu projekta ove disertacije, sva istraživanja u nastavku ovog rada su usmerena ka rešavanju problema erozivno-abrazivnog habanja materijala izloženih ekstremnim uslovima rada na TE postrojenju.

Prvi radovi iz oblasti habanja datiraju sa početka prošlog veka, dok je veliki pomak u konceptu istraživanja i rešavanja problema habanja materijala, sa razvojem instrumentalnih tehnika merenja i razmenom informacija, primećen u stručnim radovima istraživača tokom 50-ih godina prošlog veka. Istraživači iz tog vremena su utemeljili koncepte razumevanja i rešavanja problema habanja (abrazivnog, erozivnog, adhezivnog, itd.). Tako su pionirski radovi iz oblasti sistematizacije modela i mehanizama erozije metalnih materijala objavljeni sredinom prošlog veka [11, 12]. U poslednjih 50 godina je primetan veliki broj sprovedenih i objavljenih istraživanja u svetu na temu boljeg razumevanja interakcije materijala koji učestvuju u procesima habanja, što predstavlja značajan pomak u pravcu industrijskog napretka i razvoja novih tehnologija.

Međutim, s obzirom na širok spektar uticajnih parametara na npr. proces erozionog habanja, kao što su veličina, oblik, brzina i ugao udara erozionih čestica sa jedne strane, naspram mehaničkih karakteristika ciljanog materijala, i pri tome uzimajući u obzir sve specifičnosti procesa razmene energije pri habanju, još uvek nisu osvojena sva rešenja zaštite materijala u uslovima intenzivne erozije [13]. Kao najčešći razlozi za ovo, mogu se izdvojiti sledeće specifičnosti:

- različita industrijska postrojenja podrazumevaju korišćenje metalnih materijala iz širokog spektra → materijali su u eksploatacionim uslovima rada izloženi dejstvu velikog broja različitih erozionih čestica → karakteristike erodena su često promenljive tokom eksploatacije → konkretne preporuke za pouzdanu eksploataciju nisu jednoznačne, u smislu primene na bilo koje drugo postrojenje;
- pri ispitivanju u laboratorijskim uslovima je teško uskladiti i kontrolisati sve relevantne parametre koji utiču na razvoj erozionih oštećenja u interakciji materijal-eroziona čestica → ograničena primenljivost rezultata laboratorijskih ispitivanja za rešavanje konkretnih problema;
- nedovoljna sistematizacija najuticajnijih karakteristika metalnih materijala odgovornih za njihovu erozionu otpornost u konkretnim eksploatacionim uslovima.

U okviru teorijskog dela ove disertacije razmatrani su osnovni mehanizmi erozije koji se javljaju kod krtih i duktilnih materijala, kao i svi relevantni parametri koji utiču na proces erozionog habanja (brzina, ugao udara, oblik i veličina erozionih čestice; maseni protok erodenta, itd.). S obzirom na prethodno opisanu problematiku erozivno-abrazivnog habanja sistema za

otpepeljavanje na domaćem TE postrojenju, u teorijskom delu su analizirane i erozione karakteristike ugljeva i pepela koje dovode do oštećenja komponenti termoelektrana. Prema projektnim parametrima, materijali od kojih su izrađeni cevovodi u sistemu za otpepeljavanje su čelične cevi zaštićene slojem bazalta ili keramike sa unutrašnje strane. Sistemskom analizom oštećenja na ovom podsistemu TE postrojenja, ustanovljeno je da je radni vek određenih elemenata na deonicama ovih cevovoda iznosio maksimalno 10000-12000h rada, a bilo je i slučajeva zamene cevni lukova nakon manje od jedne godine rada [10]. Ove činjenice su bile dovoljne da se u okviru ove disertacije istraže mogućnosti ugradnje drugih, zamenskih, metalnih materijala na kritične deonice sistema za otpepeljavanje. Tako su u teorijskom i eksperimentalnom delu analizirane karakteristike visokolegiranih belih livenih gvožđa legiranih hromom (*eng.* High Chromium Cast Irons, HCCI), koji spadaju u grupu antihabajućih materijala [14, 15]. Takođe, razmatrane su i prevlake iz grupe HCCI legura sa ciljem da se istakne koje su to presvega mikrostrukturne karakteristike koje omogućuju dobru erozionu otpornost ovih legura u ekstremnim uslovima habanja.

Velika prednost HCCI legura je to što je tehnologija njihove proizvodnje osvojena u domaćim livnicama i samim tim imaju mogućnost efikasne primene kao zamenskog materijala na postojećim sistemima za otpepeljavanje [16]. Nedostatak ovih legura je što su krte i teško zadovoljavaju osnovne inženjerske zahteve za izradu mašinskih komponenti u pogledu zahteva koji se tiču dobre žilavosti, odnosno otpornosti ka krtom lomu. Međutim, delimičnom modifikacijom hemijskog sastava ovih HCCI legura uz kontrolisan sadržaj legirajućih elemenata, kao i uz primenu odgovarajuće termičke obrade, moguće je i za ovu grupu antihabajućih materijala naći optimalan odnos uticajnih proizvodnih parametara za adekvatnu primenu na industrijskom postrojenju, što je i pokazano u okviru ove disertacije.

U okviru eksperimentalnog dela izvršena je mikrostrukturna karakterizacija i ispitivanje na eroziju prema preporukama standarda ASTM G76 [17], probnih uzoraka izrađenih od modifikovanih HCCI legura u uslovima intenzivne erozije (sa nekoliko puta povećanom brzinom i masenim protokom), kao i već postojećih komercijalnih anihabajućih legura, da bi se izvršilo poređenje njihove erozione otpornosti.

Rezultati eksperimentalnih istraživanja su dopunjeni izradom konkretnog cevnog luka od izabrane modifikovane legure i ispitivanjem *in-situ*, tj. ugradnjom u sistem za otpepeljavanje na domaćem TE postrojenju. Kako su rezultati ispitivanja *in-situ* pokazali da deo izrađen od izabrane HCCI legure ima značajno duži radni vek od do sada korišćenih materijala, ovim je potvrđen značaj pravilnog projektovanja karakteristika materijala za konkretne uslove rada.

Takođe, rezultati ispitivanja *in-situ* u korelaciji sa eksperimentalnim laboratorijskim ispitivanjima, pokazuju da mikrostrukturno stanje modifikovane HCCI legure za odabrane parametre procesa termičke obrade, utiče na povećanu erozivno-abrazivnu otpornost ovih materijala u eksploatacionim uslovima intenzivnog habanja.

Različiti mehanizmi erozije, kao i izuzetna složenost interakcije materijal-eroziona čestica, ograničavaju mogućnost validne procene stepena i brzine odnošenja materijala komponenti industrijskih postrojenja tokom eksploatacije. Sa druge strane, poznavanje mehanizma habanja može da pomogne u odabiru materijala koji bi bio najbolji izbor za konkretan erozioni mehanizam. Laboratorijska ispitivanja otpornosti na eroziju, posebno u uslovima kada je intenzitet erozije ekstremno veliki, mogu da pomognu kao prvo približenje u izboru adekvatnog materijala. Međutim rezultati ovih ispitivanja često ne mogu da obuhvate kompleksnu sliku svih eksploatacionih uslova, pa se dodatnim ispitivanjima *in-situ* potvrđuju ili odbacuju pretpostavke o mehanizmima erozije i erozionoj otpornosti materijala dobijenim u

laboratorijskim uslovima. Sposobnost predviđanja ovakvih i sličnih slučajeva, uz primenu statističkog pristupa, neophodno je za modeliranje radnog veka jednog mašinskog elementa izloženog intenzivnim eksploatacionim uslovima habanja.

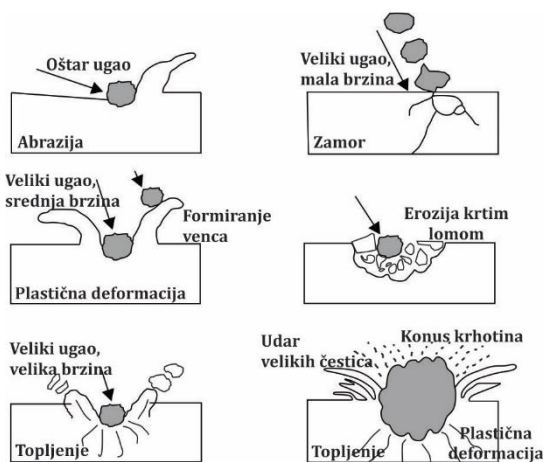
Uzimajući sve ovo u razmatranje, u okviru ove disertacije, na osnovu uočenih dominantnih mehanizama erozije na TE postrojenju izvršeno je prilagođavanje i modifikacija postojećih materijala iz grupe HCCI legura za primenu u konkretnim uslovima, sa ciljem produženja radnog veka takvih komponenti.

2 TEORIJSKI DEO

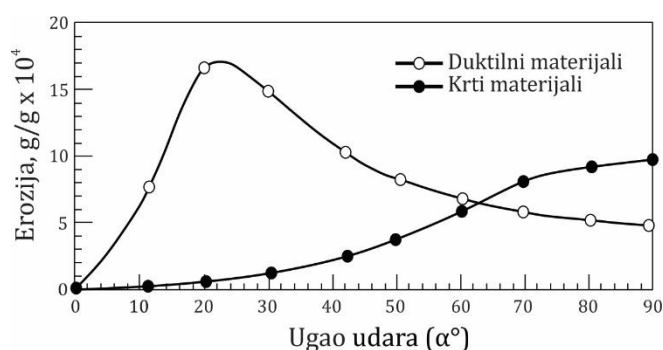
2.1. Erozično habanje

Habanje predstavlja proces nepoželjnog i progresivnog odstranjivanja materijala sa površina elemenata koji su u međusobnom delovanju i relativnom kretanju [18]. U zavisnosti od broja i vrste elemenata koji učestvuju u procesu habanja, kao i njihovog relativnog kretanja, razlikujemo četiri osnovna mehanizma habanja, tj. adheziju, abraziju, površinski zamor materijala i tribohemijske procese na površinama [19]. Ovi mehanizmi definišu različite vrste habanja koje se razlikuju prema uzročnicima i manifestacijama.

Erozično habanje je jedna od vrsta habanja koja može da se definiše kao gubitak materijala nekog čvrstog tela koje nastaje kada fluid sa ili bez čvrstih čestica (erozična čestica=erodent) udara o njegovu površinu. U prvom slučaju se govori o eroziji čvrstim materijama, a u drugom o eroziji fluidom. U praksi je prisutnija erozija čvrstim materijama. Erozično habanje česticama je posledica abrazionog delovanja čvrstih čestica nošenih fluidom i površinskog zamora čvrstih materijala i obuhvata i dva granična slučaja: abrazionu eroziju (erozija u kojoj je relativno kretanje čvrstih čestica praktično paralelno sa površinom čvrstog materijala) i udarnu eroziju (erozija u kojoj je relativno kretanje čvrstih čestica praktično normalno na čvrstu površinu) [20]. Svi mogući vidovi (mehanizmi) erozionog habanja su prikazani na slici 2.1. Oblik i veličina produkata erozionog habanja zavisi od prisutnog mehanizma. Takođe, stepen erozionog habanja zavisi od vrste materijala i ugla udara erozionih čestica, slika 2.2. Kao rezultat delovanja erozije menja se morfologija površine uklanjanjem materijala iz površinskih slojeva.



Slika 2.1. Mehanizmi erozionog habanja



Slika 2.2. Erozična duktivnih i krtih materijala za različite uglove udara erozionih čestica [11]

Erozija se može iskazati preko bezdimenzionog parametra W kao masa uklonjenog materijala po jedinici mase utrošenih erozionih čestica, jednačina 2.1 [21]:

$$W = m_m / m_e \quad (2.1)$$

gde su: m_m - masa erodiranog materijala; m_e - masa utrošenih erozionih čestica, a u određenim slučajevima moguće je parametar W iskazati u odnosu zapremine erodiranog materijala (V_m) i zapremine utrošenog erodenta (V_e).

Empirijski obrazac za specifične pojave erozije uzima u obzir uticaj tri glavna parametra erozije a to su: srednja veličina čestica (d), prosečna brzina čestica (v) i ugao udara erozionih čestica (α). Na taj način erozija može da se opiše kroz jednačinu 2.2 [22, 24, 25]:

$$W = f(\alpha) v^x d^y \quad (2.2)$$

gde su: $f(\alpha)$ eksperimentalno određena funkcija [26]; x i y parametri koji zavise od vrste materijala ($2,0 \leq x \leq 3,4$) i veličine eroziona čestice ($0,9 \leq y \leq 3,0$);

Generalno, razlikujemo dva modela ponašanja materijala izloženih eroziji – duktilno i krto. Osnovna razlika je to što se kod duktilnih materijala najveća erozija očekuje pri manjim upadnim uglovima čestica ($20-30^\circ$), dok se kod krutih materijala najveći intenzitet erozije očekuje za upadne uglove $\sim 90^\circ$, slika 2.2. Pri malim uglovima udara erodenta na površinu duktilnog materijala dolazi do njihovog utiskivanja u površinu, javlja se plastična deformacija i odvajanje materijala smicanjem. Kod većih uglova udara i male brzine čestica dolazi do pojave zamora i pojave mreže prslina. Sa povećanjem brzine erozionih čestica raste stepen plastične deformacije na površini kod duktilnih materijala, dok se kod krutih materijala, kod kojih nema deformacije, javlja površinsko odvajanje delića.

2.2. Mehanizmi erozionog habanja

Ovo potpoglavlje daje pregled fenomena erozije kao procesa kojim se materijal uklanja sa površine usled dejstva erozionih čestica, kao i opis mehanizama erozije krutih i duktilnih materijala koji su odgovorni za oštećenja u industrijskim sistemima [22, 24].

I pored velikog broja istraživanja sam način uklanjanja materijala sa površine pod dejstvom erozije je još uvek nedovoljno numerički istražen, posebno u oblastima gde jedan mehanizam smenjuje drugi [23, 24, 28, 29]. To znači da uz nekoliko izuzetaka, još uvek nisu dostupni precizni modeli za predviđanje i numeričku simulaciju ponašanja materijala tokom erozije.

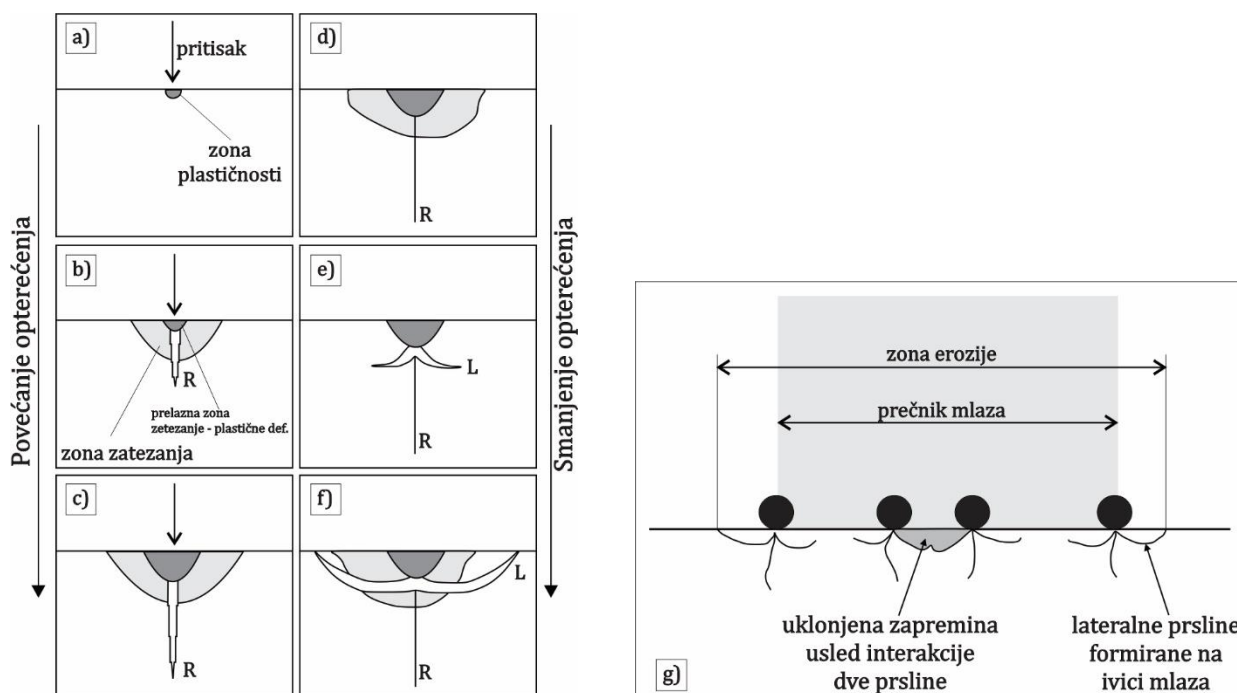
2.2.1 Mehanizmi erozije krutih materijala

Postoji mnogo modela koji opisuju eroziju krutih materijala i svi su u suštini zasnovani na različitim opisima fizičkog fenomena.

Oštećenja od udara erozionih čestica. Gubitak materijala pri eroziji čvrstim česticama kod krutih materijala nastaje pretežno kroz formiranje i interakciju podpovršinske mreže mikroprslina. Za inicijaciju mikroprslina potrebni su zatezni naponi koji moraju da dostignu određenu kritičnu vrednost. Kada se ovakve prsline dalje šire i presecaju površinu materijala, dolazi do odvajanja čestica materijala [11, 29-32]. Zato je za krte materijale otpornost na eroziju funkcija njegove žilavosti loma i otpornosti na inicijaciju prslina. Načini deformacije i odvajanja čestica materijala zavise od brzine, oblika i mehaničkih svojstava čestica u odnosu na materijal koji se haba [29, 33-35].

Radijalne i lateralne prsline. Teorija Evansa [31] objašnjava eroziju tokom udara pojedinačnih erozionih čestica o površinu gde mala zapremina kontaktne zone postaje izložena velikim pritisnim naponima. Zona neposredno uz udarnu, izložena je zateznim naponima i sa porastom opterećenja u njoj počinju da se iniciraju prsline, prvo radijalne (R) koje se pružaju normalno na površinu, a kasnije i lateralne (L) koje se pružaju bočno, tj. paralelno sa površinom, i koje teže da izađu na površinu, slika 2.3. a-f). Gubitak materijala nastaje usled preseka bočnih prslina sa površinom kao i interakcije sa drugim prslinama dovodeći do raslojavanja šire zahvaćene zone (podpovršinski zamor). Prilikom erozije krutih materijala sa relativno tvrdim ili nestišljivim česticama, materijal se plastično deformiše u vrlo maloj zoni i prsline su osnovni mehanizam nastanka oštećenja [11, 36-38]. Sa porastom protoka erozionih čestica, i ukoliko

imamo udare na malom rastojanju, dolazi do lakšeg odvajanja delića sa površine materijala, slika 2.3. g).



Slika 2.3. (a-f) Formiranje radijalno/lateralnih prsline kod krtih materijala; (g) interakcija više erozionih čestica [37, 38]

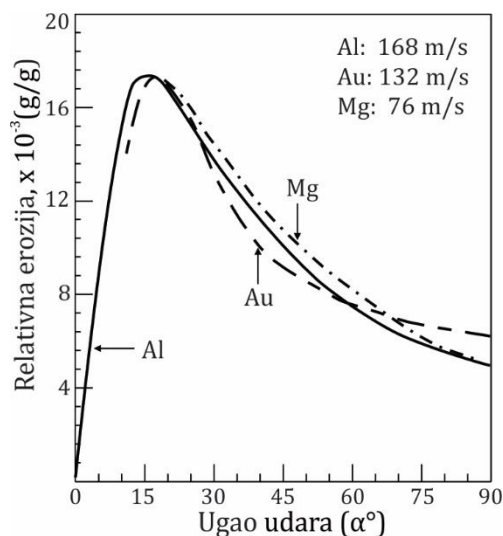
Hercove prsline. Model koji su predložili razni istraživači [11, 21] pretpostavlja da se erozija javlja kao rezultat Hercovih kontaktnih napona tokom udara. Ovi naponi izazivaju rast prsline iz već postojećih mikrodiskontinuenata na površini materijala. Kada elastična čestica udari u kruti materijal, koji ostaje elastičan sve dok ne dođe do loma, nastaju Hercove prsline u obliku konusa. Uklanjanje materijala zavisiće od daljeg širenja prsline i njihove interakcije sa drugim prslinama. Ovaj vid razaranja je specifičan za izrazito krte materijale, kao što su npr. keramike [11].

2.2.2 Mehanizmi erozije duktilnih materijala

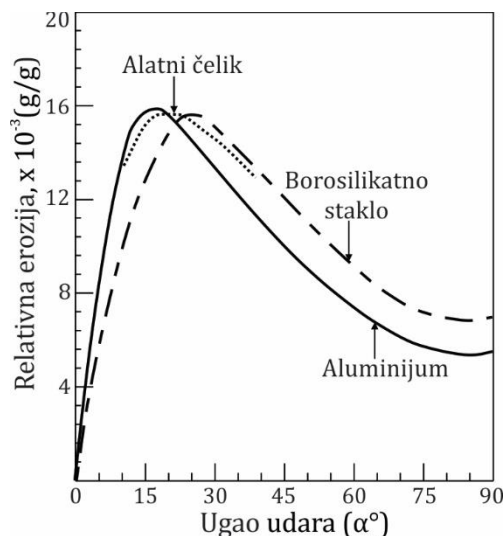
Prvi istraživački radovi su analizirali i razvili model erozije duktilnih materijala tako što je materijal razmatran u oblasti plastične deformacije i to za upadni ugao erozije čestice $\alpha < 90^\circ$ [26]. Kasnija istraživanja su pokazala da se erozija duktilnih materijala zasniva na ponovljenoj plastičnoj deformaciji površine pogođene čvrstim česticama, koja je primenljiva na eroziju pri svim uglovima udara čestica [39].

Fokusirajući se na duktilno ponašanje materijala, izuzetna karakteristika je da je promena gubitka mase sa uglom udara čestica veoma slična za materijale sa različitim fizičkim i termičkim karakteristikama i pri različitim brzinama erozionih čestica [40]. Ovo je ilustrovano na slikama 2.4 i 2.5, za različite materijale koji se ponašaju duktilno kada ih erodira struja dovoljno malih čestica. Sličnost krivih gubitka mase za materijale sa veoma različitim karakteristikama sugerise da ne samo da je mehanizam erozije isti u svim slučajevima već i da uključuje prvenstveno jedno svojstvo materijala, tj. sposobnost plastičnog deformisanja [40].

Mnogobrojna eksperimentalna ispitivanja erozije duktilnih materijala pokazuju da do gubitka materijala dolazi na jedan od dva moguća načina, odnosno mehanizmom *brazdanja*, tj. *rezanjem* u slučaju malih uglova udara čestica i mehanizmom *istiskivanja*, tj. *plastičnom deformacijom i zamorom*, u slučaju velikih uglova udara [29, 40].

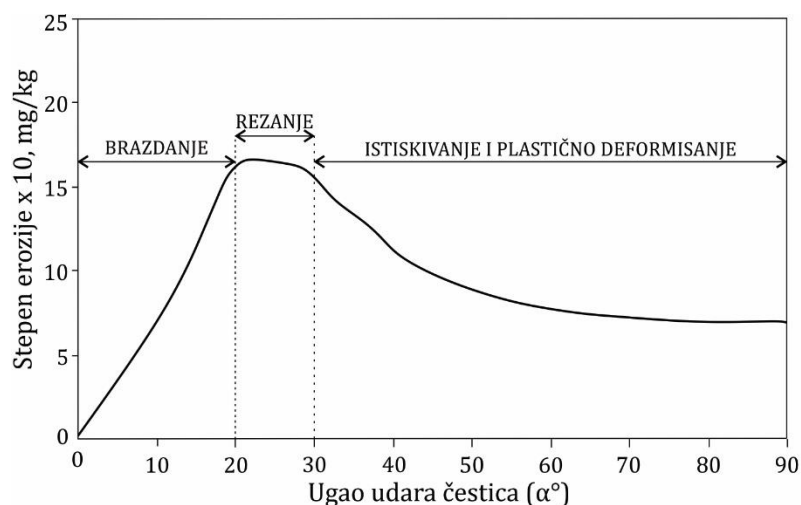


Slika 2.4. Erozijska tri materijala česticama SiC veličine 127 μm , pri različitim brzinama čestica [40]



Slika 2.5. Erozijska tri materijala česticama SiC veličine 9 μm , pri brzini čestica 152m/s [40]

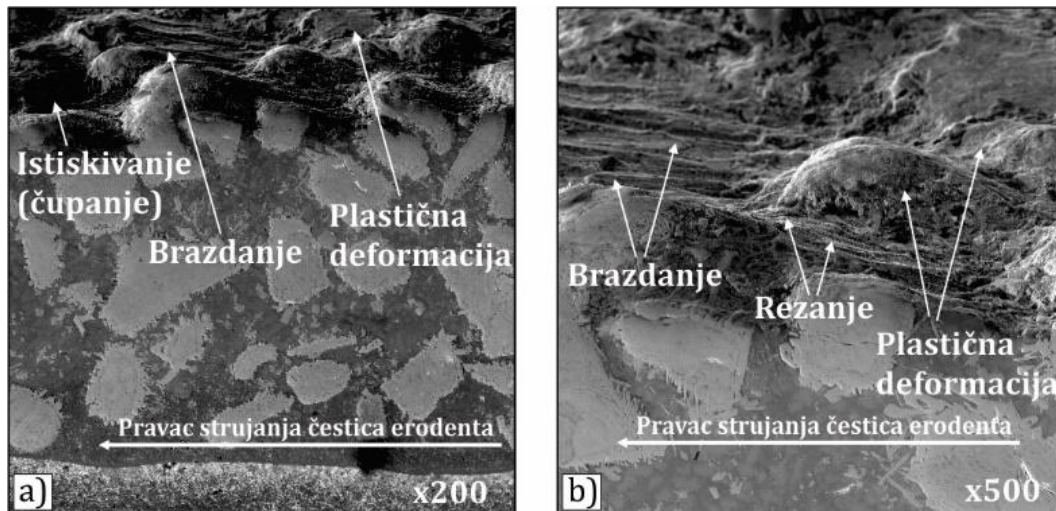
Istraživanja uklanjanja materijala u različitim uslovima erozije su pokazala da erozioni mehanizmi uglavnom zavise od ugla udara čestica i mogu se klasifikovati u nekoliko osnovnih režima koje karakteriše: brazdanje, rezanje i stvaranje prslina, i istiskivanje tj. plastično deformisanje [41-43], slika 2.6. Najveća erozija materijala se javlja kod mehanizama rezanjem i stvaranjem prslina kada je ugao udara čestica u opsegu 20-30°. Erozijsko habanje je zanemarljivo kada je ugao udara čestica erodenta mali, dok erozija dostiže svoj maksimum pri uglovima udara između 20° i 30° i dalje stalno opada do ugla ~80-90° [40, 42]. Navedeni mehanizmi se međusobno ne isključuju, pa erozija duktilnih materijala predstavlja kombinovano dejstvo ovih mehanizama, pri čemu je jedan dominantan nad ostalim u zavisnosti od ugla udara erodenta, karakteristika materijala, kao i svojstava i oblika erozionih čestica.



Slika 2.6. Mehanizmi erozije u funkciji od upadnog ugla čestica erodenta [40]

Prethodna eksperimentalna istraživanja [44] su sprovedena kako bi se utvrdio uticaj orijentacije uglastih čestica pri kosom udaru na ispitivani materijal od olova i niskolegiranog čelika [44]. Primećeno je da za ugao udara erozionih čestica od približno 90° dolazi do erozije materijala mehanizmom plastične deformacije, dok je mehanizam rezanja dominantan za male uglove udara čestica.

Režim brazdanja. Pod malim uglovima udara erodenta ($0-20^\circ$) čestice klizaju po površini materijala izazivajući smicanje u površinskim slojevima i odvajanje delića brazdanjem [41, 43]. Oštećena površina materijala je zaravnjena i uočava se formirana ivica istisnutog materijala duž tragova brazdanja, slika 2.7.



Slika 2.7. Mehanizmi erozije na poprečnom preseku erodiranog uzorka (SEM, WC/NiBSi-PTA) pri uvećanju od: a) 200x i b) 500x [41]

Režim rezanja. Udarna eroziona čestica uklanja materijal formiranjem strugotine, tj. zasecajući materijal sa površine na način sličan mašinskoj obradi, slika 2.7 [11]. Uslov za odvijanje ovog mehanizma je da ivica uglaste udarne čestice prodre u površinu materijala [40]. Tokom udara, čestica erodenta gubi deo kinetičke energije koja se troši na proces deformacije i zagrevanja površine. U erodiranom materijalu na mestu udara može doći do velike plastične deformacije izazvane smicanjem. Kada smicajni naponi pređu granicu elastičnosti pojavljuje se plastična deformacija na mestu kontakta, čestica prodire dublje u površinu materijala i zaseca ga ispod površine. U daljem toku ovakvog procesa, na mestu oštećenja, dolazi do formiranja prslina. Erozijski duktilnih materijala rezanjem dostiže maksimum pri uglovima udara $20-30^\circ$ kod zakrivljenih površina (npr. erozija cevi), odnosno pri uglovima $35-45^\circ$ kod ravnih površina [42, 43].

Rezultati prethodnih istraživanja [40] dovode do zaključka da pri malim uglovima udara idealizovana čestica udara u površinu, formira krater i zatim se odvađa od površine. Kasnija zapažanja su pokazala da neke erozione čestice uklanjaju materijal u obliku strugotine, kao kod sečenja metala, dok druge čestice pri udaru nagomilavaju materijal po strani ili čak formiraju krater (brazdanje). Ovako izdignut, nagomilan, materijal se relativno lako uklanja naknadnim udarima erozionih čestica.

Režim istiskivanja. Pri većim uglovima udara erozionih čestica, gubitak materijala sa erodirajuće površine može nastati mehanizmom istiskivanja, tj. plastičnom deformacijom [45-47]. Deliće erodiranog materijala (fragmenti) se u početku istiskuju iz plitkih kratera, koji su nastali pri plastičnom deformisanju usled dejstva udarne čestice erodenta. Tako formirani krateri,

predstavljaju prenapregnute i deformaciono ojačane zone u materijalu, pa sa svakim sledećim udarom erozionih čestica dolazi do daljeg olakšanog odnošenja materijala.

Mnogobrojna istraživanja [46-48] su pokazala da u uslovima delovanja pritisnih napona usled erozionog habanja, za sve uglove udara i različite oblike erozionih čestica, dolazi do kombinovanog dejstva lokalne plastične deformacije i apsorbovane energije udara, što dovodi do formiranja uzdignuća u materijalu. Kada eroziona čestica udari u površinu duktilnog materijala pri uglu od $\sim 90^\circ$, materijal se istiskuje do ivice zone oštećenja. Tako uzdignut materijal (venac) je podložan odvajanju usled naknadnog, ponovljenog, udara erozionih čestica (zamorni mehanizam habanja), i odvaja se u vidu delića. Nakon što je površina erodiranog materijala potpuno prekrivena kraterima i delićima, i kada je zona ojačavanja erodirane površine dostigla svoju stabilnu tvrdoću i debljinu [46, 47], počinje erozija u stabilnom stanju. Naknadni udari erozionih čestica će izazvati dalju deformaciju, istiskivanje i lokalno povećanje tvrdoće površine, sve dok ne dođe do loma i do potpunog odnošenja materijala sa površine, tj. fragmentacije. Erozija u stabilnom stanju takođe može nastati kada su udarne čestice krte i lome se pri udaru, pa usled manje brzine i manjih uglova udara polomljenih erozionih čestica dolazi do daljeg sekundarnog oštećenja materijala.

2.3. Parametri koji utiču na eroziju

Pri razvoju bilo kog modela erozije neophodno je poznavanje različitih faktora koji utiču na proces erozije, pa je tako potrebno uzeti u obzir varijacije u fizičkom, mehaničkom, hemijskom, termičkom i dinamičkom ponašanju kako erozionih čestica (erodent), tako i erodiranih materijala. Glavni parametri koji utiču na eroziju [40, 48-54] su navedeni u nastavku:

- brzina udara erodenta,
- oblik erodenta,
- veličina erodenta,
- fluks erodenta (tj. protok erodenta),
- ugao udara erodenta,
- karakteristike materijala erodenta i erodiranog materijala,
- temperatura.

Brzina erodenta. Step en erozije (ε), predstavlja parametar koji se koristi za merenje otpornosti materijala na eroziju i može se izraziti stepenim zakonom, jednačina 2.3 [21, 26, 54]:

$$\varepsilon = b \cdot v^n \quad (2.3)$$

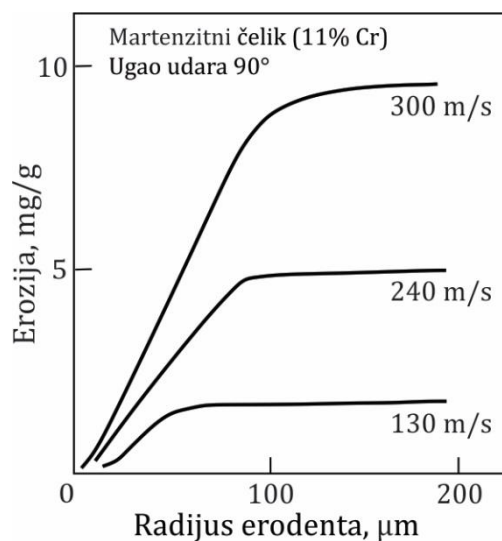
gde su: v - brzina erodenta, b - konstanta materijala, a n - eksponent brzine koji zavisi od vrste erodiranog materijala.

U literaturnim navodima, istražujući različite erodirane materijale, daje se širi opseg vrednosti za eksponent n koji može da varira u opsegu 2,05-2,44, odnosno za metalne materijale u opsegu 2-3,5 [40, 54]. Takođe, i drugi istraživači su u svojim studijama ispitivali eroziju različitih materijala, sa različitim tipovima erozionih čestica, različitim brzinama, veličinama čestica i uglovima udara, i pokazalo se da ovaj eksponent varira u opsegu 2-6,5 za krte materijale [11, 12, 23, 49, 54, 55]. Takođe, u radovima se nailazi na postojanje granične brzine ispod koje ne dolazi do erozije, a izračunate vrednosti su veoma niske, manje od 3 m/s [26, 39].

Oblik erodenta. I za duktilne i za krte materijale izraženija erozija se javlja za uglaste erozione čestice, u odnosu na sferne čestice [11, 27, 52, 53, 56-58]. Uglaste čestice erodenta dovode do

veće erozije i odgovorne su za mehanizam rezanja, dok sferne čestice mahom dovode do plastične deformacije površine na mestu udara. Sa povećanjem uglova, kod uglastih erodenta, utvrđeno je da se stepen erozije može povećati 2 do 3 puta, u zavisnosti od veličine čestice erodenta [59].

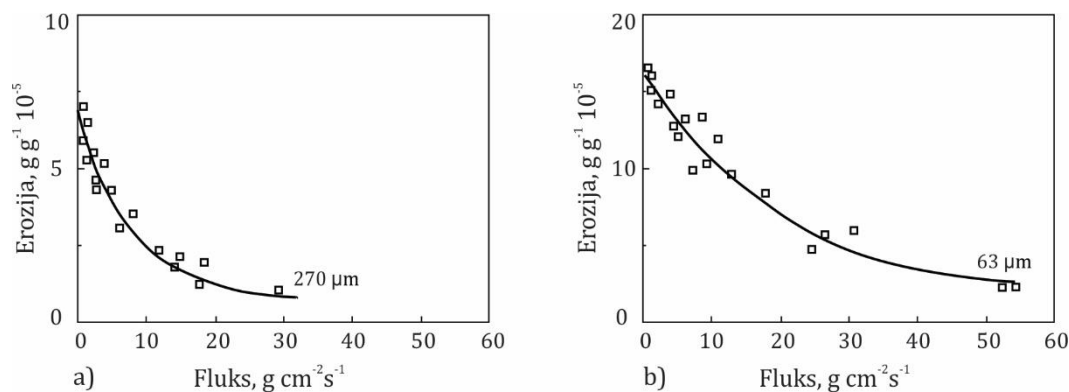
Veličina erodenta. Opšte je prihvaćeno da je stepen erozije duktilnih materijala nezavisan od veličine čestica erodenta iznad kritične vrednosti, tj. $>100 \mu\text{m}$, slika 2.8 [23, 34, 53, 60-62]. Međutim, stepen erozije se smanjuje naglo sa smanjenjem veličine čestica erodenta i može čak postati nula za veličine čestice $1-2 \mu\text{m}$ [63]. Ova činjenica je poznata kao efekat veličine čestice i uglavnom se analizira u korelaciji sa brzinom i fluksom erodenta. Erozijska kriva krtih materijala je u funkciji od veličine erozionih čestica do određene granice ($35-50 \mu\text{m}$), nakon čega se javlja erozijski stabilnog stanja [49]. Daljim porastom veličine čestice preko $300 \mu\text{m}$, erozijska materijala se čak i smanjuje [59].



Slika 2.8. Uticaj veličine erodenta na stepen erozije [23, 34]

Za uslove erozije koji uključuju širi opseg veličina čestica i brzine udara, a time i veće varijacije u fluksu čestica, glavni mehanizam erozije može da se promeni iz jednog režima u drugi ili nekoliko erozionih mehanizama mogu biti prisutni na erodiranoj površini. Tako npr. erozija niskougleničnog čelika (AISI 1018) je konstantna za veličine erodenta SiC iznad $200 \mu\text{m}$ pri brzini od 20 m/s , dok pri brzini erodenta od 60 m/s erozija raste čak do veličine čestica od $850 \mu\text{m}$ [64]. Takođe, uticajni parametar na eroziju materijala može biti i raspodela čestica približno istih dimenzija po protoku erodenta [65]. To je slučaj koji se obično sreće u eksploatacionim uslovima, gde je primetna ravnomernija raspodela čestica po protoku sa povećanjem nominalnih veličina erodenta, odnosno smanjuje se rasipanje ukupne količine čestica u struji nosećeg fluida.

Fluks erodenta. Erozijska kriva niskougleničnog čelika pri uglu udara $\alpha=90^\circ$, brzini 50 m/s i za različite dimenzije erozionih čestica, slika 2.9, pokazuje primetan pad erozije sa povećanjem fluksa erodenta [66]. Ovakav trend je izrazito primetan za veće vrednosti fluksa erodenta gde je stepen erozije smanjen 2-3 puta, dok je za niže vrednosti fluksa uočeno smanjenje erozije za 10%-20%. Objašnjenje ovog fenomena je da se, sa povećanjem fluksa, povećava broj sudara između dolazećih i odbijenih čestica erodenta, što dovodi do toga da uzorak postane u određenoj meri zaštićen od dalje erozije [67, 68]. Istraživanja erozije pri malim brzinama udara erodenta su takođe pokazala manji stepen erozije sa povećanjem fluksa [69].



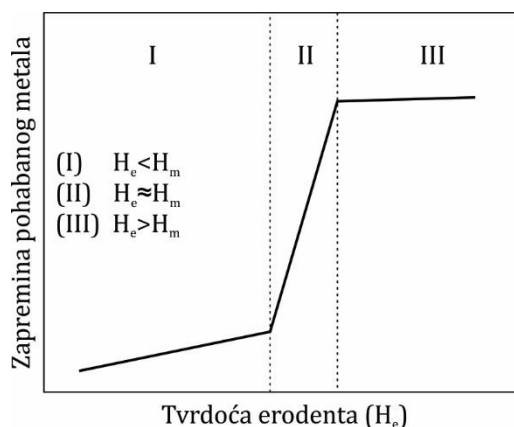
Slika 2.9. Uticaj fluksa erodenta na stepen erozije, za veličine čestica: a) 270 μm i b) 63 μm [66]

Ugao udara erodenta. Upadni ugao udara erozionih čestica, na ispitivanu površinu, u velikoj meri utiče na stepen erozije. Uticaj ugla udara zavisi od vrste materijala, pa se tako maksimalna erozija duktilnih materijala javlja pri uglovima 20°-30°, dok je kod krutih materijala ista zabeležena za uglove ~90°, slika 2.2 [11, 12, 70].

Karakteristike materijala erodenta i erodiranog materijala. Za eroziju je od značaja odnos tvrdoće erozionih čestica i materijala koji se erodira, tj. dokle god je tvrdoća čestica manja od tvrdoće materijala stepen erozije je mali. Istraživanja su pokazala da je tvrdoća čestica erodenta važan parametar kod erozije krutih materijala [71]. Takođe, istraživači iz ove oblasti [72] su utvrdili da brzina erozije dramatično opada ukoliko je tvrdoća erozionih čestica niža od tvrdoće erodiranog materijala. Na osnovu prethodnog, uticaj odnosa tvrdoće čestice erodenta i materijala treba uzeti u razmatranje pri izboru materijala za određenu eroziju sredinu.

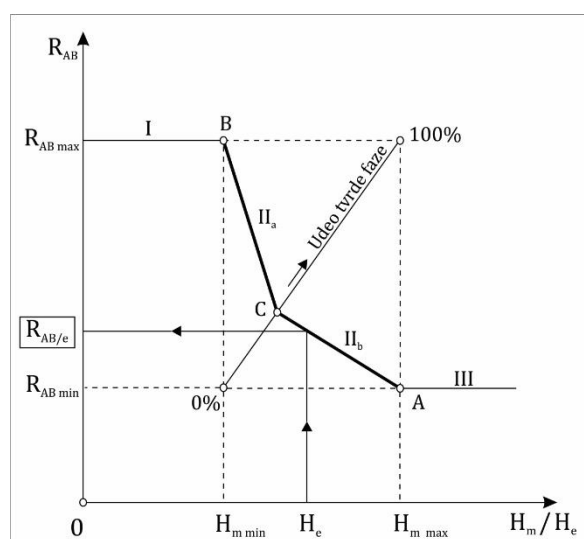
Međutim, otpornost na eroziono habanje pri velikim uglovima udara čestica u većini slučajeva nije direktno proporcionalno sa tvrdoćom materijala [73] i veća tvrdoća ne znači i veću otpornost na eroziono habanje [74]. Sa druge strane, erozija pod malim uglom udara čestica ima velike sličnosti sa abrazijom i količina odnetog materijala sa površine u velikoj meri zavisi od odnosa tvrdoće materijala (H_m) i tvrdoće erodenta (H_e), slika 2.10 [18, 75]. Ova interakcija može da bude:

- niskog intenziteta sa malom količinom odnetog materijala kada je $H_e < H_m$ (I),
- prelazna kada je $H_e \approx H_m$ (II), što predstavlja najčešći slučaj u praksi i
- visokog inteziteta ($H_e/H_m = 1,4 \div 1,6$) gde je habanje konstantno i ne zavisi od tvrdoće (III); u sistemima koji transportuju erodent visoke tvrdoće, materijal izložen habanju bi trebalo da ima tvrdoću $H_{m-\min} \approx H_e/1,3$.



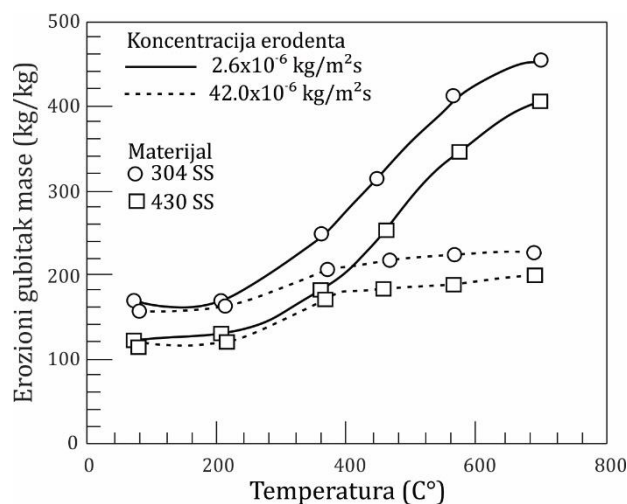
Slika 2.10. Uticaj tvrdoće erodenta na habanje materijala [18, 75]

Odnos između habanja etalon-materijal i habanja ispitivanog materijala, predstavlja relativnu otpornost prema habanju nekog materijala [18, 75]. Pri eksperimentalnom određivanju stepena habanja nekog materijala može se primeniti metoda indeksa otpornosti prema habanju, tj. prema abraziji-eroziji (R_{AB}). Ova metoda se zasniva na analizi mikrostrukture poređenjem mikrotvrdoće erodenta i mikrotvrdoće tvrdih faza materijala, pri tome uzimajući u obzir zapreminski udeo tvrde, obično sekundarne faze, u mikrostrukтури [18, 75]. Rezultati ovakvog ispitivanja pokazuju da je otporniji materijal onaj koji ima veći indeks R_{AB} . Na modelu prikazanom na slici 2.11, položaj tačke C određen je zapreminskim udelom mikrokonstituenta veće tvrdoće u mikrostrukтури, dok su $H_{m\min}$ minimalna tvrdoća materijala i $H_{m\max}$ maksimalna tvrdoća najtvrdjeg mikrokonstituenta u materijalu. Dobijanje većeg zapreminskog udela tvrde, sekundarne, faze u mikrostrukтури garantuje veću otpornost na habanje, što se može postići odgovarajućim termičkim obradama.



Slika 2.11. Model odeđivanja indeksa otpornosti prema habanju [18, 75]

Temperatura. Uticaj povišene temperature radne sredine na eroziju je generalno mnogo manji u poređenju sa istim uticajem na mehanička svojstva materijala kao što su npr. zatezanje ili tvrdoća. U zavisnosti od vrste materijala, stepen erozije se značajnije ne menja na temperaturama do 200 °C, slika 2.12, [33, 40, 76-78], a zatim se povećava do 650-700 °C gde je primetna erozija u stabilnom stanju.



Slika 2.12. Erozija austenitnih čelika sa promenom temperature i fluksa erodenta [34, 77]

Sa druge strane, uticaj fluksa erodenta na stepen erozije austenitnog čelika u velikom temperaturnom opsegu (Slika 2.12) [34, 76, 77, 79] pokazuje da do temperature od približno 200 °C povećanje fluksa za više od 15 puta nema uticaja na eroziju materijala, dok iznad 200 °C niži fluks dovodi do znatno većeg stepena erozije.

2.4. Erozione karakteristike ugljeva i pepela u termoelektranama

Jedan od najvažnijih kriterijuma za ocenjivanje kvaliteta uglja, i vrlo često jedna od najvažnijih karakteristika, je toplotna moć goriva [80]. Ugalj u prahu, koji sagoreva u termoelektranama, je u velikoj meri heterogenog sastava i sastoji se od mnogo elemenata i jedinjenja sa različitim fizičko-hemijskim i termičkim karakteristikama. Samim tim, prateći efekti pri pripremi i sagorevanju uglja su veoma složeni i raznovrsni. Drugim rečima, postoje posebne karakteristike uglja koje se mogu pojaviti kao jednako važne u pogledu kvaliteta i upotrebe, pod datim uslovima u datoj termoelektrani, a koji mogu umanjiti efekat toplotne moći goriva.

Habanje česticama uglja. Ugalj sadrži širok spektar minerala, ali je opšte poznato da samo oni minerali koji su tvrdi od čelika značajno doprinose abrazivno-erozionom ponašanju čestica uglja. Mnogobrojna istraživanja [52, 81, 82] sugerišu da su kvarc i pirit glavne komponente uglja odgovorne za habanje, dok su gline, karbonati, sulfati, fosfatni minerali i matriks ugljeničnog uglja mekši od čelika i stoga imaju mali uticaj na habanje materijala [53].

Važna karakteristika ugljeva je indeks abrazije (*eng.* Abrasion Index, AI) koji je funkcija ukupnog gubitka mase materijala podeljen sa količinom uglja koji je učestvovao u procesu habanja [83, 84]. Empirijski izraz za indeks abrazije (jed. 2.4) zasnovan je na sadržaju pepela, kvarca i piritu u uglju (jed. 2.5-2.6) [50, 85]:

$$AI = q_c + 0,5 \cdot p_c \cdot 0,2A_c \quad (2.4)$$

$$q_c = 0,01 \cdot A_c \cdot (SiO_2 - 1,5 \cdot Al_2O_3) \quad (2.5)$$

$$A_c = 1,3 \cdot (S - 0,3) \quad (2.6)$$

gde su sadržane komponente u uglju (%): q_c - kvarc; p_c - pirit; A_c - pepeo; SiO_2 - silicijum dioksid; Al_2O_3 - glinica i S - sumpor.

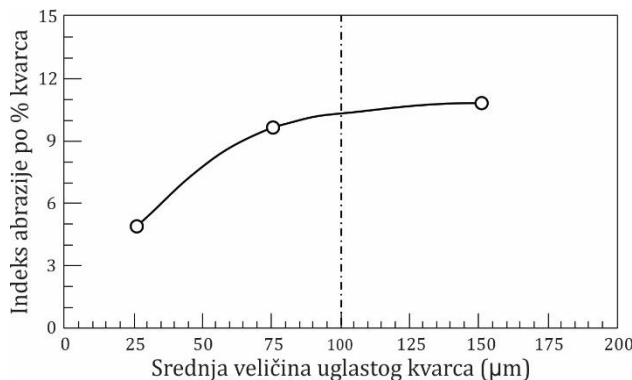
Ugalj je moguće klasifikovati u četiri nivoa abrazivnosti, u zavisnosti od njegovog indeksa abrazije, tabela 2.1 [50].

Tabela 2.1. Klasifikacija uglja prema indeksu abrazivnosti [50]

Vrsta uglja	Indeks abrazivnosti (AI)	Kategorija
Mali sadržaj pepela i kvarca	<4	Slabo abrazivan
Srednji sadržaj pepela i kvarca; Visok sadržaj pepela, a mali sadržaj kvarca	4-8	Umereno abrazivan
Visok sadržaj pepela i kvarca	8-12	Jako abrazivan
Izuzetno bogat pepelom i kvarcom	>12	Izuzetno abrazivan

Empirijske studije za kvantifikaciju efekata kvarca i piritu na abrazivnost uglja sugerišu da je kvarc 2-5 puta abrazivniji od piritu. Abrazivno habanje je takođe povezano i sa drugim karakteristikama kvarca i piritu kao što su veličina [86] i oblik čestica [87]. Kako se veličina čestica povećava, sadržaj kvarca i piritu dodatno povećavaju vrednost indeksa abrazije (AI) [85].

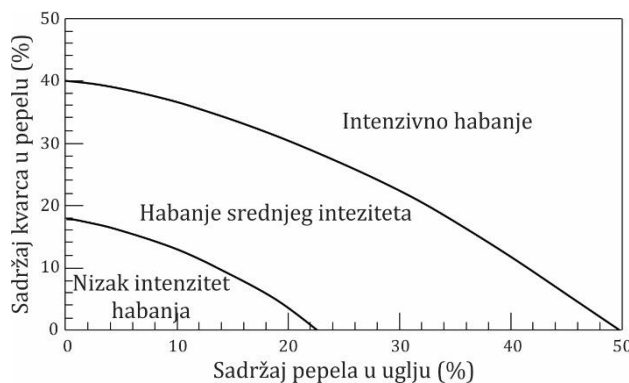
Mineralne čestice ispod kritične veličine imaju manji uticaj na indeks abrazije [88]. Ovaj fenomen je poznat kao „efekat veličine“. Istraživanja su pokazala da je kritična veličina čestice $\sim 100 \mu\text{m}$, što znači da veličine čestica ispod granične vrednosti ne moraju nužno dovesti do habanja materijala, slika 2.13. Utvrđeno je da je abrazivnost slobodnog uglastog kvarca i pirita slična kada se upoređuje zapreminski relativni gubitak mase.



Slika 2.13. Indeks abrazije po % kvarca u odnosu na prosečnu veličinu čestica kvarca [88]

Habanje česticama pepela. Neizbežni proizvod sagorevanja uglja je pepeo. Sadržaj mineralnih materija u gorivima varira u velikim rasponima od nekoliko procenata, u teškim tečnim gorivima, do nekoliko desetina procenata u čvrstim gorivima. Pepeo se sastoji od oksida mineralnih materija preostalih nakon potpunog procesa sagorevanja i nakon završetka svih procesa transformacije minerala na povišenim temperaturama. U svom sastavu pepeo uglavnom sadrži okside i to najčešće SiO_2 , Al_2O_3 , Fe_2O_3 , CaO , MgO , Na_2O , K_2O , TiO_2 , MnO , P_2O_5 , SO_3 . Mineralni ostatak u uglju nakon sagorevanja može da bude u čvrstom stanju, u obliku čestica pepela ili u tečnom stanju, tj. u obliku tečne šljake, kada sastav produkata odgovara nekom od niskotopivih eutektikuma.

Leteći pepeo (*eng.* Flying Ash, FA) čine relativno male čestice koje se prenose kroz sistem zajedno sa gasovitim produktima sagorevanja. Hemijski sastav pepela i letećeg pepela može biti različit. Njihove relativne količine zavise od hemijskog sastava mineralnih materija u uglju i od karakteristika sistema sagorevanja. Uopšteno govoreći, karakteristike pepela su važne pri korišćenju uglja u industrijskim postrojenjima, a posebno u termoelektranama. Na slici 2.14 može se videti indeks abrazije pepela u uglju kao funkcija koncentracije najtvrdje komponente (kvarc), što može biti vrlo korisno pri analizi abrazivnosti uglja [52].



Slika 2.14. Abrazivna karakteristika uglja [52]

Indeks abrazivnosti pepela (I) je definisan da bi se predvidela erozija cevi u struji letećeg pepela, izraz 2.7 [50]:

$$I = [\text{erozija pepelom/erozija česticama kvarca veličine } 100 \mu\text{m}] \quad (2.7)$$

Karakteristike ugljeva, koji se koriste za sagorevanje u kotlovima domaćih termoenergetskih postrojenja, prikazani su u tabeli 2.2 [27]. Kotlovi su toranjskog tipa sa sličnim rasporedom grejnih površina. Prosečan sadržaj pepela u ovim ugljevima je relativno visok i sa visokim sadržajem SiO_2 , a samim tim i sa sličnim erozionim efektima. U tabeli 2.3 prikazani su rezultati hemijske analize uzoraka letećeg pepela (FA) za ugljeve iz tabele 2.2, kao i relativni odnos silicijum oksida i aluminijum oksida ($\text{SiO}_2/\text{Al}_2\text{O}_3$) [89].

Tabela 2.2. Osnovne karakteristike lignita koji se koristi u tri različite termoelektrane

Snaga bloka TE postrojenja	Karakteristike uglja		
	Donja toplotna vrednost	Prosečan sadržaj vlage	Prosečan sadržaj pepela
300 MW	6,280 MJ/kg	45-53%	10-23%
350 MW	6,069 MJ/kg	48-55%	9-21%
650 MW	6,699 MJ/kg	44-51%	12-25%

Tabela 2.3. Hemijski sastav uzoraka letećeg pepela u tri različite termoelektrane

Snaga bloka TE postrojenja	SiO_2	Al_2O_3	Fe_2O_3	CaO	MgO	SO_3	Σ	$\text{SiO}_2/\text{Al}_2\text{O}_3$
300 MW	48,71	24,60	6,81	8,92	2,83	1,00	92,87	1,98
350 MW	46,85	23,20	12,14	8,26	2,77	1,48	94,7	2,02
650 MW	54,26	24,90	6,50	6,34	1,89	2,51	96,4	2,18

2.5. Habanje komponenti termoenergetskih postrojenja

Abrazivno-erozione karakteristike određenih ugljeva su vrlo važne za razumevanje rada postrojenja i omogućuju optimizaciju održavanja, tj. daju smernice za sprečavanje otkaza postrojenja izazvanih abrazijom-erozijom.

Tako, finije mlevenje uglja može da smanji količinu nesferičnih abrazivnih čestica u pepelu, ali će dovesti do većeg stepena habanja komponenti mlinova [27, 50]. Sa konstantnim sadržajem mineralne materije u uglju, praktično samo finoća mlevenja ugljeva određuje abrazivnost pepela [91].

U tabeli 2.4 prikazan je uticaj karakteristika ugljeva, sa različitim sadržajem mineralnih materija, na specifičnosti domaćih termoenergetskih postrojenja, dobijen na osnovu višegodišnjih analiza rada postrojenja snage 120-650 MW [27, 90].

Habanje grejnih površina. Lokalne brzine dimnih gasova, koje nose čestice erodenta, su jedan od najvažnijih parametara erozije letećim pepelom (FA). Sa porastom brzine strujanja raste kinetička energija čestica pepela i ubrzava se erozija. Brzina strujanja dimnih gasova u kotlovima najčešće iznosi 15-20 m/s, međutim lokalno ove brzine mogu da budu i znatno više (30-35 m/s), što te zone čini posebno ugrožene sa aspekta erozije [82]. Erozijska zona u kotlu je zanemarljiva pri brzinama dimnih gasova 15-20 m/s, dok se za brzine 30-40 m/s mogu očekivati otkazi na grejnim površinama posle 10000-50000 h rada [92]. Intenzitet erozije grejnih površina u kotlu zavisi od [93] kinetičke energije čestica erodenta; koncentracije i fluksa

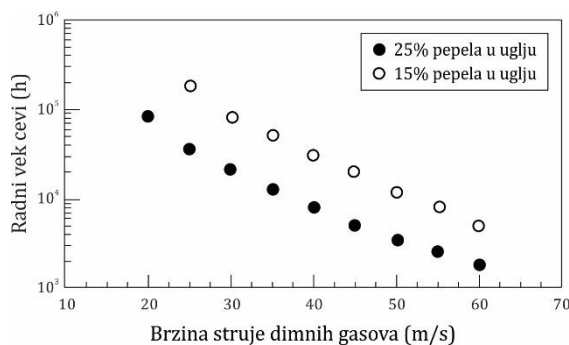
čestica erodenta; neuniformne raspodele čestica erodenta u struji dimnih gasova po preseku kotla; i geometrijske karakteristike grejnih površina.

Tabela 2.4. Uticaj karakteristika uglja na specifičnosti domaćih termoelektrana [27, 90]

KARAKTERISTIKE UGLJA	UTICAJ NA SPECIFIČNOSTI TERMOENERGETSKIH POSTROJENJA
Toplotna moć Potrošnja uglja	Kapacitet: <ul style="list-style-type: none"> • ložišta, • mlinova, • gorionika, • napojne vode, • ventilatora, • ekoloških sistema, • sistem za transport ugljeva i pepela.
Sadržaj vlage	<ul style="list-style-type: none"> • Sistem za transport ugljeva i pepela, • kapacitet mlinova i bunkera, • koeficijent viška vazduha, • zagrejače vazduha i ekološke sisteme, • stepen korisnosti kotla.
Sadržaj volatila	<ul style="list-style-type: none"> • Svojstva ugljeva tokom skladištenja (rizik od samopaljenja, toplotna moć) • izlazna temperature mlinova, • zahtevana finoća mlevenja, • ložište, • sagorevanje i efikasnost kotla.
Sadržaj pepela i njegov sastav	<ul style="list-style-type: none"> • Sistem za transport ugljeva i pepela, • abrazija/erozija mlinova, ložišta i grejnih površina, • period čišćenja duvačima gara, • zašljakivanje, erozija, korozija, • ekološki sistemi i nesagoreli ostatak.
Rastvorljivost i visokotemperaturna svojstva pepela	<ul style="list-style-type: none"> • Temperatura omekšavanja pepela, • aglomeracija pepela (SiO_2 i Al_2O_3 podižu temperature omekšavanja dok Na_2O, K_2O, Fe_2O_3, FeO i MgO snižavaju), • efikasnost grejnih površina, • period čišćenja duvačima gara.
Sadržaj sumpora u vidu FeS	<ul style="list-style-type: none"> • Tačka samopaljenja, • abrazija mlinova, • formiranje alkalnih sulfata (zašljakivanje), • niskotemperaturna korozija, • ekološki sistemi (potreba za sisteme za odsumporavanje), • skladištenje pepela.
Sadržaj azota - N	<ul style="list-style-type: none"> • Ekološki sistemi (potreba za sisteme za uklanjanje azotnih oksida).
Petrografija uglja	<ul style="list-style-type: none"> • Meljivost (karakteristike mlinova), • sagorevanje, • gorionici.
Meljivost	<ul style="list-style-type: none"> • Karakteristike mlinova, • finoća mlevenja, • sistem za transport ugljeva i pepela.

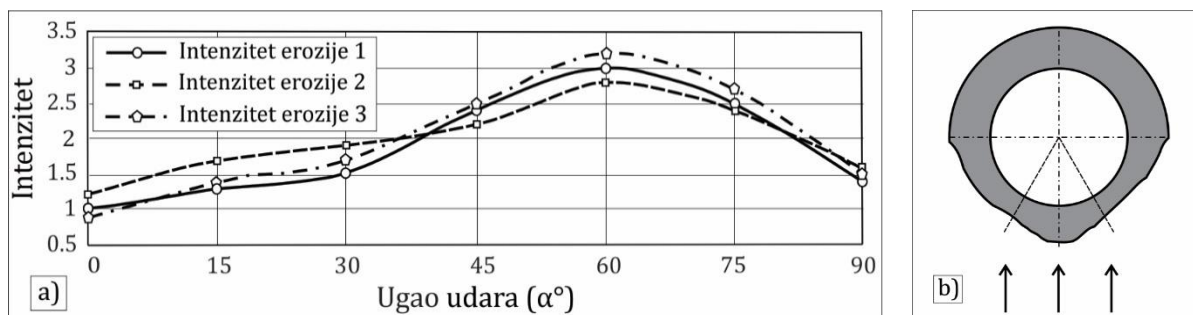
Nekoliko autora [91, 94] je pokušalo da napravi modele za procenu preostalog radnog veka cevi izrađenih od niskougljeničnog toplotnopoštojanog čelika debljine zida od 5 mm, koje rade na 400 °C i izložene su brzini dimnih gasova 20-60 m/s, slika 2.15. Na osnovu podataka prikazanih

na slici 2.14 može se zaključiti da su najugroženije one oblasti kotla, usled dejstva erozije, gde su prisutne velike brzine strujanja (>40 m/s) [43, 50].



Slika 2.15. Radni vek cevi izloženih eroziji u funkciji od brzine dimnih gasova [50, 92, 94]

Ako pri analizi erozionog habanja grejnih površina kotla posmatramo samo jednu cev, izdvojeno, može da se uoči oštećenje koje ne nastaje normalno na pravac strujanja dimnih gasova, već pod nekim uglom. Zone cevi podložne eroziji zavise od upadnog ugla erozionih čestica. Kako je već istaknuto u prethodnom poglavlju (2.2 *Mehanizmi erozije*), najizraženija erozija kod duktilnih materijala je za uglove 20-30°. U slučaju okrugle geometrije cevi to praktično znači da je napadni ugao od 60° kritičan, slika 2.16. a), a profil oštećenja takve cevi je prikazan na slici 2.16. b) [27, 94, 95].



Slika 2.16. (a) Uticaj ugla udara čestica (α°) na (b) profil erozionog oštećenja cevi [27]

Izgled karakterističnih erozionih oštećenja grejnih površina u najvišim delovima kotla TE postrojenja je prikazan na slici 2.17.



Slika 2.17. Erozijska oštećenja grejnih površina kotla TE postrojenja: a) pregrejač, b) ekonomajzer [27]

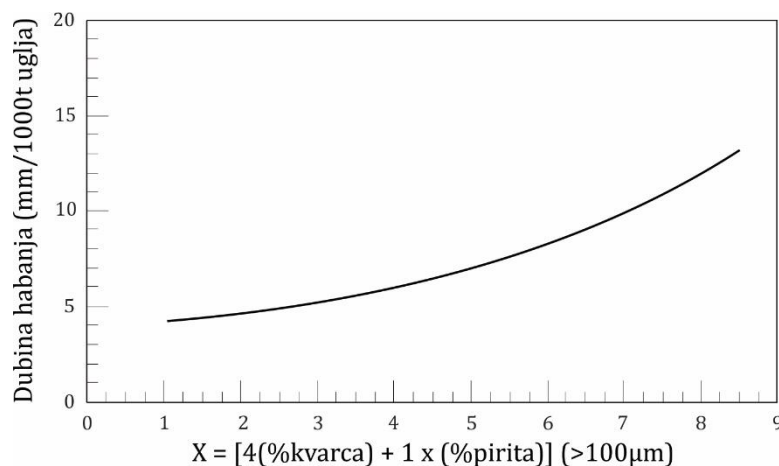
Habanje mlinova. Problem habanja u mlinovima termoenergetskih postrojenja je čest slučaj [96], a izazvan je prisustvom abrazivnih mineralnih materija u uglju, što dovodi do zastoja postrojenja i neophodnog održavanja mlinova. Ugalj je značajno mekši od čelika od koga se izrađuju udarni elementi mlinova, pa je tako tvrdoća organskih komponenti ugljeva u opsegu 10-70 HV, i zavisi od klase uglja, dok je tvrdoća udarnih elemenata mlinova u opsegu 500-700 HV. Međutim, tvrdoća nekih mineralnih materija u uglju je značajno veća od tvrdoće čelika, pre svega kvarca (1100-1260 HV) i pirita (840-1130 HV), pa zbog čestog nagomilavanja ovih tvrdih čestica u određenim zonama mlinova dolazi do habanja ovih komponenti [27].

Habanje kod mlinova se odvija na dva načina:

- abrazijom zbog kretanja tvrdih čestica uglja po površini udarnih elemenata mlinova,
- erozijom zbog čestica, nošenih strujom gasova, koje udaraju u površinu.

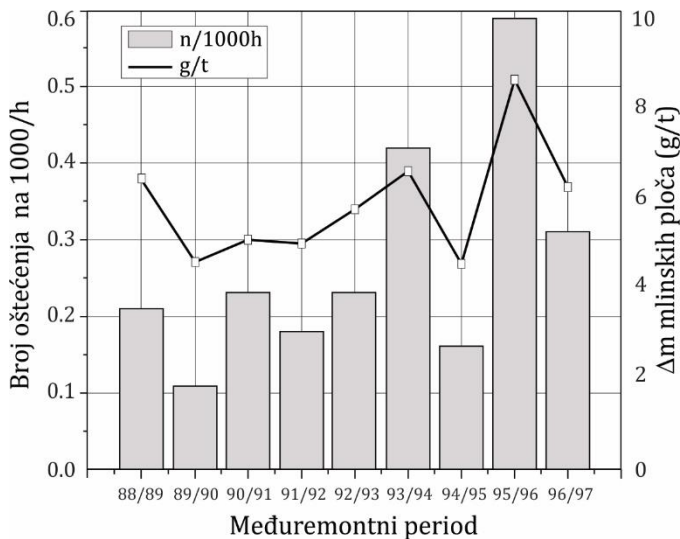
Takođe, zbog neizbežnog prisustva vlage u uglju, habanje može da bude ubrzano zbog dodatnog dejstva korozije, međutim produkti korozije ne mogu da se nadju na površini jer se konstantno odnose daljim procesom habanja. Ova vrsta oštećenja se javlja kada se melju ligniti koji sadrže više od 30% vlage [90].

Sadržaj kvarca i pirita u uglju ima značajan uticaj na habanje delova mlina, međutim ne manju značajnu ulogu ima i raspodela veličina čestica ovih minerala. Korelacija između sadržaja kvarca i pirita sa habanjem izazvanim ovim sadržajem, za čestice minerala veličine $>100\ \mu\text{m}$, je prikazan na slici 2.18. S tim u vezi, veličina tvrdih čestica kvarca i pirita može značajno da smanji radni vek komponenti termoenergetskog postrojenja izloženih ovom vidu habanja.

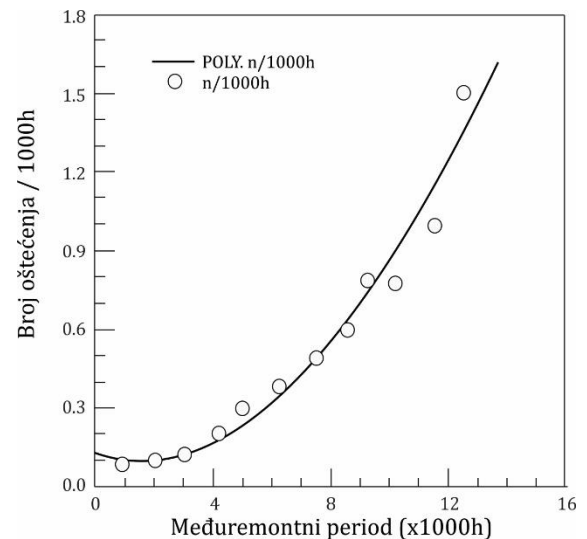


Slika 2.18. Uticaj sadržaja kvarca i pirita na habanje mlinova [90, 97]

Kao što je već navedeno, habanje komponenti mlinova treba razmatrati zajedno sa erozijom grejnih površina kotla. Trajanje međuremontnih perioda je u direktnoj korelaciji sa brojem otkaza izazvanih erozijom kod cevnog sistema kotla [98]. Uticaj abrazivnih čestica uglja na habanje delova mlinova, nakon procesa sagorevanja uglja, prenosi se dalje u sistem i prisutan je i u procesu erozije cevnog sistema kotla. Pretpostavka je da se na osnovu stanja udarnih ploča mlinova može predvideti stepen erozije grejnih površina kotla.



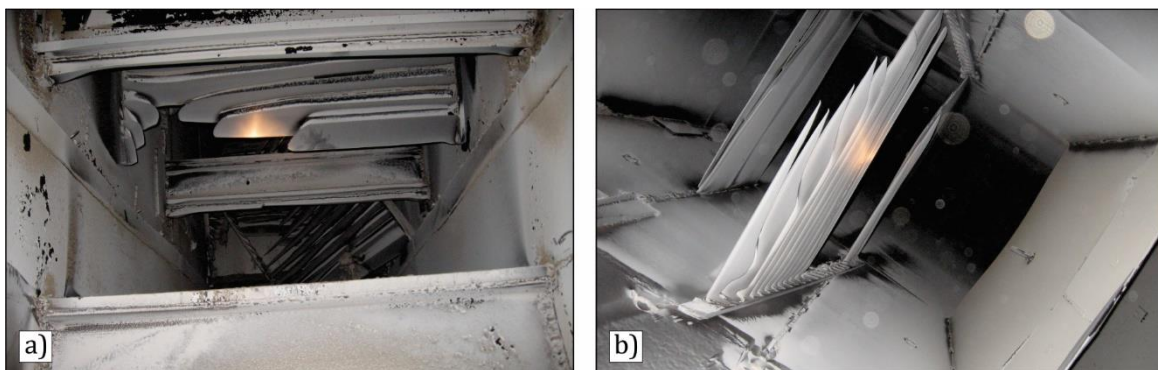
Slika 2.19. Habanje udarnih ploča i broj otkaza cevi izazvanih erozijom



Slika 2.20. Uticaj trajanja međuremontnog perioda na broj otkaza cevi izazvanih erozijom

Na slici 2.19 je prikazana korelacija između broja oštećenja cevi izazvanih erozijom i relativnog gubitka mase udarnih ploča mlinova izazvanih habanjem, u odnosu na međuremontni period. Sa produžetkom međuremontnog perioda, eksponencijalno raste broj otkaza cevi grejnih površina, što je i srazmerno istrošenosti mlinskih udarnih ploča, slika 2.20 [27]. Dijagram na slici 2.20 se odnosi na kotao koji sagoreva lignit donje toplotne moći $H_L=6000-8000$ KJ/kg, prosečne vlažnosti 45-53% i prosečnog sadržaja pepela 10-23%. Ovi podaci mogu da se koriste za određivanje međuremontnog perioda, koji uobičajeno traju 1-3 godine, u funkciji kvaliteta uglja koji se sagoreva u datom trenutku.

Habanje žaluzina u kanalima aerosmeše. Žaluzine kanala aerosmeše u termoenergetskom postrojenju imaju ulogu da preraspodele aerosmešu po gorionicima. Kod ovih elemenata često se javljaju značajna eroziona oštećenja česticama ugljenog praha, slika 2.21, ukoliko se sagoreva uglj koji sadrži veliku količinu mineralnih materija [8].

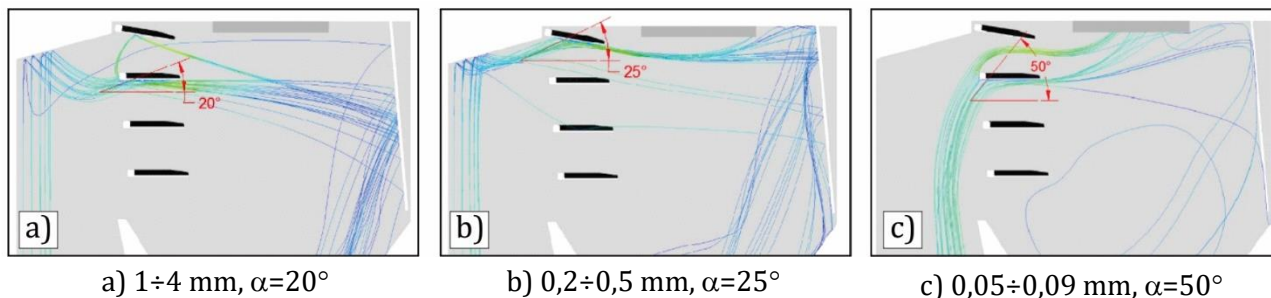


Slika 2.21. Eroziiona oštećenja žaluzina u kanalima aerosmeše

Intenzitet erozije u kanalima aerosmeše zavisi od ugla udara čestica, slika 2.22, koji se menja sa veličinom čestica ugljenog praha, pa tako upadni ugao iznosi:

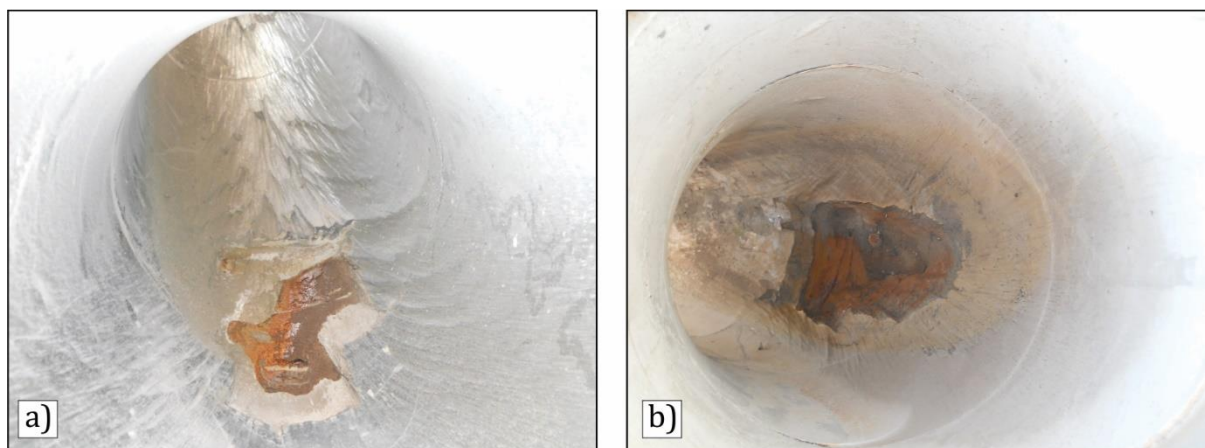
- približno 20° za krupnije čestice (1-4 mm),
- približno 25° za čestice srednje veličine (0,2-0,5 mm) i
- približno 50° za najsitnije čestice (0,05-0,09 mm).

Srednji upadni ugao za prosečnu veličinu čestica iznosi $\alpha=30^\circ$ i poklapa se sa uglovima koji dovode do najintenzivnije erozije kod duktilnih materijala, što je već istaknuto u prethodnom poglavlju (2.2 *Mehanizmi erozije*).



Slika 2.22. Simulacija strujanja u kanalima aerosmeše, u zavisnosti od veličine čestice [99]

Habanje cevovoda za transport pepela i šljake. Kotlovski pepeo, šljaka i pepeo iz elektrofiltera su čvrsti produkti sagorevanja uglja u termoenergetskim postrojenjima. Odlaganje ovih produkata na deponije se vrši, preko silosa, sistemom trakastih transportera (mešavina šljake i kotlovskog pepela) i cevovodima za transport (pepeo iz elektrofiltera) [100]. Silosi služe za skladištenje i odvajanje kotlovskog pepela od šljake, dodatno usitnjavanje šljake uz pomoć drobilica, kao i za prihvatanje pepela iz elektrofiltera. U zavisnosti od fluida koji se koristi pri transportu pepela i šljake, sistemi mogu biti pneumatski (transport komprimovanim vazduhom), hidraulični (transport vodom) i kombinovani (kombinacija prethodna dva). Pneumatski transport se uglavnom koristi kod termoelektrana manje snage i to kao unutrašnji transport (u krugu termoelektrane), dok se kod termoenergetskih postrojenja srednje i velike snage koristi hidraulični transport. Hidro-pneumatski transport se izvodi kombinovanjem pneumatskog odvođenja pepela iz kotla, nakon čega se u sistem dodaje voda, pa se na deponiji odlaže mešavina pepela, vazduha i vode, dok se šljaka u ovom slučaju transportuje hidraulički. U svakom od ovih sistema transporta neizbežna prateća pojava je habanje tih elemenata. Tako npr. za pneumatski transport pepela, brzinom vazduha od 2 m/s, ravne deonice cevovoda imaju radni vek 3000-5000h [100].



Slika 2.23. Oštećenja čeličnih cevnikova zaštićenih: a) bazaltom i b) keramikom, u uslovima delovanja intenzivnog habanja

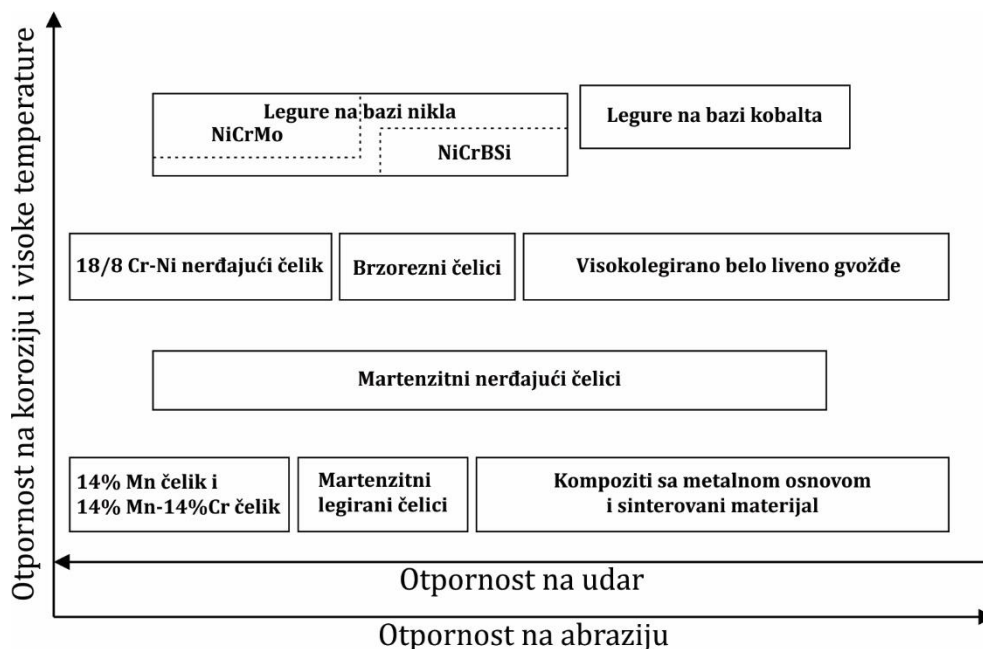
Na jednom domaćem termoenergetskom postrojenju snage 650 MW, uočen je problem intenzivnog habanja delova sistema za transport pepela u vidu guste hidromešavine pepela, šljake i vode. Projektni parametri ovog sistema su: količina pepela u sistemu pneumatskog transporta do silosa 2x258 t/h, količina pepela u sistemu hidrauličkog transporta do deponije

2x223 t/h, količina hidromešavine 2x375 m³/h i gustina hidromešavine 1,3-1,38 t/m³ [10]. Analizirajući sve probleme koji su se pojavili na sistemu za otpeljavanje, pored zagušenja transportnih linija i nepravilnog rada transportnih grupa, kao dominantan uzrok zastoja izdvojena su upravo erozivno-abrazivna oštećenja cevovoda pneumatskog transporta [10].

Takvom intenzivnom habanju nisu mogli da se odupru elementi cevovoda izrađeni od čelika i zaštićeni (presvućeni) sa unutrašnje strane slojem bazalta, kao ni elementi cevovoda zaštićeni slojem keramike sastava 41-50% Al₂O₃, 33-42% ZrO₂, 12-16% SiO₂ uz prisustvo drugih oksida u manjoj količini, tvrdoće ~2000 HV, slika 2.23. Radni vek elemenata cevovoda sa bazaltom je iznosio <7000h rada, dok su elementi cevovoda sa keramikom imali radni vek 10000-12000h rada do potpunog proboja cevi [10]. Na slici 2.23 prikazana su karakteristična oštećenja čeličnih cevi presvućenih bazaltom i keramikom otpornom na habanje.

2.6. Legure otporne na habanje

Generalno, legure otporne na habanje mogu da budu iz različitih grupa materijala, na metalnoj ili keramičkoj osnovi, ili da pripadaju grupi kompozita, slika 2.24 [41]. Neki od tih materijala su koroziono otporni ili toplotno postojani, kao što su različite čestično ojačane legure na bazi Ni i Co, što je značajno za uslove rada koji pored habanja podrazumevaju i delovanje agresivne sredine ili rad na povišenim temperaturama. Međutim istovremeno ispunjenje više zahteva uobičajeno podrazumeva da se neki od njih, npr. otpornost na visoke temperature, postigne na račun smanjenja tvrdoće, odnosno otpornosti na habanje [41]. Takođe, u cilju povećanja otpornosti na habanje, određene materijale (slika 2.24) je moguće naneti u vidu prevlake na površine mašinskih delova izloženih ekstremnim eksploatacionim uslovima.



Slika 2.24. Oblast primene pojedinih legura otpornih na habanje [41]

Iz grupe metalnih materijala u tabeli 2.5 su prikazane karakteristike najčešće korišćenih metalnih legura otpornih na habanje.

Visokolegirana bela livena gvožđa, sa svojim specifičnostima, imaju veliki potencijal za primenu u industrijskim postrojenjima u uslovima delovanja intezivnog habanja, pa su u nastavku prikazane neke od najbitnijih karakteristika ove legure.

Tabela 2.5. Karakteristike metalnih materijala otpornih na habanje

	Naziv	R_m (N/mm ²)	A (%)	Otpornost na habanje
1.	Niskolegirani manganski čelici	600	15	Veoma visoka
2.	Austenitni manganski čelici	550	50	Srednja
3.	Nelegirani čelici	420	20	Neznatna
4.	Niskolegirani čelici visoke čvrstoće	600	18	Neznatna
5.	Finozrnasti perlitni čelici	500-600	12	Neznatna
6.	Martenzitni čelici	500-600	15-20	Srednja
7.	Ledeburitni čelici	600	2	Visoka
8.	Sivo liveno gvožđe	250	<0,5	Neznatna
9.	Belo liveno gvožđe sa perlitnom osnovom	250	<0,5	Visoka
10.	Belo liveno gvožđe sa martenzitnom osnovom	350	<0,5	Veoma visoka
11.	Belo liveno gvožđe sa visokim sadržajem Cr	500	<0,5	Veoma visoka
12.	Co-Cr-W-C legure	500	<0,5	Veoma visoka

2.6.1 Visokolegirana bela livena gvožđa legirana hromom (HCCI)

Visokolegirana bela livena gvožđa, koja se koriste zbog svoje otpornosti na habanje, mogu da se podele u tri kategorije u odnosu na sadržaj hroma (Cr):

- legure sa niskim sadržajem hroma (<2%Cr);
- legirane niklom i hromom, sa sadržajem hroma do 11%Cr;
- visokolegirana, sa sadržajem hroma >11%Cr [101, 102].

Visokolegirana bela livena gvožđa sa visokim sadržajem hroma (*eng.* High Chromium Cast Irons, HCCI) su klasifikovana prema standardu ASTM A 532 [15, 102, 103], kao legure otporne na habanje sa sadržajem hroma 11-40%Cr i sa sadržajem ugljenika 2-3,6%C, uz dodatak drugih legirajućih elemenata (npr. Mo ili Ni) koji poboljšavaju druge, specifične karakteristike, gde generalno razlikujemo legure sa 11-23%Cr (i do 3,5 %Mo) i legure sa 23-28%Cr (i do 1,5 %Mo). Jasno je da je karbidna faza koja se formira u visokom sadržaju u ovim legurama zasnovana najvećim delom na hromu, od kojih se uobičajeno pojavljuju karbidi tipa M_7C_3 , $M_{23}C_6$ i M_3C u funkciji sadržaja hroma i ugljenika. Zbog odsjaja koji karbidi daju na prelomnoj površini ova vrsta gvožđa je i dobila naziv belo liveno gvožđe. Zajedničko za sve ove legure je to da njihova otpornost na habanje potiče od količine i tipa eutektičkih karbida u osnovi materijala, i sa porastom zapreminskog udela eutektičkih karbida (*eng.* Carbide Volume Fraction, CVF) raste i otpornost na habanje. Međutim, visoki zapreminski udeo eutektičkih karbida nepovoljno utiče na žilavost i žilavost loma (<30 MPa·m^{1/2}) [16, 102, 104] koje su bitne karakteristike za materijale od kojih se izrađuju elementi industrijskih postrojenja. Zbog toga CVF mora da bude ograničen, sa što manjim udelom krupnih primarnih karbida [105].

Visokolegirana bela livena gvožđa legirana hromom i molibdenom mogu da se koriste u livenom stanju kada imaju austenitnu (γ) ili austenitno-martenzitnu (γ -M) osnovu, ili u termički obrađenom stanju kada im je struktura osnove martenzitna (M) čime se postiže maksimalna otpornost na habanje i žilavost. Molibden (kao i nikel i bakar) se dodaju u leguru da bi sprečili perlitnu transformaciju, odnosno da bi obezbedili maksimalnu tvrdoću. Tako npr. za legure sa sadržajem 14-18 %Cr, približno 2 %C i za debljine odlivka do 25mm, sadržaj Mo treba da bude minimum 1%, dok za odlivke debljine 25mm izrađene od legura sa sadržajem 23-28 %Cr i sa

približno 2%C nije potrebno dodavati Mo da bi se sprečilo formiranje perlita [14, 102]. Takođe, da bi se sprečilo izdvajanje perlita ograničava se sadržaj Ni+Cu<1,2% i Mn <1%. Treba istaći da ni viši, kao ni niži, sadržaji legirajućih elemenata nisu poželjni jer npr. dodatkom Mn, Ni ili Cu u većoj količini, radi sprečavanja pojave perlitne faze, kod elemenata kompleksne geometrije izdvojiće se i previše zaostalog austenita u delovima sa manjom debljinom, odnosno smanjiće se tvrdoća i otpornost na habanje u tim zonama.

HCCI legure sa austenitnom osnovom imaju veću otpornost na rast prsline, dok martenzitna osnova ima bolju otpornost na habanje. Zadatak termičke obrade, koja može da se primeni kod ovih legura, je da obezbedi optimalni odnos otpornosti na habanje i otpornosti na rast prsline. Kod HCCI legura termičkom obradom, koja kao rezultat daje martenzitnu osnovu, popravljaju se sva svojstva materijala. Međutim u uslovima delovanja udara, kao što je slučaj kod erozionog habanja, od važnosti su i drugi parametri kao što je jačina veze između karbida i osnove, koja je opet najbolja kod karbida smeštenih u austenitnoj osnovi. Zadatak termičke obrade HCCI legura je da optimizuje ove često suprotstavljene karakteristike. Tvrdoće koje mogu da se očekuju kod različitih visokolegiranih belih livenih gvožđa legiranih hromom, za različite osnove, su prikazane u tabeli 2.6.

Tabela 2.6. Tvrdoća osnove različitih mikrostruktura HCCI legura [14]

Mikrostruktura	Tvrdoća [HB]
Perlit [P]	320-500
Austenit [γ]	420-500
Martenzit [M] (u livenom stanju)	550-650
Martenzit [M] (nakon termičke obrade)	650-850

Visokolegirana bela livena gvožđa legirana hromom mogu se koristiti:

- u livenom stanju
 - u livenom stanju sa žarenjem radi uklanjanja zaostalih napona
 - posle žarenja sa ubrzanim hlađenjem u cilju dobijanja martenzita
 - posle žarenja sa ubrzanim hlađenjem i žarenjem za uklanjanje zaostalih napona
 - u meko žarenom stanju za mašinsku obradu,
- a pored navedenih, moguća su i druga polazna stanja, sa tačno definisanim ciljem [106].

Promenom sadržaja ugljenika u leguri HCCI dobijaju se mikrostrukturna stanja koja mogu biti podeutektička, eutektička i nadeutektička, i koja imaju različita svojstva. Na osnovu sadržaja Cr i C u hemijskom sastavu legure moguće je odrediti približnu temperaturu eutektičkog preobražaja (T_E , °C) [107], jednačina 2.8, i izvršiti podelu legura prema eutektičkoj tački, jednačina 2.9 [108]:

$$T_E = 1232 - 1929 \cdot C + 351 \cdot Cr \quad (2.8)$$

$$E = C + 0,00474 \cdot Cr \quad (2.9)$$

gde su: C (%) - sadržaj ugljenika u leguri; Cr (%) - sadržaj hroma u leguri; E=4,3 eutektička legura.

Eutektičke legure se izdvajaju eutektičkom reakcijom $L \rightarrow (\gamma + M_7C_3)$ i očvršćavaju kao mehanička smeša primarnih karbida i austenita. Morfologija karbidne faze u eutektičkoj strukturi zavisi od vrste i količine karbidno obrazujućih elemenata (Cr, Mo, V) i sadržaja ugljenika (C), dok veličina eutektičkih kolonija i pojedinačnih karbida zavisi od brzine očvršćavanja [107]. Kod podeutektičkih legura prvo očvršćava austenitna osnova (γ) u vidu dendrita, a nakon toga se izdvaja eutektikum. Eutektikum očvršćava u vidu ćelija i ima stubnu

strukturu (stubičastu). Kod nadeutektskih legura pri očvršćavanju se prvo izdvaja karbidna faza, uobičajeno štapičasti karbidi tipa M_7C_3 sa heksagonalnom rešetkom [101, 105], a za ovu vrstu legura je karakteristična i peritektska reakcija. Dogan i drugi istraživači [104, 107, 109] su ispitivali očvršćavanje dva tipa legura belog livenog gvožđa legiranih sa ~15% Cr i ~26% Cr, sa podeutektskim, eutektskim i nadeutektskim sastavom. U tabeli 2.7 su prikazane okvirne temperature početka izdvajanja faza za ove dve grupe legura.

Tabela 2.7. Pregled očvršćavanja dve HCCI legure sa različitim sadržajem Cr

Redosled očvršćavanja	Visokolegirana bela livena gvožđa legirana Cr (HCCI)					
	~15% Cr			~26% Cr		
	podE.	E	nadE.	podE.	E	nadE.
1.	$L \rightarrow L + \gamma$ (1235 °C)	$L \rightarrow E$ (1213 °C)	sporo formiranje proeutektskog $L \rightarrow L + M_7C_3$ (~1260 °C)	$L \rightarrow L + \gamma$ (1283 °C)	$L \rightarrow E$ (1265 °C)	sporo formiranje proeutektskog $L \rightarrow L + M_7C_3$ (~1285 °C)
2.	$L \rightarrow \gamma + E$ (1217 °C)		$L \rightarrow M_7C_3 + E$ (1202 °C)	$L \rightarrow \gamma + E$ (1271 °C)		$L \rightarrow M_7C_3 + E$ (1253 °C)

*/ E - eutektikum; γ - austenit; podE - podeutektska legura; nadE - nadeutektska legura

Tokom procesa očvršćavanja uočene su sledeće transformacije ovih legura [101, 107]:

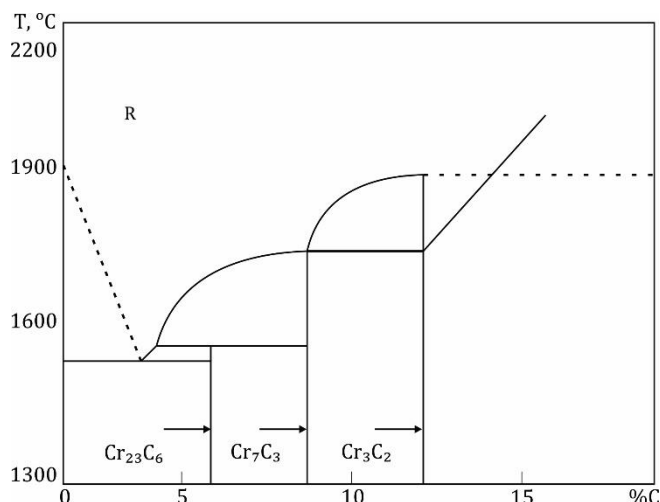
- izdvajanje austenitnih dendrita iz tečne faze kod podeutektskih legura,
- izdvajanje primarnih M_7C_3 karbida iz tečne faze kod nadeutektskih legura,
- izdvajanje eutektskih karbida i austenita kod pod i nadeutektskih legura,
- izdvajanje peritektskih karbida kod nadeutektskih legura,
- izdvajanje sitnih sekundarnih karbida tokom sporog hlađenja posle livenja ili tokom žarenja, tj. starenja na povišenim temperaturama,
- izdvajanje perlita sa lamelarnim karbidima i feritom tokom sporog hlađenja (< 680°C),
- razlaganje austenita u martenzit tokom hlađenja,
- transformacija otpuštenog martenzita u ferit tokom ponovnog zagrevanja,
- transformacija zaostalog austenita u ferita tokom ponovnog zagrevanja,
- transformacija ferita u austenit tokom ponovnog zagrevanja,
- razlaganje perlita u austenit tokom ponovnog zagrevanja,
- rastvaranje sekundarnih karbida tokom zagrevanja na visokim temperaturama.

Morfologija karbidne faze se praktično ne menja sa termičkom obradom visokolegiranih belih livenih gvožđa legiranih hromom, međutim mikrostruktura osnove može značajno da se promeni [101, 109]. Termička obrada HCCI legura može da se izvede tako da se dobije optimalna kombinacija tvrdoće i količine zaostalog austenita, pri čemu bi legura imala dobru otpornost na habanje, uz zadovoljavajuće ostale mehaničke karakteristike.

Uticaj hroma i drugih legirajućih elemenata na visokolegirana bela livena gvožđa. Hrom i ugljenik grade niz karbida, slika 2.25 [41, 110], pa tako u zavisnost od sadržaja ugljenika, može doći do formiranja karbida tipa: $Cr_{23}C_6$, Cr_7C_3 i Cr_3C_2 . Tako npr. karbid $Cr_{23}C_6$, očvršćava primarnom peritektskom reakcijom prema jednačini 2.10 [110]:



Karakteristike čistog hroma i njegovih karbida su prikazane u tabeli 2.8.



Slika 2.25. Binarni Cr-C dijagram stanja tri karbida hroma [41, 110]

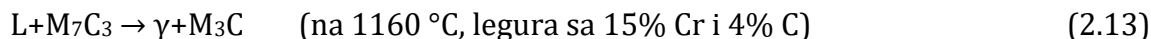
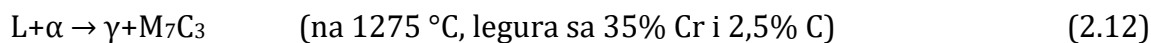
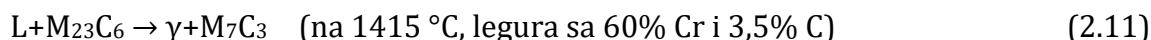
Tabela 2.8. Karakteristike hroma i karbida hroma [110-115]

Faza	Kristalna rešetka	Temperatura topljenja (°C)	Tvrdoća (HV)	Sadržaj C (%)
Cr	ZCK *1	1907	~ 108	/
Cr ₂₃ C ₆	PCK *2	1575	976-1630	< 5,6
Cr ₇ C ₃	Hx *3	1755	~ 1630	< 9,0
Cr ₃ C ₂	Or *4	1810	1020-1835	< 13

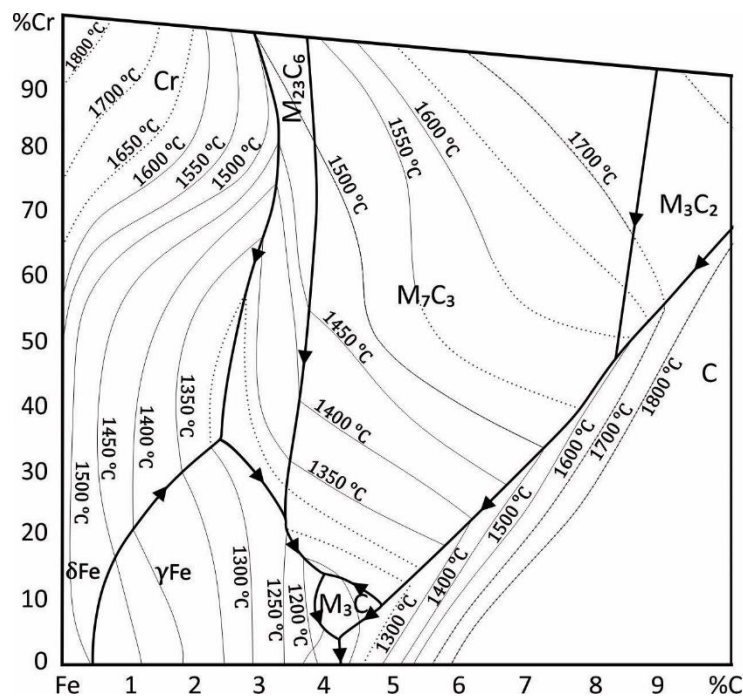
*1 – Zapreminski centrirana kubna; *2 – Površinski centrirana kubna; *3 – Heksagonalna; *4 – Ortorombična;

Karbidi hroma mogu da budu i mešoviti, odnosno atomi Cr mogu biti zamenjeni atomima železa (Fe) ili nekog drugog elementa, što važi i za cementit gde železo može da bude zamenjeno hromom. Ovakvi mešoviti karbidi su tipa (Fe,Cr)₂₃C₆ odnosno M₂₃C₆, (Fe,Cr)₇C₃ odnosno M₇C₃ i (Fe,Cr)₃C odnosno M₃C, pri čemu granični sadržaji hroma u ovakvim mešovitim karbidima iznose 30%Cr za M₂₃C₆, 55% Cr za M₇C₃ i 15% Cr za M₃C [110]. Na slici 2.26 prikazan je deo likvidus projekcije trojnog dijagrama stanja Fe-Cr-C [41, 116, 117].

Analizirajući trojni dijagram stanja Fe-Cr-C, koji opisuje nastanak mešovitih karbida [110], karbidna faza prolazi kroz nekoliko transformacija, pa tako npr. mešoviti M₇C₃ i M₃C karbidi mogu da se formiraju kroz reakcije (jed. 2.11-2.13):



Karbidi tipa M₇C₃ su tvrđi (1000-1800 HV) u odnosu na karbide tipa M₃C (1060-1240 HV). Tvrdoće karbida su navedene u opsezima jer tvrdoća zavisi od sadržaja Cr u sastavu karbida. Za M₇C₃ najčešći opseg tvrdoća je 1250-1500 HV, s tim što je uočena anizotropija u tvrdoći pa je tako na krajevima štapićastih karbida tvrdoća do 1500 HV, dok je duž karbida tvrdoća znatno niža i iznosi približno 1000 HV [104].

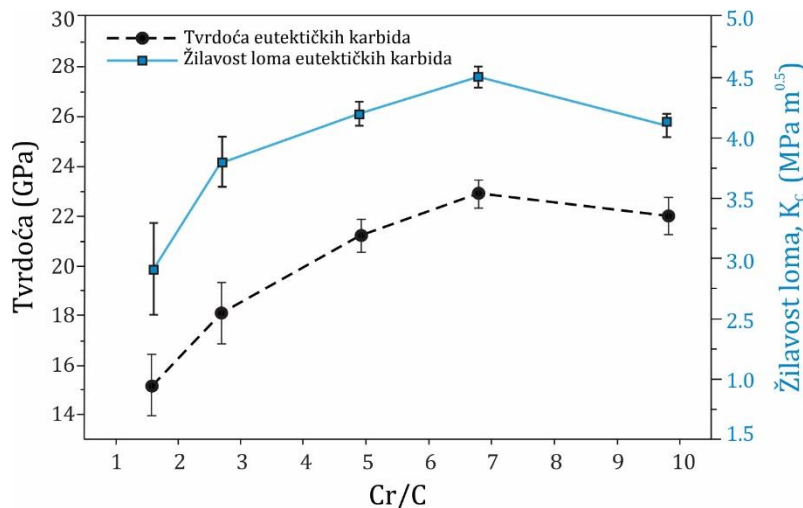


Slika 2.26. Projekcija trojnog Fe-Cr-C dijagrama stanja [41, 175]

Ternarni eutektički karbidi tipa $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$, predstavljaju ključni deo mikrostrukture belog livenog gvožđa otpornog na habanje [102, 104, 118, 119]. Zakrivljena morfologija M_7C_3 karbida predstavlja prepreku i skreće putanju loma unutar eutektičke karbidne mreže, pa se na taj način povećava i žilavost loma takve legure, slika 2.27, što dalje vodi i do veće otpornosti na habanje legura koje ih sadrže [104]. Sa povećanjem sadržaja Cr, legure formiraju M_7C_3 eutektičke karbide sa većim odnosom Cr/Fe [120-122], što im daje veću otpornost na habanje u odnosu na druge legure iz ove grupe. Primarni M_7C_3 imaju visok stepen anizotropije u svojstvima tvrdoće i žilavosti loma [123, 124]. Takođe, sa povećanjem odnosa Cr/Fe u M_7C_3 menjaju se osnovna svojstva karbida. Za masivne karbide sastava $(\text{Cr}_4\text{Fe}_3)\text{C}_3$ utvrđeno je da imaju tvrdoću u opsegu 1075-1600 HV i žilavost loma u opsegu 1,99–4,68 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ [125], dok je za karbide M_7C_3 tvrdoće 1590-1725 HV utvrđeno da im je žilavost loma 2,29–3,99 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ [126]. Za čisti Cr_7C_3 karbid žilavost loma iznosi u proseku 2,64 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$. Sa promenom sastava legure značajno se menja i tvrdoća karbida, pa tako npr. legure otporne na habanje legirane Ni i Co imaju tvrdoću primarnih eutektičkih karbida tipa M_7C_3 u opsegu 1400-2235 HV [127]. Utvrđeno je primarni M_7C_3 karbidi imaju višu tvrdoću u poprečnom u odnosu na podužni presek i ta razlika u tvrdoći raste sa porastom sadržaja Cr u leguri. Takođe, i žilavost loma je veća u pravcu normalnom na osu karbida jer se prslina lakše širi duž ose karbida u odnosu na poprečni presek i normalni pravac [123]. Generalno, sa povećanjem tvrdoće karbida raste i otpornost na habanje legure [104, 128].

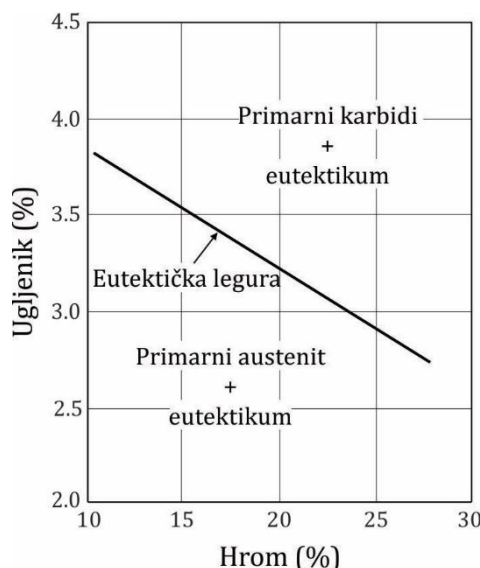
Suprotno mišljenju da je M_7C_3 potpuno krta faza, empirijska istraživanja su pokazala određenu plastičnost za ovo jedinjenje pod pritiskim opterećenjem [129-131], kao i porast tvrdoće. Prema nekim istraživanjima [132] najstabilniji oblik karbida u visokolegiranim belim livenim gvoždima sa visokim sadržajem Cr je karbid $(\text{Fe}_4\text{Cr}_3)\text{C}_3$, dok su termodinamički proračuni [133] pokazali da se najstabilniji oblik javlja pri nešto većem odnosu Cr/Fe, i da je to karbid tipa $(\text{Cr}_4\text{Fe}_3)\text{C}_3$. Najverovatnije kod ovih legura nije u pitanju jedan karbid već, u zavisnosti od odnosa Cr/C, može da postoje više oblika M_7C_3 [104, 120, 128]. Čist karbid hroma tipa Cr_7C_3 se praktično ne javlja u HCCI legurama [132]. U karbidima $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$, odnos Cr/Fe utiče na prirodu atomskih veza i svojstva karbida. Osnovna kristalna rešetka karbida Fe_7C_3 je ortorombična, ali prelazi u heksagonalnu sa povećanjem sadržaja hroma u leguri do 60% Cr [134]. Određeno je

da je hemijska veza kod karbida M_7C_3 kombinacija metalne, kovalentne i jonske [104, 135-137]. Sa porastom sadržaja hroma u mešovitom $(Cr,Fe)_7C_3$ raste i udeo kovalentne veze kojoj je sklonija Cr-C veza, a kao rezultat raste i tvrdoća sa porastom odnosa Cr/Fe. Istraživanja su pokazala da karbid tipa $(Cr_4,Fe_3)C_3$ ima najveći udeo metalne veze i najvišu vrednost žilavosti loma, tj. najviše može plastično da se deformiše. Pretpostavlja se da najbolja mehanička svojstva ovi karbidi imaju kada su Cr i Fe jednako sadržani u njima [104, 138].



Slika 2.27. Promena tvrdoće i žilavosti loma eutektičkih karbida naspram odnosa Cr/C u podeutektičkim HCCI legurama [104]

Dodatkom hroma u visokolegirana bela livena gvožđa, u zavisnosti od sadržaja ugljenika, menja se sastav eutektičke legure, slika 2.28 [14]. Sa povećanjem sadržaja hroma u HCCI legurama raste brzina očvršćavanja i stepen pothlađenja [107]. Takođe, sa povećanjem sadržaja ugljenika opada temperatura eutektičkog preobražaja, kao i solidus temperatura, dok likvidus temperatura raste [101].



Slika 2.28. Sastav eutektičke legure u odnosu na sadržaj Cr i C [14]

Ugljenik ima značajnog uticaja na količinu hroma u čvrstom rastvoru u osnovi HCCI legure. Sa porastom sadržaja C, količina Cr koja ulazi u sastav eutektičkih karbida raste dok se smanjuje količina hroma u osnovi legure. Odnos Cr/C najbolje opisuje efekte dodatka hroma i ugljenika u ove legure. Kada raste ovaj odnos Cr/C udeo hroma u metalnoj osnovi raste, kao i optimalna

temperature austenitizacije (Ta). Drugi legirajući elementi takođe imaju uticaja na optimalnu temperature austenitizacije. Ispitujući dve HCCI legure sa sadržajem hroma ~16%Cr i ~26%Cr, Sudsakorn [105] je uočio da većina legirajućih elemenata koji se dodaju ovim legurama, kao što su Mo, Mn, Ni i Cu, imaju tendenciju da stabilizuju austenit i spuštaju temperaturu početka martenzitne transformacije (Ms), tj. utiču na rastvorljivost ugljenika u austenitu, tabela 2.9. Ono što možemo da zaključimo je da legiranje molibdenom značajno povećava tvrdoću u svim legurama. Vanadijum blago povećava tvrdoću u legurama sa 16% Cr, dok je smanjuje u legurama sa 26% Cr. Nikl i bakar dovode do opadanja tvrdoće u svim legurama.

Tabela 2.9. Uticaj legirajućih elemenata na svojstva HCCI legura

Leg.el.	16%Cr		26%Cr	
	HV	zaostali austenit, %	HV	zaostali austenit, %
Ni	↓	↑	↓	↑
Mo	↑	↑	↑	↑
Cu	↓↑ u funkciji Ta	↑	↓	↓↑ u funkciji Ta
V	↑	↓	↓	↓

Ta – temperatura austenitizacije

Daljim istraživanjem ustanovljeno je da visokolegirana bela livena gvožđa legirana sa ~26% hroma, u proseku imaju višu tvrdoću, koja takođe raste sa porastom sadržaja ugljenika [105]. Takođe, dodatkom drugih legirajućih elemenata u ove HCCI legure u termički obrađenom stanju [105] morfologija karbida se malo menja, međutim menjaju se zapreminski udeo karbidne faze (CVF) i količina zaostalog austenita, tabela 2.9. Dobro je poznato da je sastav i zapreminski udeo karbidne faze uslovljen količinom hroma prisutnog u leguri [109, 139]. Zapreminski udeo karbidne faze (CVF) empirijski se određuje prema izrazu 2.14 [140]:

$$CVF = 12,33 \cdot C + 0,55 \cdot Cr - 15,2 \quad (2.14)$$

gde su sadržani elementi u leguri (%): C - ugljenik, Cr - hrom.

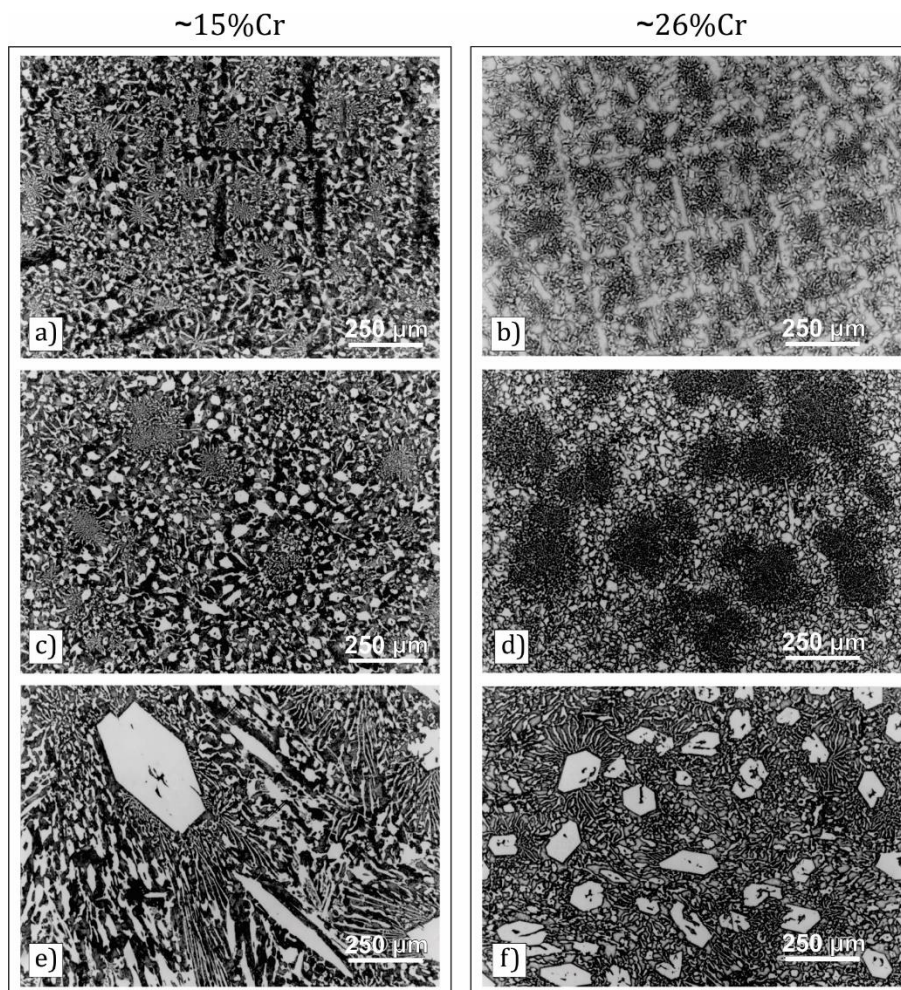
Stepen sekundarnog ojačavanja HCCI legura, usled primenjene termičke obrade, je u funkciji količine zaostalog austenita [105]. Što je veća količina zaostalog austenita pre otpuštanja, veći je doprinos sekundarnog ojačavanja, tabela 2.10. Takođe, sa porastom temperature otpuštanja dolazi do opadanja količine zaostalog austenita.

Tabela 2.10. Porast tvrdoće HCCI legura usled sekundarnog očvršćavanja [105]

Legirajući elementi (do 2%)	Porast tvrdoće (HV30)	
	16% Cr	26% Cr
Ni	181	87
Cu	175	85
Mo	158	66
V	35	48

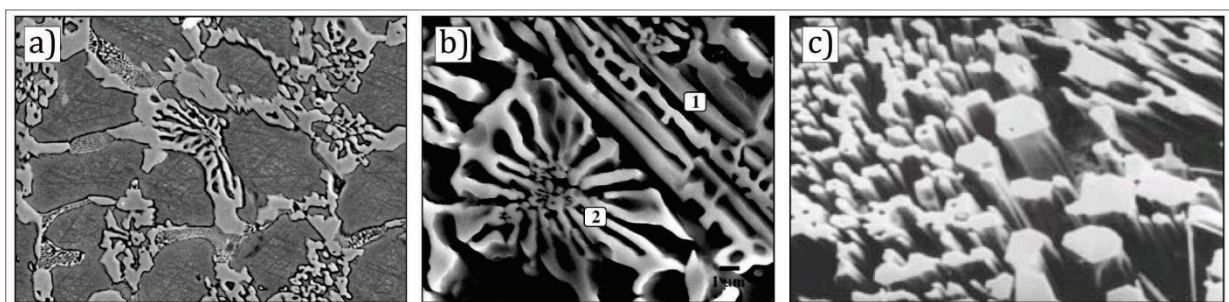
Mikrostruktura visokolegiranih belih livenih gvožđa legiranih Cr. Kod visokolegiranih belih livenih gvožđa legiranih hromom (HCCI) sa sadržajem od ~15%Cr i ~25%Cr, koje su ispitivane u eksperimentalnom delu ove disertacije, i sa dovoljnom količinom legirajućih elemenata koji inhibiraju pojavu perlita, slika 2.29 [107], a u zavisnosti od sadržaja C, mikrostruktura može biti:

- podeutektička: dendritni $\gamma + E(\gamma + M_7C_3)$;
- eutektička: eutektikum sa kolonijama M_7C_3 u γ -osnovi;
- nadeutektička: masivni karbidi M_7C_3 i kolonije eutektikuma (uz male količine M_3C).



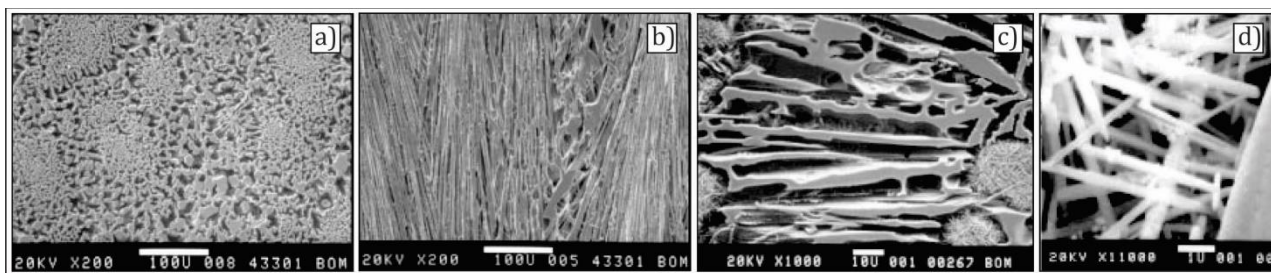
Slika 2.29. Mikrostruktura legura sa $\sim 15\%Cr$ i sa $\sim 26\%Cr$:
(a, b) podeutektička, (c, d) eutektička, (e, f) nadeutektička [107]

Morfologija karbida M_7C_3 se razlikuje kod podeutektičkih, eutektičkih i nadeutektičkih HCCI legura slika 2.30. Karbidi tipa M_7C_3 u osnovi visokolegiranih belih livenih gvožđa, mogu da budu *štapčasti* ili u obliku *sečiva*, i očvršćavaju sa podužnom osom paralelno sa pravcem odvođenja toplote tokom hlađenja [14, 141]. Za podeutektičke legure tokom očvršćavanja tečna faza eutektičkog sastava je pritisnuta očvrslim dendritima austenita, pa je rast karbida ograničen dendritima, slika 2.30.a). Rast štapčastih i sečivastih M_7C_3 karbida u strukturi je ograničen kolonijama kod podeutektičkih i eutektičkih legura, dok kod nadeutektičkih legura oni mogu biti izuzetno krupni (do nekoliko mm) i njihova dužina je ograničena samo susednim karbidima u tečnoj fazi, slika 2.31 [102].



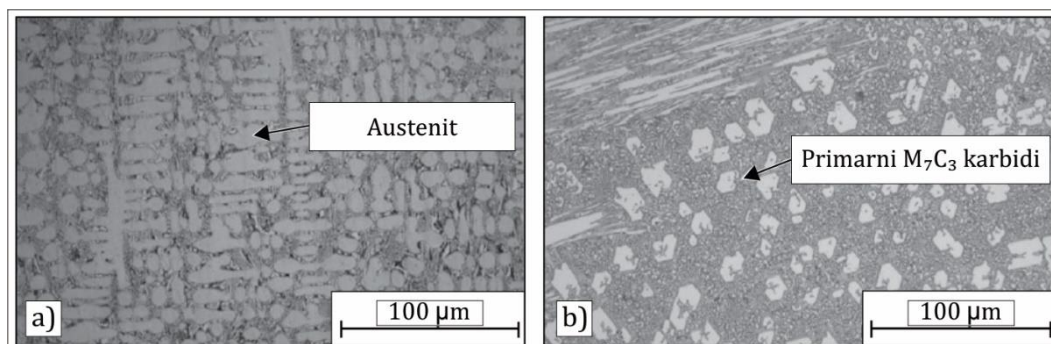
Slika 2.30. Mikrostruktura M_7C_3 karbida u HCCI legurama: a) podeutektička; b) eutektička sa karbidima u obliku (1) sečiva i (2) rozetne; c) nadeutektička [102]

U zavisnosti od preseka u kojima se posmatraju, karbidi mogu da izgledaju kao: čestice (sl. 2.31.a); kao štapići (slika 2.31.b) ili u obliku sečiva (sl. 2.31.c). M_7C_3 karbidi se pojavljuju u vidu sečiva i u eutektičkim kolonijama, dok se sekundarni karbidi uglavnom izdvajaju kao štapićasti, slika 2.31.d.



Slika 2.31. M_7C_3 karbidi oblika: a) čestice; b) štapića; c) sečiva; d) sekundarni karbidi [14]

Prevlake tipa Fe-Cr-C. Legure koje su po sastavu vrlo slične visokolegiranim belim livenim gvoždima legiranim hromom, sa nešto višim sadržajem hroma (30%Cr), i koje imaju slične mikrokonstituente u mikrostrukturi, su prevlake na bazi Fe-Cr-C praha, slika 2.32 [143]. Ove legure se mogu nanositi raznim postupcima navarivanja i često se koriste zbog svoje prihvatljive cene [41, 143-147]. Prevlake tipa Fe-Cr-C su poznate kao komercijalni antihabajući materijali zadovoljavajućih karakteristika, čija otpornost na habanje uglavnom zavisi od sastava, tipa i veličine karbida u mikrostrukturi [41, 148-154]. Zbog svoje sličnosti sa HCCI legurama, interesantne su za poređenje sa aspekta otpornosti na habanje.



Slika 2.32. Mikrostruktura prevlake tipa Fe-Cr-C: a) podeutektička, b) nadeutektička [143]

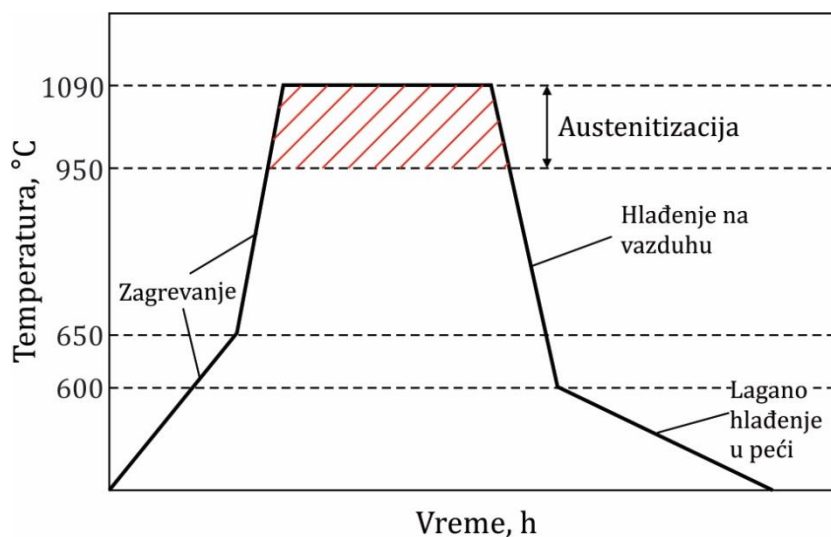
2.6.2 Termičke obrade visokolegiranih belih livenih gvožđa legiranih hromom (HCCI)

Žarenje sa ubrzanim hlađenjem. Ukoliko je namena visokolegiranih belih livenih gvožđa legiranih Cr rad u uslovima delovanja habanja, optimalne karakteristike se postižu dobijanjem martenzita u osnovi nakon termičke obrade. Kao što je već napomenuto, sadržaj legirajućih elemenata mora da bude dovoljan da se izbegne dobijanje perlita u osnovi. Transformacija austenita u martenzit u osnovi se postiže žarenjem na visokim temperaturama, sa ubrzanim hlađenjem na vazduhu, i to sa temperature austenitizacije do temperature ispod perlitne transformacije. Ovo znači da u osnovi mora da bude rastvoreno dovoljno legirajućih elemenata, pre svega C, da bi se ostvarila transformacija $\gamma \rightarrow M$. Ukoliko je u leguri prisutan viši sadržaj stabilizatora austenita (Mn, Ni, Cu) od potrebnog, nakon termičke obrade u strukturi osnove će se pojaviti veća količina zaostalog austenita koja ima znatno manju otpornost na habanje [14, 102]. Ovom termičkom obradom se generalno povećavaju i otpornost na habanje i žilavost.

Zagrevanje pri ovoj termičkoj obradi podrazumeva veoma sporo dostizanje temperature 600-650 °C (<30°C/h), iz razloga da se ne bi pojavile prsline izazvane zaostalim naponima od termičkih i transformacionih napona, slika 2.33, posebno kod delova velikih gabarita i kompleksne geometrije. Nakon dostizanja ove temperature moguće je dalje brže zagrevanje do temperature austenitizacije.

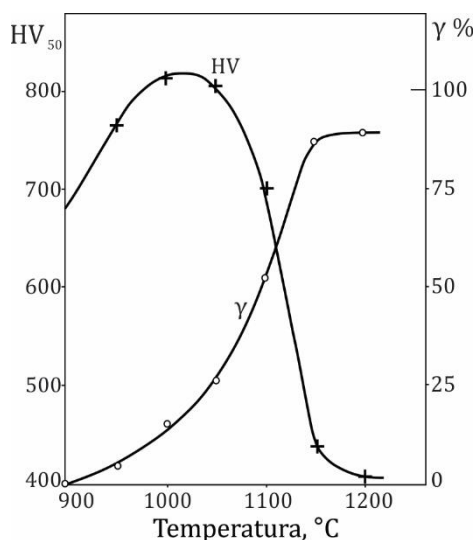
Temperatura austenitizacije (T_a) je najčešće u opsegu, slika 2.33, pa se tako legure HCCI sa 12-20% Cr zagrevaju na $T_a=950-1010$ °C, dok se legure sa 23-28% Cr zagrevaju na $T_a=1010-1090$ °C. Masivni komadi se zagrevaju na više temperature. Tokom žarenja potrebno je zadržati leguru na T_a dovoljno dugo, tj. progrevati nekoliko časova (preporuka je 1h/25 mm debljine), da bi se postigla ravnomerna raspodela legirajućih elemenata u austenitu, čime se osigurava dobijanje martenzita posle ubrzanog hlađenja. Temperatura martenzitne transformacije (M_s) je <260 °C i u funkciji je hemijskog sastava legure. Međutim, pri ovakvoj termičkoj obradi neizbežno je da dolazi i do izdvajanja finih sekundarnih karbida hroma tipa M_7C_3 unutar austenitne osnove, što destabiliše austenit [14, 102, 142].

Hlađenje, posle austenitizacije, prvo treba da bude relativno brzo na vazduhu (prinudno) do ispod temperature perlitne transformacije (550-600 °C), a zatim sa daljim sporim hlađenjem u peći (ili na mirnom vazduhu), što treba da smanji pojavu zaostalih napona.



Slika 2.33. Termička obrada HCCI legura ($T_a=950-1090$ °C) [14, 142]

Sa porastom temperature austenitizacije raste rastvorljivost ugljenika. Visok sadržaj C u austenitu, zajedno sa ostalim rastvorenim legirajućim elementima, potiskuje M_s ka nižim temperaturama i povećava količinu zaostalog austenita u osnovi nakon termičke obrade, što dovodi do smanjenja tvrdoće legure. Sa druge strane, niža T_a rezultira martenzitnom transformacijom sa malim sadržajem C, tj. smanjuje tvrdoću i otpornost legure na habanje, slika 2.34 [14, 102, 142].

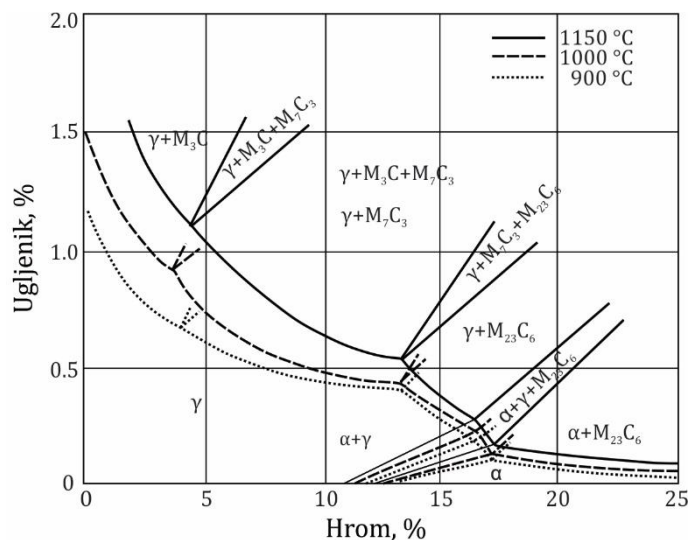


Slika 2.34. Uticaj Ta na tvrdoću i sadržaj zaostalog γ u HCCI legurama [14]

Otpuštanje. Nakon žarenja, kod HCCI legura se često izvodi i nisko otpuštanje u intervalu 200-230 °C u trajanju 2-4 h da bi se postigla bolja žilavost martenzita u osnovi i dodatno otpustili zaostali naponi. U mikrostrukturi osnove posle žarenja uvek postoji manja količina zaostalog austenita (10-30%). Otpuštanjem se postiže do 20% povećanje žilavosti loma ovih legura. Ako je potrebno smanjiti udeo zaostalog austenita u osnovi kod masivnih delova, izvodi se otpuštanje u intervalu 480-540 °C u trajanju 8-12 h.

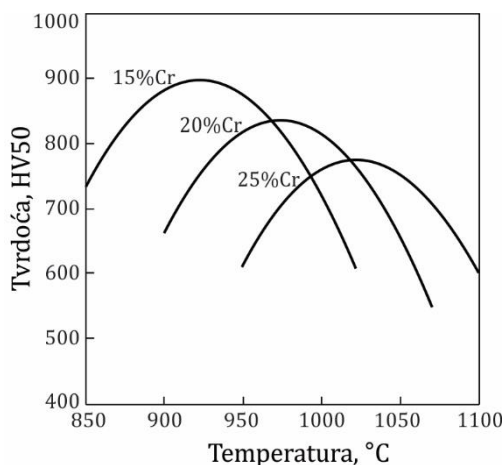
Žarenje za mašinsku obradu. U cilju postizanja dobre obradivosti rezanjem, odlivci HCCI legura se podvrgavaju nepotpunom žarenju (podkritično: 690-705 °C/4-12h; 400-450 HB) ili potpunom žarenju (nadkritično: 955-1010 °C, hlađenje do 760 °C/10-50h). Ova vrsta termičke obrade ne utiče na primarne karbide.

Žarenje za uklanjanje zaostalih napona. Radi uklanjanja zaostalih napona kod HCCI legura, žarenje se izvodi na temperaturama >540 °C. Međutim, tokom ove termičke obrade smanjuje se otpornost na habanje, pa je mnogo bolje zaostale napone ukloniti sporim hlađenjem do temperature martenzitne transformacije (<260 °C), čime se smanjuju naponi indukovani transformacijom austenita u martenzit.



Slika 2.35. Izotermalni preseki Fe-Cr-C trojnog sistema za različite Ta [14, 102, 142]

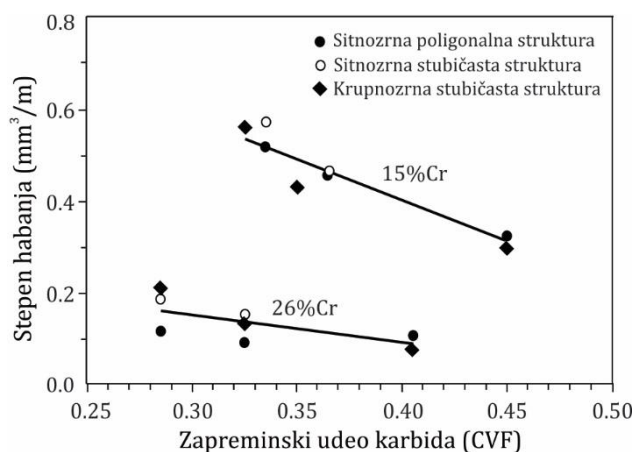
Na slici 2.35 je prikazan deo Fe-Cr-C sistema koji prikazuje granična područja između oblasti austenita i $\gamma+M_7C_3$, za tri temperature austenitizacije [14, 102, 142]. Granične linije predstavljaju linije rastvorljivosti ugljenika u austenitu u ravnotežnim uslovima i pokazuju da rastvorljivost ugljenika opada sa porastom sadržaja hroma, odnosno za dati sadržaj Cr, rastvorljivost C raste sa temperaturom. Sa porastom sadržaja hroma, potrebno je zagrevati leguru na višu temperaturu austenitizacije, da bi se rastvorila ista količina ugljenika u austenitu, slika 2.36. Takođe, hrom ima uticaja i na ostvarenu finalnu tvrdoću legure jer sa porastom sadržaja Cr opada temperatura početka martenzitne transformacije (M_s), odnosno stabilizuje se austenit.



Slika 2.36. Uticaj Cr na optimalnu T_a u HCCI legurama [14, 102, 142]

2.6.3 Otpornost na habanje visokolegiranih belih livenih gvožđa legiranih hromom (HCCI)

Ispitivanje na habanje visokolegiranih belih livenih gvožđa legiranih hromom sa 15%Cr i 26%Cr [107], pokazala su da otpornost na habanje raste sa porastom sadržaja ugljenika, odnosno sa porastom zapreminskog udela (CVF) i veličine karbidne faze, s tim što je kod legura sa 15% Cr taj uticaj izraženiji, slika 2.37. Takođe, kod legure sa 26%Cr je utvrđeno da sitnozrna poligonalna struktura ima veću otpornost na habanje od stubičaste strukture. Ovo ne važi za legure sa 15%Cr, kod kojih je mnogo manja zavisnost otpornosti na habanje od vrste mikrostrukture. Ako se kriterijum bolje otpornosti posmatra samo kroz uticaj zapreminskog udela karbidne faze (CVF), onda nadeutektičke legure pokazuju najbolju otpornost, međutim njihova mala žilavost im ograničava primenu u industrijskog praksi. Generalno, legure sa 26%Cr imaju veću otpornost na habanje u odnosu na legure sa 15%Cr [107].



Slika 2.37. Uticaj zapreminskog udela karbida na stepen habanja HCCI legura [107]

Pored karbida, na otpornost na habanje značajno utiče i tip osnove. Kako je ranije napomenuto, pretežno austenitnu osnovu imaju legure sa 26%Cr, dok je kod legura sa 15%Cr pored austenitna, moguća pojava i perlita/beinita u osnovi. Kod obe ove HCCI legure, u blizini karbida u austenitu je prisutna i mala količina martenzita.

Tokom procesa habanja, veliki proeutektički karbidi kod nadeutektičkih legura pokazuju da imaju veću otpornost na lom u odnosu na eutektičke karbide. Na taj način se veliki broj čestica abraziva zadržava ili lomi u blizini ovih karbida, što dovodi do manjeg habanja osnove. Takođe, karakteristična pojava u zonama intenzivnog habanja je da se austenitna mikrostruktura, zbog unetih velikih napona, transformiše u martenzitnu u ovim zonama.

Mehanizmi oštećenja usled habanja osnove se razlikuju kod ove dve legure. Plastična deformacija osnove je znatno izraženija kod HCCI legure sa 26%Cr i prostire se u širini koja dostiže širinu tragova habanja, dok se kod HCCI legure sa 15%Cr pored lokalne plastične deformacije u blizini tragova habanja, koja je znatno manjeg obima, pojavljuju i prsline u osnovi [107]. Zajedničko za ove dve legure je da se pojavljuju mehanizmi rezanja i čupanja u blizini karbida.

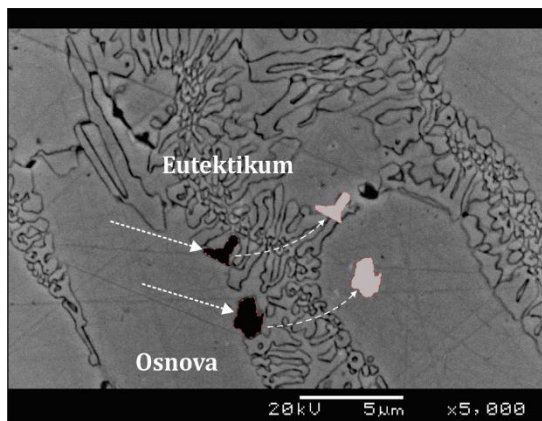
Otpornost na habanje karbida uključuje plastičnu deformaciju u njihovoj blizini i otpornost na lom karbida. Kod legura sa 26%Cr, i generalno kod podeutektičkih legura, značajna je i orijentacija karbida u odnosu na pravac habanja, dok kod nadeutektičkih karbida orijentacija nije od značaja jer je struktura pretežno karbidna [106, 155].

Takođe, pored karbida, i osnova HCCI legura ima svoju ulogu u otpornosti na habanje i ista se ostvaruje kroz:

- duktilnost koja omogućuje tečenje materijala bez odvajanja (austenitna osnova je povoljnija od perlitno/beinitne),
- ojačavanje usled plastične deformacije i
- termodinamičku nestabilnost austenita koji se tokom habanja transformiše u martenzit.

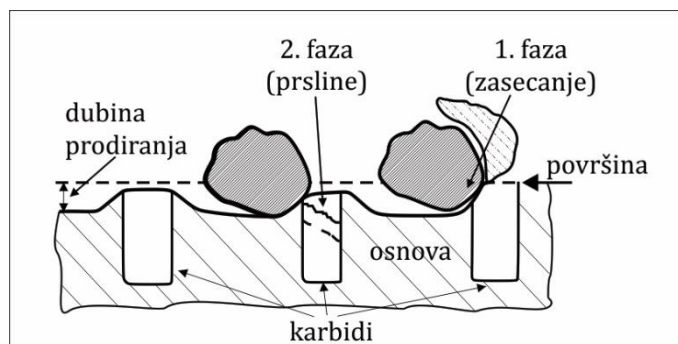
Kao što je već istaknuto, otpornost na eroziono habanje usled udara čestica nošenih u struji fluida pokazuju metalni materijali koji:

- imaju mikrostrukturu koja se sastoji od duktilne osnove i tvrdih čestica ojačavajuće faze, i koja u što većoj meri pokazuje otpornost na rast prsline;
- imaju veći zapreminski udeo tvrde ojačavajuće faze;
- pored zapreminskog udela ojačavajuće faze, značajna je veličina čestica i njen raspored, jer sitnije čestice obezbeđuju manji gubitak mase kod svakog sudara čestica erodenta sa metalom, slika 2.38;
- imaju jače vezanu karbidnu fazu za osnovu legure;
- kod legura ojačanih karbidnom fazom, kao što je već istaknuto na slici 2.27, veću otpornost na rast prsline karbida iz grupe M_7C_3 imaju HCCI legure kod kojih je $Cr/C=6\div 7$ jer se za taj odnos formiraju karbidi sa najvećim udelom metalne veze koja omogućuje deformaciju.



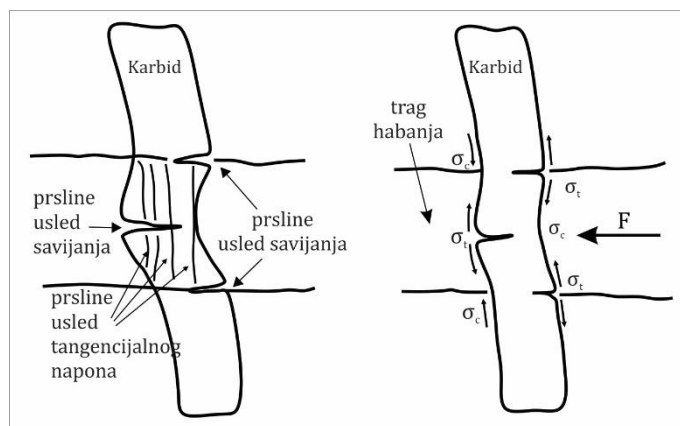
Slika 2.38. Erozijska HCCI legure sa iščupanim česticama eutektičke karbidne faze [41]

Poseban vid otpornosti pokazuju HCCI legure koje imaju krupnu karbidnu fazu. Tokom sudara čestica erodenta sa ovakvim strukturama, osnova se plastično deformiše, zaseca i istiskuje, ostavljajući delove krupnih karbida eutektikuma slobodnim, slika 2.39 [156].



Slika 2.39. Šematski prikaz dvostepenog mehanizma erozivno-abrazivnog habanja [156]

Dalji sudari erodenta sa karbidnom fazom indukuju napone koji teže da saviju poprečno orijentisane karbide ili ih izlažu zateznom opterećenju, slika 2.40 [155]. Pored prslina izazvanim savojnim opterećenjem, uočene su i prsline koje se javljaju usled tangencijalnih napona, slika 2.40. Da bi se formirale ovakve prsline, čestice erodenta treba da imaju dimenzije manje od međučestičnog rastojanja eutektičkih karbida. Više ovakvih sudara u nekom trenutku će inicirati prslinu u karbidu i dovesti do njenog daljeg rasta, sve do karbidne segmentacije i odnošenja. Takve prsline, koje se javljaju ispod površine materijala, ukazuju da struktura ima manju otpornost na habanje [155].



Slika 2.40. Šematski prikaz formiranja prslina u karbidu [155]

Kroz opis ovog procesa jasno je da je otpornost na rast prsline karbidne faze od ključnog značaja, a kako je pokazano u literaturi, najznačajniji aspekt kod karbidne faze je udeo metalne veze koji omogućuje mehanizme plastične deformacije pre loma karbida [104, 109].

3 EKSPERIMENTALNI DEO

Cilj istraživanja u okviru ove doktorske disertacije je produžetak radnog veka mašinskog dela izloženog ekstremnim uslovima habanja na termoenergetskom (TE) postrojenju, kroz modifikaciju legure visokolegiriranog belog livenog gvožđa sa visokim sadržajem hroma (*eng.* High Chromium Cast Iron, HCCI), da bi komponenta izrađena od takvog materijala mogla uspešno da odgovori intenzivnim eksploatacionim uslovima rada. Promena se odnosi na delimičnu modifikaciju hemijskog sastava poznatih HCCI legura, kategorisanih prema standardima ASTM A532 i ISO 21988 [15, 103], kao i na primenu odgovarajuće termičke obrade nakon livenja, a sve u cilju optimizacije sastava i svojstava takvih legura u ekstremnim uslovima rada. Osnovna ideja je da se dobiju legure sa većinski austenitnom osnovom u kojoj su smešteni vrlo tvrdi karbidi, jer su se legure ovog tipa pokazale pogodne za rad u uslovima intenzivnog habanja, kako je to već istaknuto u teorijskom delu i u radovima istraživača [27, 41]. Opšta zapažanja tokom godina istraživanja pokazuju da što je materijal tvrdi, veća je i otpornost na habanje [104, 107, 109, 129, 130, 133, 155]. Takođe, formiranje ferita ili perlita u legurama belih livenih gvožđa dramatično smanjuje otpornost materijala na habanje zbog slabijeg vezivanja osnove sa karbidima [155, 157].

Za dve legure iz grupe visokolegiranih belih livenih gvožđa legiranih hromom, sa ~15%Cr i ~25%Cr, je modifikovan sadržaj legirajućih elemenata sa ciljem da se obezbedi dobijanje duktilne austenitne osnove sa niskim sadržajem martenzita (i posle termičke obrade) i dovoljnim udelom karbidne faze, tabela 3.1. U ovoj disertaciji su izrađeni i ispitani uzorci dve modifikovane HCCI legure u livenom stanju (oznake uzoraka u daljem tekstu su HCCI-15 i HCCI-25) i nakon termičke obrade (oznake uzoraka u daljem tekstu su HCCI-15-HT i HCCI-25-HT; *eng.* HT - Heat Treatment). Smanjenje sadržaja legirajućih elemenata ima za efekat i nižu cenu izrade legura što ih čini konkurentnim za industrijsku primenu. Legure HCCI-15 i HCCI-25 su prema sadržaju C i Cr pozicionirane u poznate grupe legura otpornih na habanje klasifikovane prema standardu ASTM A532 (grupe IIB i IIIA), slika 3.1.

Tabela 3.1. Planirana modifikacija hemijskog sastava livenih HCCI legura

Materijal	Element (%)							
	C	Cr	Mo	Ni	Cu	Mn	Si	W+V
HCCI-15	2,3-2,5	13-15	1,2-1,5	0,8-1,2	<0,2	0,6-0,8	0,5-0,7	<0,1
HCCI-25	2,9-3,0	24-25	<0,3	<0,6	<0,2	<0,6	0,5-0,7	<0,1

Pored HCCI-15 i HCCI-25 legura, napravljeni su postupkom plazma navarivanja (PTA), i takođe ispitani, uzorci sa prevlakom iz grupe Fe-Cr-C legura (u daljem tekstu uzorak HCCI-PTA) sa karbidima hroma u FeNiSi osnovi. Ove legure se nanose navarivanjem na osnovu (najčešće na ugljenični čelik), sličnog su sastava kao i liveni HCCI uzorci sa višim sadržajem Cr i služe u istu svrhu, tj. kao antihabajući materijali.

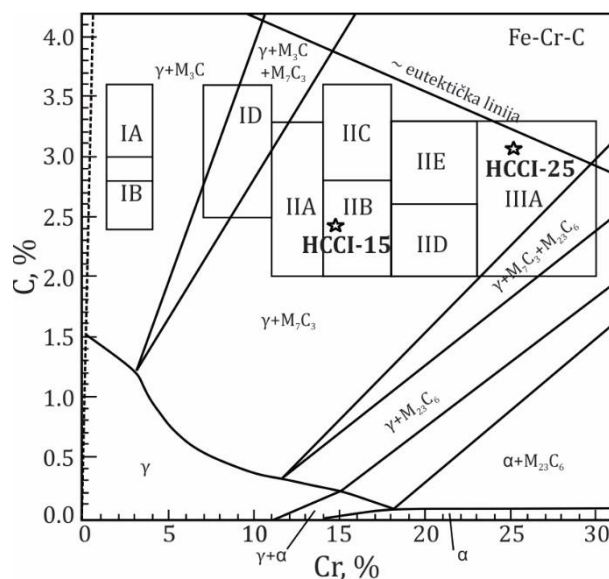
Takođe, u cilju poređenja, ispitane su pod istim uslovima i komercijalne prevlake od bazalta (u daljem tekstu uzorak P-B) i keramike-EUCOR na bazi Al₂O₃, ZrO₂ i 16%SiO₂ (u daljem tekstu uzorak P-C), koje se koriste kao antihabajući materijali kod cevovoda za transport pepela u industrijskim postrojenjima.

Svi prethodno navedeni uzorci (HCCI-15, HCCI-15-HT, HCCI-25, HCCI-25-HT, HCCI-PTA, P-B i P-C) su ispitani na erozionom testu u ekstremnim uslovima habanja.

Istraživanje u ovoj doktorskoj disertaciji je imalo za cilj da utvrdi da li su modifikovane legure tipa HCCI-15 i HCCI-25 adekvatni zamenski kandidati komercijalno korišćenim materijalima u uslovima delovanja intenzivnog habanja. Prednost ovih legura je u sledećem:

- delovi mogu da se izrađuju u domaćim livnicama,

- materijali su ekološki prihvatljivi i mogu da se recikliraju,
- cena izrade delova je značajno jeftinija od komercijalnih legura.



Slika 3.1. Klasifikacija HCCI legura prema ASTM A532 [15, 104]

Na osnovu rezultata eksperimentalnih ispitivanja izabrana je legura kandidat za izradu mašinskog elementa na termoenergetskim postrojenjima koji rade u uslovima delovanja ekstremne erozije. Tako je izrađen cevni luk i ugrađen u cevovod za otpeljavanje za ispitivanja *in-situ* (u daljem tekstu uzorak HCCI-CL) da bi se na taj način potvrdili nalazi iz eksperimentalnog dela i utvrdilo da li je radni vek delova izrađenih od jedne od ovih legura značajno produžen.

Izradom ovakvih legura, potencijalno se rešava problem koji postoji u domaćim termoenergetskim postrojenjima na sistemima za pneumatski transport guste hidromešavine pepela i vode koji je opisan u poglavlju 2, gde je radni vek takvih cevovoda iznosio <7000h (cevi zaštićene slojem bazalta) odnosno 10000-12000h (cevi zaštićene slojem keramike). Transport pepela domaćih ugljeva sa velikim udelom mineralnih sastojaka u pepelu (tabela 2.2, poglavlje 2.4 *Erozione karakteristike ugljeva i pepela u termoelektranama*), kao i nepovoljnim odnosom SiO_2/Al_2O_3 (tabela 2.3, poglavlje 2.4) je bio izazov i za evropske proizvođače ove opreme sa dugogodišnjom tradicijom u izradi zaštićenih transportnih cevi.

3.1 Plan eksperimenta

Od legura iz kategorije visokolegiranih belih livenih gvožđa sa visokim sadržajem hroma otpornih na habanje moguće je izraditi mašinske elemente postupkom livenja ili ih naneti na osnovu u vidu prevlake. Eksperimentalni deo ove disertacije koncipiran je kroz izradu i ispitivanje, i to:

- uzoraka od HCCI legure sa sadržajem hroma ~15%Cr, u livenom stanju (HCCI-15) i nakon termičke obrade (HCCI-15-HT);
- uzoraka od HCCI legure sa sadržajem hroma ~25%Cr, u livenom stanju (HCCI-25) i nakon termičke obrade (HCCI-25-HT);
- uzoraka sa navarenom prevlakom tipa Fe-Cr-C sa karbidima hroma u FeNiSi osnovi, koja po sastavu odgovara HCCI legurama sa nešto višim sadržajem Ni (HCCI-PTA);

- uzoraka od cevi sa prevlakama od bazalta (P-B) i keramike (P-C) koji se komercijalno koriste za izradu delova za transport pepela;
- izrada cevnog luka, od izabrane HCCI legure, za ispitivanje *in-situ* u cevovodu za transport pepela i ispitivanje nakon određenog perioda eksploatacije (HCCI-CL).

3.2 Program ispitivanja i metode

3.2.1 Metode ispitivanja

Na uzorcima su izvršena ispitivanja u cilju karakterizacije uzoraka posle erozionog testa, kao i u cilju definisanja mehanizama oštećenja. Program ispitivanja sa korišćenim metodama je prikazan u tabeli 3.2, dok su u nastavku opisane metode ispitivanja.

Tabela 3.2. Korišćene metode ispitivanja uzoraka

Metoda ispitivanja	Grupe uzoraka				
	HCCI-15	HCCI-25	HCCI-PTA	P-B i P-C	HCCI-CL
Vizuelna kontrola	x	x	x	x	x
Hemijski sastav	x	x	x	-	x
Tvrdoća	x	x	x	-	x
Mikrotvrdoća	x*	x*	-	-	x
Žilavost	x	x	-	-	-
Optička mikroskopija (OM)	x	x	x	-	x
Skenirajuća elektronska mikroskopija (SEM)	x	x	x	-	x
Energodisperziona spektroskopija (EDS)	-	-	x	-	x
Rendgenska difraktometrija (XRD)	x	x	-	-	x
Erozioni test	x	x	x	x	-
Ispitivanje <i>in-situ</i>	-	-	-	-	x

*/ ispitivanje na termički obrađenim uzorcima;

Vizuelna kontrola i makrosnimanje je urađeno za sve uzorke i pre i nakon erozionog testa.

Hemijski sastav je određen na Thermo Fisher Scientific optičkom emisionom spektrometru, tip ARL iSpark 8820 Package FE2.

Tvrdoća je izmerena na uređaju Rockwell TO 5006, dok je *mikrotvrdoća* izmerena na uređaju Buehler Identamet Microindentation Hardness Tester, Model 1114, sa opterećenjem od 300 gf (2942 mN), za vreme utiskivanja od 5s. Izvršeno je pet merenja tvrdoće po uzorku, iz grupe uzoraka predviđenih za ovo ispitivanje (tabela 3.2).

Žilavost je određivana na Šarpijevom klatnu tipa RS-30, fab.br. 423/1, "Fritz-Heckert"-Lajpcig, 1984 god. Ispitivane su po dve Šarpi epruvete sa V zarezom (KV), iz grupe uzoraka predviđenih za ovo ispitivanje (tabela 3.2).

Metalografska ispitivanja optičkom mikroskopijom (OM) su izvršena na svetlosnom mikroskopu Carl Zeiss Jena, Metaval. Priprema svih HCCI uzoraka je izvršena standardnom procedurom koja

podrazumeva sečenje, mokro brušenje i poliranje. Za nagrizanje uzoraka sa 15%Cr korišćen je Villella reagens (5 ml HCl + 1÷2 g pikrinske kiseline + 100 ml etanola) [158], uzorci sa 25%Cr nagriženi su Murakami reagensom (10g KOH + 10g K₃Fe(CN)₆ + 100 ml H₂O) [159], dok je za duboko nagrizanje karbida korišćen reagens (50 ml FeCl₃ + 20 ml HCl + 930 ml etanol) [160]. Za nagrizanje uzorka HCCI-PTA korišćen je rastvor pikrinske kiseline u etil alkoholu (4% HCl + etanol) [109]. Mokro brušenje, uz pomoć SiC brusne hartije finoće 80-1000, je izvršeno na uređaju Phoenix 4000, Buehler. Glinica (Al₂O₃), granulacije 1µm, u vodenoj suspenziji je korišćena za završno poliranje.

Metalografska ispitivanja skenirajućom elektronskom mikroskopijom (SEM) za HCCI uzorke sa 15%Cr i 25%Cr su izvršena na skenirajućem elektronskom mikroskopu (FE-SEM) tipa TESCAN Mira3 KSMU, koji radi na 20 kV pri različitim uvećanjima. Uzorak HCCI-PTA je ispitan na skenirajućem elektronskom mikroskopu SEM JEOL JSM 5800LV, Tescan Vega 5130MM. Priprema svih uzoraka je ista kao kod optičke mikroskopije, izuzev za uzorak HCCI-PTA kod koga je nagrizanje izvršeno u rastvoru (50ml H₂O + 10g CuSO₄ + 50ml HCl).

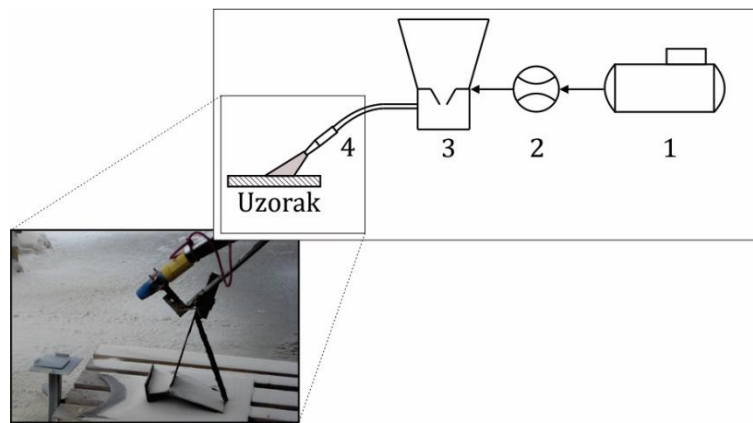
Energodisperziona spektroskopija (EDS) uzorka HCCI-PTA je izvršena na SEM uređaju Tescan Vega 5130MM (EDS sistem IncaPenta FETx-3), dok je uzorak HCCI-CL ispitan na SEM uređaju FEI Inspect S50 (EDS sistem Bruker 630M).

Rendgenska difraktometrija (XRD) je korišćena pri određivanju faznog sastava ispitanih uzoraka pomoću uređaja Rigaku Ultima IV diffractometer, Rigaku Co. Ltd., CuK α zračenjem ($\lambda = 1,5406\text{\AA}$). Snimanje uzoraka je obavljeno u opsegu uglova 2θ od 30° do 100°, sa korakom od 2°/min. Fazna identifikacija prikupljenih podataka obavljena je programom DiffracPlus koristeći bazu podataka za XRD identifikaciju pikova koju je sastavio Zajednički komitet za standarde difrakcije praha (JCPDS).

Erozioni test je sproveden prema standardu ASTM G76 [17] korišćenjem instalacije namenjene za ove svrhe (peskara), tako što su po dva uzorka erodirana iz grupe uzoraka predviđenih za ovo ispitivanje (zabela 3.2).

3.2.2 Eroziiono ispitivanje

Erozioni test je sproveden prema „Standardnoj metodi za sprovođenje erozivnih testova usled udara čvrstih čestica nošenih strujom gasova” ASTM G76 [17]. Ispitano je po dva uzorka iz grupe uzoraka predviđenih za ovo ispitivanje (zabela 3.2), tj. po dva uzorka od HCCI-15, HCCI-15-HT, HCCI-25, HCCI-25-HT, HCCI-PTA, P-B i P-C. Međutim, brzina čestica erodenta u erozionom testu prema standardu ASTM G76-18 je 30 ± 2 m/s, što je neuporedivo niža vrednost u odnosu na stvarne eksploatacione uslove rada komponenti termoenergetskih postrojenja izloženih intenzivnim erozionim uslovima rada. Iz tog razloga, a u cilju poređenja eksperimentalnih rezultata sa stvarnim (eksploatacionim) uslovima, brzina čestica erodenta u ovom erozionom testu je povećana na 90 m/s. Pre i posle erozionog ispitivanja, masa ispitanih uzoraka je izmerena analitičkom vagom tip B5, E. Mettler, kapaciteta 200 g i sa tačnošću od 0,001 g.



Slika 3.2. Instalacija za erozioni test:
1) kompresor, 2) merač protoka, 3) rezervoar, 4) mlaznica

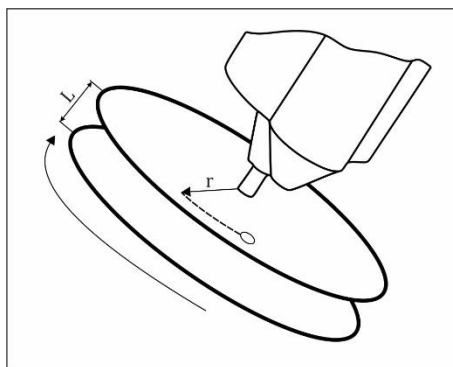
Za sprovođenje erozionih testova korišćena je posebno projektovana instalacija (peskara), slika 3.2, pri čemu je korišćen pesak kao erodent. Ovakve peskare se nalaze i u istraživanjima drugih autora [41, 161, 162] i kod svih je zajedničko da se sastoje od vazdušnog kompresora sa regulatorom pritiska, merača protoka, komore za mešanje sa rezervoarom za čestice erodenta, creva za transport i pištolja sa mlaznicom.

U ovom istraživanju, erozivni test je modifikovan na način da je brzina udara čvrstih čestica erodenta značajno povećana i iznosi 90 m/s, u odnosu na standardnih 30 m/s. Takođe, u skladu sa ekstremnim uslovima habanja na TE postrojenjima, povećan je i protok čestica erodenta koji u ovom ispitivanju iznosi približno 3000 g/min, u poređenju sa standardnim 2 g/min. Na taj način je povećan i fluks čestica sa 0,002 g/(mm²·s) na 6 g/(mm²·s) [66]. Ugao udara čvrstih erodirajućih čestica peska iznosio je 45° a vreme ispitivanja po jednom uzorku iznosilo je 10 min. Svi relevantni parametri erozionog testa prikazani su u tabeli 3.3.

Tabela 3.3. Parametri erozionog testa

Parametar	Vrednost
Vrsta erodenta	Livački kvarcni pesak
Sadržaj SiO ₂ (%)	min 98.0
Srednja granulacija erodenta (mm)	0.26
Protok čestica erodenta (g/min)	3000
Srednja vrednost brzine udara čestica erodenta (m/s)	90
Ugao udara čestica erodenta (°)	45
Prečnik mlaznice (mm)	9
Rastojanje između mlaznice i uzorka (mm)	370
Vreme trajanja erozionog testa (min)	10
Noseći gas	Vazduh
Temperatura (°C)	22

Podešavanjem radnog pritiska na kompresoru, ostvarena je kontrolisana brzina erozionih čestica. Metodom duplog diska [41, 163, 164] je izmerena brzina čestica erodenta (v) a šematski prikaz ove instalacije je prikazan na slici 3.3 [165]. Na instalaciji se uočavaju gornji i donji disk, kruto vezani, koji se nalaze na međusobnom rastojanju od $L=50$ mm, zatim vratilo sa uređajem za obrtno kretanje ($n=41$ o/s), mlaznica prečnika $d=10$ mm i uređaj za dovod čestica erodenta. Kružni otvor dimenzija $d=12$ mm je napravljen na gornjem disku i udaljen je od ose diska $r=37$ mm. Mlaznica je postavljena na rastojanju 370 mm od površine donjeg diska i na istoj udaljenosti ($r=37$ mm) od ose diska [165, 166].



Slika 3.3. Šema sklopa – metoda duplog diska [41, 166]

Postupak određivanja brzine se sprovodi kroz dve faze:

- u 1. fazi diskovi miruju, dok erodent izlazi iz mlaznice, prolazi kroz otvor i erodira donji disk;
- u 2. fazi diskovi vrše obrtno kretanje, usled čega erodent periodično prolazi kroz otvor gornjeg diska i erodira donji disk, na kome je uočljiv erozioni trag sa faznim pomerajem.

Pomeranje, tj. rastojanje (S) koje tako nastaje između tragova erozije, je u funkciji prethodno opisanih veličina L , n , r i v , pa je za $p=3$ bar izmerena vrednost $S=5,13$ mm. Udaljenost mlaznice od donjeg diska treba da je identična rastojanju na kome se vrši erozioni test uzoraka, tj. 370 mm. Na osnovu prethodnog i prema jednačini 3.1 određena je srednja vrednost brzine udara čestica erodenta:

$$V = \frac{2\pi r n L}{S} \quad (3.1)$$

3.3 Izrada i ispitivanje uzoraka

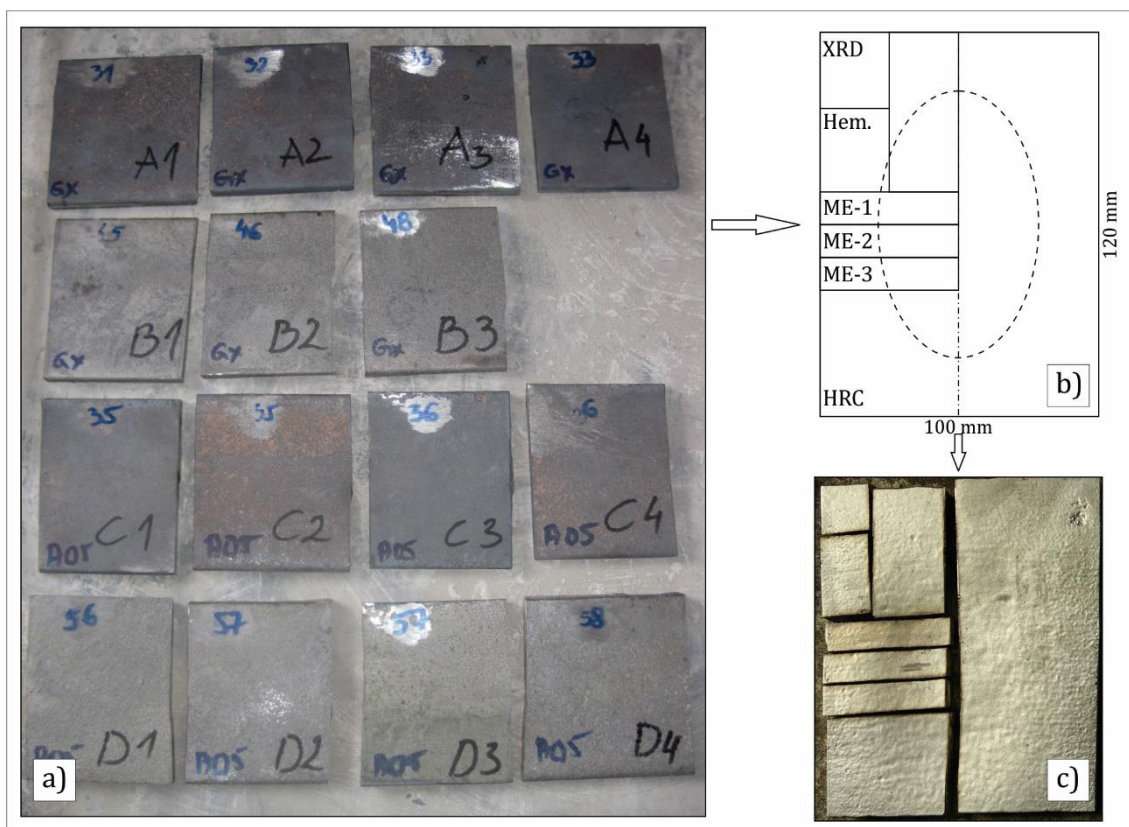
3.3.1 Uzorci od visokolegiranog belog gvožđa legiranog hromom (HCCI-15 i HCCI-25)

U cilju istraživanja i upoređivanja erozije otpornosti materijala izloženih ekstremnim uslovima rada na termoenergetskim postrojenjima, izvršeno je livenje dve legure i njihovo ispitivanje na eroziju. Izlivene legure predstavljaju dva visokohromirana bela livena gvožđa (HCCI legure) sa visokim sadržajem hroma, pa su tako izrađeni uzorci sa 2,3%C i ~15%Cr (HCCI-15) i sa 3%C i ~25%Cr (HCCI-25), tabela 3.4.

Tabela 3.4. Hemijski sastav ispitanih uzoraka HCCI-15 i HCCI-25 legura

	Element (%)									
	C	Cr	Mo	Ni	Mn	Si	Cu	W	V	Fe
HCCI-15	2,30	14,30	1,43	0,88	0,79	0,73	0,16	0,006	0,02	Ostalo
HCCI-25	3,00	24,40	0,21	0,59	0,45	0,44	0,11	0,003	0,03	Ostalo

Uzorci korišćeni u ovom eksperimentu su izrađeni livenjem u pešćanim kalupima u livnici Morsad d.o.o. u Topoli. Za izradu pešćanih kalupa korišćena je kalupna mešavina peska i vezivnih smola (12% bentoit, 83% pesak, 5% voda). Topljenje metala je izvršeno u indukcionoj peći "Inductotherm" 500 KW, kapaciteta 1000 kg/h, dok je temperatura livenja iznosila 1460-1520°C. Uzorci su izrađeni u obliku ploča, dimenzija ~100x120x10 mm i težine ~1100 g [106].



Slika 3.4. Ispitani uzorci livenih HCCI legura:
a) makrofotografije; b) šema sečenja; c) isečeni uzorci

Izrađeni uzorci HCCI-15 i HCCI-25, slika 3.4, iz posebnih livačkih šarži, su ispitani u livenom stanju i stanju nakon termičke obrade (HT) a njihove oznake su:

- HCCI-15 uzorci u livenom stanju (3 uzorka, oznake B1-B3)
- HCCI-15-HT uzorci nakon termičke obrade (4 uzorka, oznake A1-A4)
- HCCI-25 uzorci u livenom stanju (4 uzorka, oznake D1-D4)
- HCCI-25-HT uzorci nakon termičke obrade (4 uzorka, oznake C1-C4)

Termička obrada žarenjem je takođe izvršena u livnici Morsad d.o.o. u Topoli, u peći za termičku obradu "CER KP90" 120 KW, temperaturnog intervala 0÷1200°C, a parametri višestepene termičke obrade prikazani su u tabeli 3.5. U tabeli 3.6 prikazani su opsezi izmerenih vrednosti tvrdoće i mikrotvrdoće ispitanih uzoraka, kao i vrednosti udarne žilavosti.

Tabela 3.5. Parametri termičke obrade (HT)

Temp. zagrevanja (°C)	Brzina zagrevanja (°C/h)	Zadržavanje (h)	Hlađenje u peći (h)
20-600	60	1	-
600-960	60	2	48

Tabela 3.6. Mehaničke karakteristike uzoraka HCCI-15, HCCI-15-HT, HCCI-25 i HCCI-25-HT

Materijal	Uzorcima	Tvrdoća [HRC]	Mikrotvrdoća osnove [HV _{0,2}]	Žilavost KV [J/cm ²]
HCCI-15	B1-B3	45-48	284-333	5
HCCI-15-HT	A1-A4	31-33	225-289	7,5
HCCI-25	D1-D4	56-58	371-433	7,5
HCCI-25-HT	C1-C4	35-36	290-343	10

3.3.2 Uzorci sa navarenom Fe-Cr-C prevlakom (HCCI-PTA)

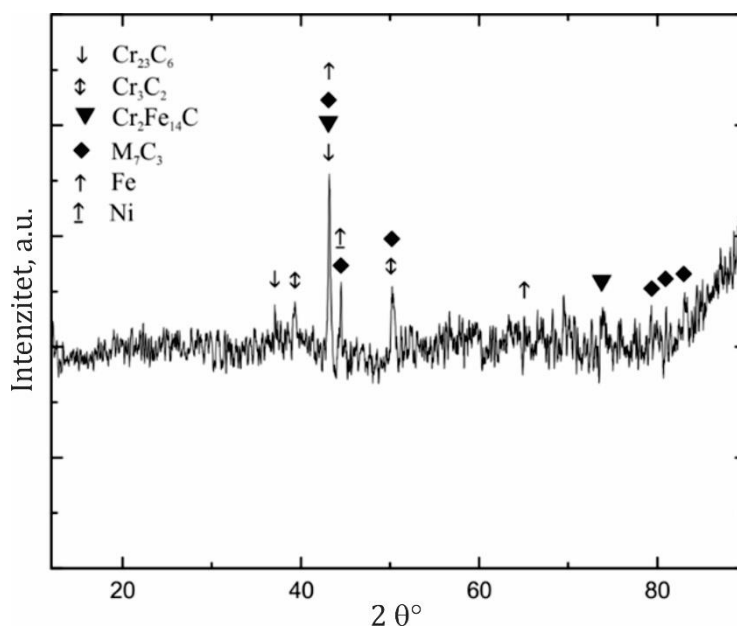
U cilju poređenja eroziona otpornosti HCCI-15 i HCCI-25 legura sa drugim materijalima, izrađena su i tri uzorka postupkom plazma navarivanja (PTA) [41, 144-147]. Ovi uzorci (HCCI-PTA) su izrađeni tako što je na osnovu S235JR naneta Fe-Cr-C komercijalna prevlaka od polaznog praha sa 3,9%C i 32,5%Cr, sa karbidima hroma u FeNiSi osnovi (EuTroLoy 16659 Castolin Eutectic [167]), tabela 3.7.

Prevlaka je naneta postupkom plazma navarivanja pri čemu je korišćen uređaj EuTronic Gap 3001 DC, sa poprečnim kretanjem ~94 mm i u dužini od ~98 mm, sa brzinom glavnog kretanja od 0,11 mm/s i brzinom oscilovanja 7 mm/s. Proces navarivanja izvršen je kontinualno, bez prekida, sa nanetom debljinom prevlake od ~4 mm, jačina struje 95A, naponom električnog luka 27,5V u struji zaštitnog gasa 95%Ar+5%H₂. Da bi se dobila prevlaka debljine 4 mm u jednom prolazu parametri nanošenja su bili oštriji, što znači da je i stepen mešanja u procesu nanošenja bio neuobičajeno visok za PTA postupak (~40%). Na osnovu stepena mešanja određen je prosečni sastav prevlake, tabela 3.7.

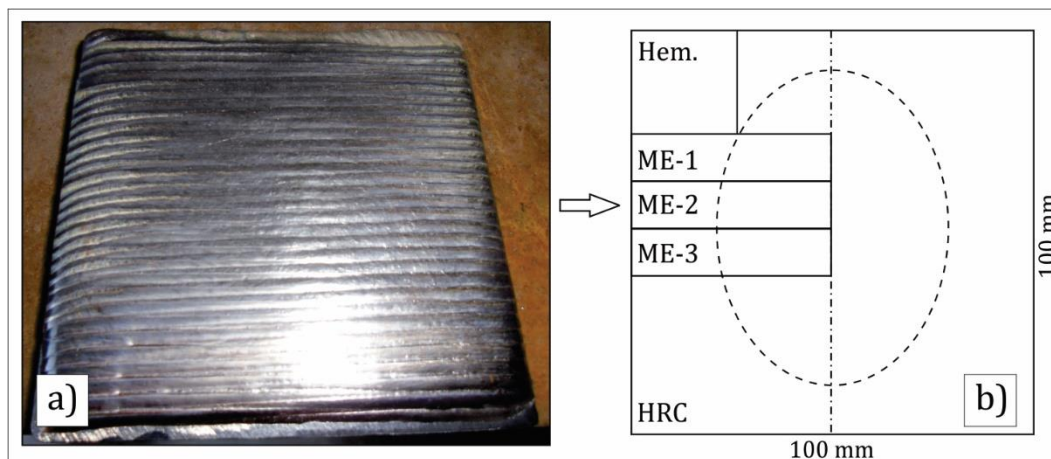
Veličina čestica polaznog praha je bila u opsegu 50-150 μ m, a fazni sastav je prikazan na slici 3.5. Rendgenska difraktometrijska analiza praha je pokazala da se dodatni materijal sastoji od austenitne osnove na bazi železa i nikla sa karbidima tipa Cr₂₃C₆, Cr₃C₂, M₇C₃, kao i drugim složenim karbidima. Dimenzije tako izrađenih HCCI-PTA uzoraka su 100x100x14 mm, slika 3.6. Postignuta tvrdoća je bila u opsegu 54-59 HRC.

Tabela 3.7. Hemijski sastav uzorka HCCI-PTA prevlake (Fe-Cr-C prah; S235JR osnova)

Materijal	Element (%)								
	C	Cr	Mo	Ni	Mn	Si	Cu	W+V	Fe
Fe-Cr-C prah	3.9	32.50	0.50	4.50	0.25	1.10	-	-	Ostalo
S235JR osnova	0.16	-	-	-	1.40	0.21	-	-	Ostalo
HCCI-PTA prevlaka	2.40	19.50	0.30	2.70	0.71	0.74	-	-	Ostalo



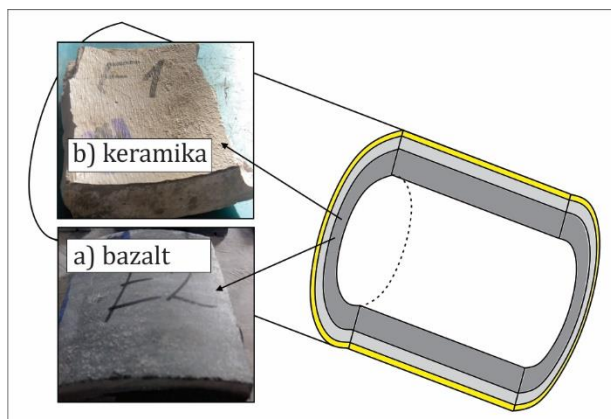
Slika 3.5. XRD analiza praha Fe-Cr-C legure



Slika 3.6. HCCI-PTA uzorak: a) makrofotografija; b) šema sečenja

3.3.3 Uzorci od cevi zaštićene bazaltom (P-B) i keramikom (P-C)

Uzorci sa cevi zaštićene slojem bazalta (P-B) i keramike (P-C), proizvođača EUTIT Češka, su ispitani tako što su odvojeni komadi zaštitnih slojeva približnih dimenzija 100x120x20mm, slika 3.7. Ovako zaštićene cevi se upotrebljavaju za izradu cevovoda za transport pepela. Prevažodna uloga ovih uzoraka je poređenje eroziona otpornosti sa ostalim grupama uzoraka, za iste uslove erozionog ispitivanja.



Slika 3.7. Isečeni uzorci iz cevi zaštićene: a) bazaltom (P-B); b) keramikom (P-C)

Tabela 3.8. Karakteristike uzorka P-B (bazalt) i P-C (keramika na bazi Al_2O_3 , ZrO_2 i SiO_2) [168, 169]

Karakteristike	Bazalt	Keramika (Eucor)
Tvrdoća po Mosu (ČSN EN 101)	min 8	min 9
Zapreminska masa (ČSN EN 993-1)	2900-3000 kg/m ³	min 3550 kg/m ³
Apsorpcioni kapacitet (ČSN EN ISO 10545-3)	0%	max 10%
Pritisna čvrstoća (ČSN 993-5)	min 300 - 450 MPa	mi500 MPa
Savojna čvrstoća (ČSN EN 993-6)	min 45 MPa	min 50 MPa
Abrzivnost (DIN 52108)	max trošenje 5cm ³ /50cm ²	max 0.75 cm ³ /50cm ²
Otpornost na habanje (ČSN EN ISO 10545-6)	max trošenje 110 mm ³	max 30 mm ³
Radna temperatura max	400°C	1000-1100°C
Otpornost na termički šok (DIN 52313)	$\Delta T_{min}=150^\circ C$	min 20 ciklusa 950/20°C
Termička provodnost (ČSN EN 993-14)	1.9-2.2Wm ⁻¹ K ⁻¹ (20-1000°C)	5.8-2.6Wm ⁻¹ K ⁻¹

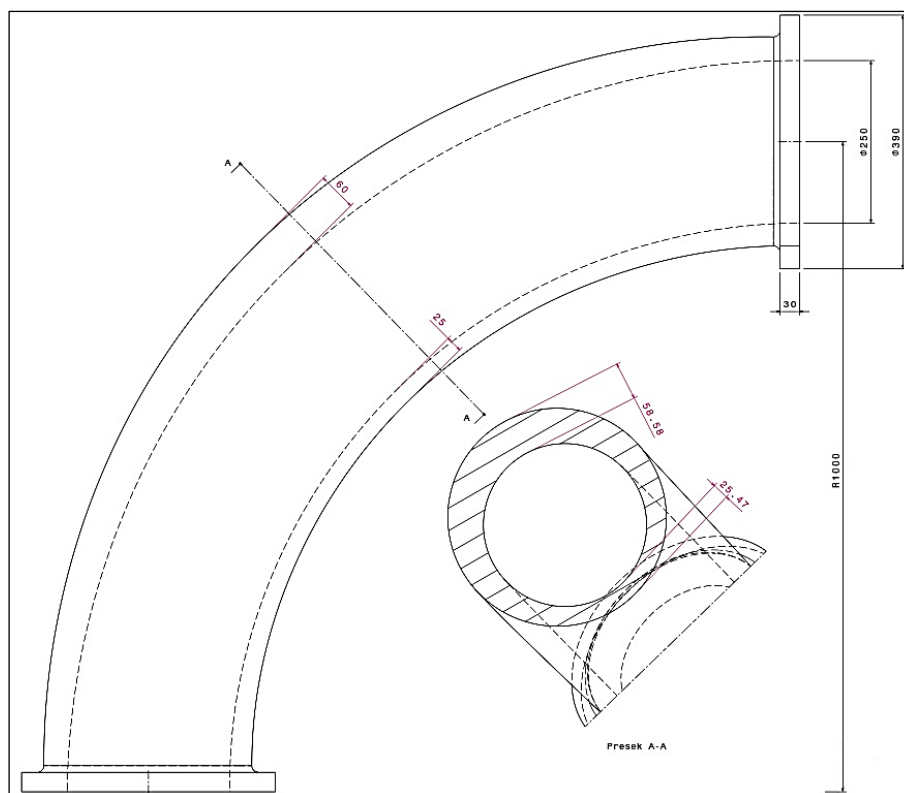
Bazalt je češkog porekla i kao zaštitni sloj je dobijen topljenjem i vezivanjem cementom na čelične cevi. Keramički zaštitni sloj (Eucor) je dobijen toljenjem i u njegov sastav ulaze 41-50% Al_2O_3 , 33-42% ZrO_2 , 12-16% SiO_2 i 1-4% $(\text{Na}_2\text{O}+\text{K}_2\text{O})$, dok su Fe_2O_3 , TiO_2 i CaO u sadržaju <0,2%. Karakteristike ova dva materijala su prikazani u tabeli 3.8 [168, 169].

3.3.4 Izrada cevnog luka od HCCI legure (HCCI-CL)

Za ispitivanje legure *in-situ*, u eksploatacionim uslovima ekstremnog eroziono-abrazivnog habanja, izrađen je cevni luk livenjem u pesku u livnici Morsad d.o.o., Topola, od legure HCCI-15-HT (uzorak HCCI-CL), tabela 3.9, dimenzija $\varnothing_u 250\text{mm} \times 25\text{-}60\text{mm}$, $R=1000\text{mm}$, slika 3.8, koji je ugrađen u postrojenje za otpremu pepela na jednoj domaćoj termoelektrani snage 650MW. Zbog očekivane strujne slike, cevni luk je izrađen sa konstruktivnim poboljšanjem tj. izrađen je sa povećanom debljinom zida u istegnutoj zoni, gde se očekivao najveći stepen oštećenja. Cevni luk je, pre ugradnje, termički obrađen dugotrajnim izotermičkim zagrevanjem na $T=920^\circ\text{C}$, a zatim kontrolisano ohlađen u trajanju od 75h do $T_{\text{min}}=150^\circ\text{C}$, pri čemu je postignuta tvrdoća 34-36 HRC.

Tabela 3.9. Hemijski sastav ispitanog uzorka HCCI-CL

	Element (%)									
	C	Cr	Mo	Ni	Mn	Si	Cu	W	V	Fe
HCCI-CL	2.30	15.40	1.47	1.14	0.79	0.73	0.12	0.03	0.02	Ostalo



Slika 3.8. Skica ugrađenog cevnog luka (uzorak HCCI-CL, in-situ)

4 REZULTATI ISPITIVANJA I DISKUSIJA

4.1 Uvodna diskusija

Legure sa duktilnom austenitnom osnovom i tvrdim karbidima pokazale su se kao vrlo pogodne za rad u uslovima intenzivne erozije, kako je to već istaknuto u teorijskom delu (poglavlje 2.6.1 *Visokolegirana bela livena gvožđa legirana hromom* (HCCI), [102, 104, 105, 107]). Optimalnim izborom parametara termičke obrade, uz određeni sadržaj legirajućih elemenata (C, Cr, Mn, Ni, Mo, itd.), može se postići da u duktilnoj i elastičnoj osnovi legura ima dovoljan sadržaj karbidne faze, koja bi obezbedila erozionu otpornost u ekstremnim uslovima eksploatacije [104, 109]. Takođe, nešto niže tvrdoće i povećana duktilnost olakšavaju izradu i ugradnju ovakvih mašinskih delova u industrijskim postrojenjima i štite ih od krskog loma [130, 133]. Sumarno, zahtevi koji se postavljaju pri izradi delova od ovih legura, pored otpornosti na habanje, su:

- da imaju zadovoljavajuću otpornost na razvoj podpovršinskih oštećenja tipa prslina, odnosno da mogu bar u površinskim slojevima da se deformišu;
- da imaju dovoljnu čvrstoću i tvrdoću, što generalno smanjuje habanje materijala izloženog erozionom procesu;
- da imaju dobra tehnološka svojstva i da mogu od njih da se izrade mašinski delovi.

Termička obrada izvedena u ovom istraživanju je izvršena tako da je posle žarenja u oblast austenitizacije, izvedeno sporo hlađenje u peći do sobne temperature. Dobijeni uzorci (HCCI-15-HT i HCCI-25-HT) u odnosu na poznate legure iz ove klase imaju nešto niže vrednosti tvrdoće, tabela 3.6. Kod ovih uzoraka koji imaju duktilnu austenitnu, relativno meku i elastičnu osnovu sa malo martenzita, i odgovarajuće karbide tipa M_7C_3 , očekuje se zadovoljavajuća otpornost na eroziju u ekstremnim uslovima.

Radi poređenja otpornosti na eroziju u ekstremnim uslovima, izrađeni su i uzorci nanošenjem prevlake Fe-Cr-C legure (HCCI-PTA) na osnovni materijal S235JR, postupkom plazma navarivanja (PTA). Legure iz kategorije Fe-Cr-C imaju dobru otpornost na eroziju-abraziju u zahtevnim uslovima rada [41, 108, 116, 117, 144, 148-154, 170-174] i nisu namenjene za termičku obradu, pa su HCCI-PTA uzorci ispitani samo u stanju nakon nanošenja prevlake.

Za sve tri legure su na osnovu hemijskog sastava, tabele 3.4 i 3.7, određeni eutektička temperatura (T_E) prema jednačini 2.8 i zapreminski udeo karbidne faze (CVF) prema jednačini 2.14, kao važni pokazatelji otpornosti na habanje, a rezultati su prikazani u tabeli 4.1. Udeo karbidne faze (CVF) u ovim legurama raste sa porastom sadržaja hroma i ugljenika, tabela 4.1.

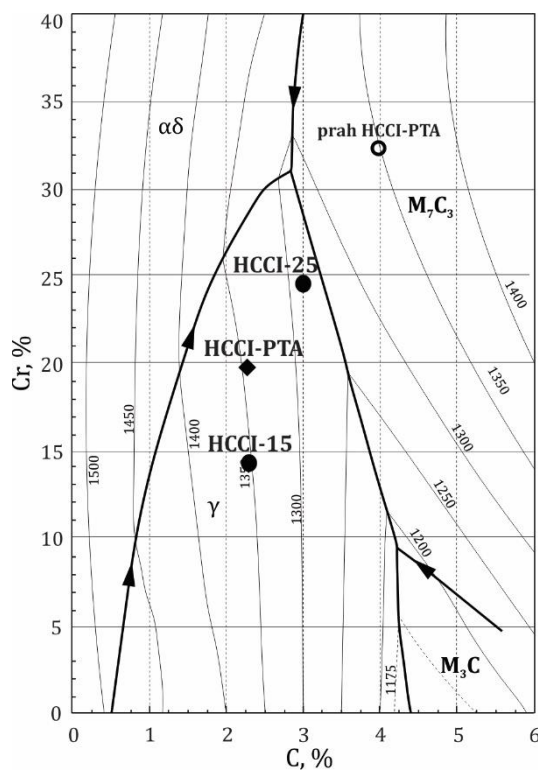
Za legure HCCI-15 i HCCI-25 određen je i ekvivalent sadržaja ugljenika (C_{eq}), prema jednačini 2.9, na osnovu koga je određeno da obe spadaju u podeutektičke legure. Prema sadržaju C i Cr u prahu legure HCCI-PTA, ista je klasifikovana u nadeutektičku leguru, slika 4.1. Međutim, ova legura se tokom nanošenja u prvim slojevima meša sa supstratom, koji je niskougljenični nelegirani čelik, pa joj prosečan sadržaj C i Cr opada i time uzorak HCCI-PTA prelazi iz nadeutektičke u podeutektičku leguru, slika 4.1, dok površinski slojevi zadržavaju nadeutektički sastav. Na slici 4.1 prikazana je likvidus projekcija trojnog dijagrama stanja Fe-Cr-C, sa pozicijama ispitanih legura HCCI-15, HCCI-25 i HCCI-PTA [107, 175].

Za sve tri legure određeni su i odnosi Cr/C, tabela 4.1, gde se vidi da sa porastom odnosa Cr/C raste temperatura eutektičkog preobražaja (T_E), kao i optimalna temperatura austenitizacije (T_a) [105]. Sa porastom odnosa Cr/C raste i udeo hroma u čvrstom rastvoru metalne osnove [105], što praktično znači da legure HCCI-25 i HCCI-PTA koje imaju slične odnose Cr/C imaju i slične količine hroma u čvrstom rastvoru, a višak hroma je izdvojen u vidu karbidne faze u eutektikum. Kod legure HCCI-PTA treba uzeti u obzir, pored odnosa Cr/C i prisustvo ostalih legirajućih elemenata (Ni i Si) koji su jednim delom rastvoreni u osnovi, a jednim delom mogu

da grade čestice tipa Ni_3Cr , Ni_3Si . Rendgenostrukturnom analizom praha prevlake nije detektovano prisustvo ovih jedinjenja (slika 3.5), međutim, vrlo je verovatno da se ona grade tokom procesa nanošenja prevlake topljenjem. Dodatkom više hroma u prah legure HCCI-PTA, nikl ima veću tendenciju građenja čestica na bazi Cr u odnosu na čestice na bazi Si [174].

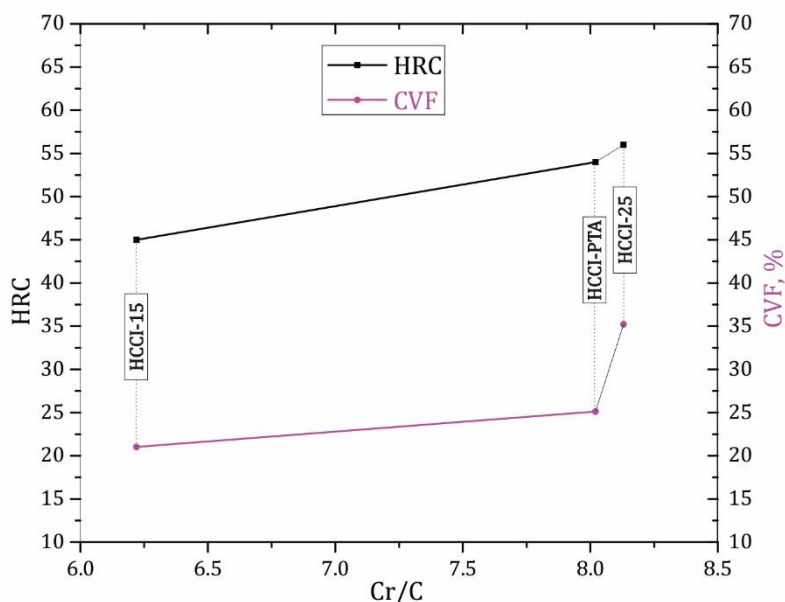
Tabela 4.1. Karakteristični parametri ispitanih uzoraka HCCI-15, HCCI-PTA i HCCI-25

Materijal	C (%)	Cr (%)	T_E (°C)	Cr/C	Cr/Fe	CVF (%)	Ceq	Vrsta legure
HCCI-15	2.3	14.3	1238	6.22	0.18	21.02	2.37	podeutektička
HCCI-PTA	2.4	19.5	1254	8.12	0.26	25.12	2.49	podeutektička
HCCI-25	3	24.4	1260	8.13	0.34	35.21	3.12	podeutektička

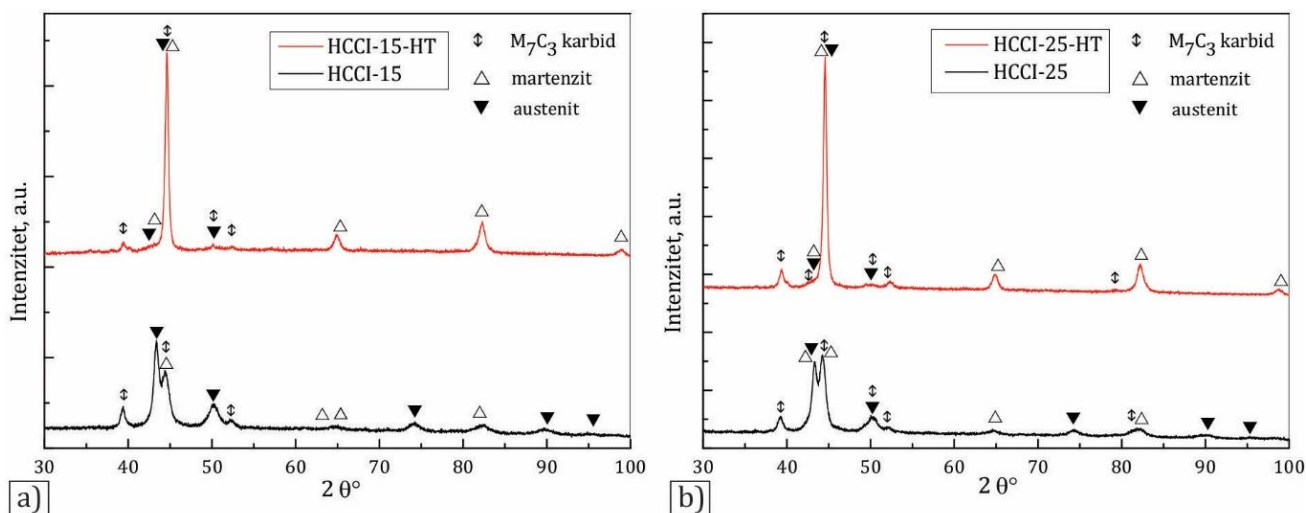


Slika 4.1. Projekcija trojnog Fe-Cr-C dijagrama stanja (likvidus) sa pozicijama ispitanih HCCI legura [175]

Na slici 4.2 prikazana je zavisnost promene zapreminskog udela karbidne faze CVF i tvrdoće HRC, od odnosa Cr/C u legurama, tabela 4.1. Kao što se vidi sa dijagrama, sa povećanjem odnosa Cr/C raste CVF i HRC, međutim, tvrdoća uzorka HCCI-25 ne raste srazmerno porastu zapreminskog sadržaja karbidne faze. Rezultati mikrotvrdoće osnove su prikazani u tabeli 3.6. Analiza faznog sastava uzoraka legura HCCI-15 i HCCI-25, kao i HCCI-15-HT i HCCI-25-HT, određena rendgensko difraktometrijskom analizom, na osnovu karakterističnih refleksija (tabela 4.2) pokazuje da su u mikrostrukturi sva 4 uzorka prisutni austenit, martenzit i karbidi tipa M_7C_3 , slika 4.3. Posle termičke obrade, zapaža se pad mikrotvrdoće osnove kod obe legure, tabela 3.6, kao i to da legura sa 25%Cr ima u oba stanja višu tvrdoću osnove od legure sa 15%Cr. Takođe, XRD analiza je pokazala da nije detektovano prisustvo ferita, tj. perlita. Kod legure HCCI-15 koja sadrži Mo (tabela 3.4) kao jak karbidoobrazujući element, najveći deo je najverovatnije ugrađen u mešovite karbide M_7C_3 .



Slika 4.2. Promena tvrdoće i zapreminskog udela karbidne faze, sa odnosom Cr/C, kod ispitanih legura HCCI-15, HCCI-25 i HCCI-PTA



Slika 4.3. XRD analiza HCCI legura u livenom stanju i nakon termičke obrade (HT): a) HCCI-15; b) HCCI-25

Tabela 4.2: Značajniji maksimumi XRD analize uzoraka HCCI legura sa 15%Cr i 25%Cr

Struktura	Pik 1	Pik 2	Pik 3	Pik 4	Pik 5	Pik 6	Pik 7	Pik 8
Martenzit teragonalna $a=2,854; c=2,983$	43,883 (101)	44,882 (110)	62,204 (002)	65,346 (200)	79,926 (112)	82,062 (211)	96,686 (202)	
Austenit KPC $a=3,60$	43,472 (111)	50,673 (200)	74,677 (220)	90,673 (311)	95,940 (222)	117,711 (400)		
$(Cr,Fe)_7C_3$ heksagonalna $a=13,98; c=4,523$	39,133 (420)	42,611 (202)	44,369 (421)	50,373 (402)	52,551 (440)	63,685 (203)	69,581 (403)	83,217 (750)

Temperatura austenitizacije određuje količinu rastvorenog ugljenika u austenitnoj osnovi. Niža T_a uzoraka (960°C) [14, 102, 142] ima za posledicu manju količinu austenita i manju količinu rastvorenog ugljenika u austenitu za legure HCCI-15 i HCCI-25. Kada raste odnos Cr/C, raste i optimalna temperatura austenitizacije [105], pa s obzirom da je odnos Cr/C kod legure HCCI-25 viši nego kod legure HCCI-15, optimalna T_a bi trebala da bude takođe viša za HCCI-25. Drugim rečima, pri istim temperaturama austenitizacije, kao što je slučaj kod termičke obrade

koja je ovde primenjena, efekat termičke obrade će biti manji kod legure HCCI-25. Ovo znači da je legura HCCI-25 rastvorila manju količinu ugljenika u austenitnoj osnovi od HCCI-15. Legura HCCI-15 u livenom stanju sadrži manju količinu hroma, i u čvrstom rastvoru austenitne osnove i u karbidima, u odnosu na leguru HCCI-25 [110], slika 4.1. Tokom termičke obrade iz čvrstog rastvora austenita izdvajaju se Cr i C i vezuju u sekundarne karbide. Odnos Cr/C u čvrstom rastvoru određuje količinu izdvojenih sekundarnih karbida.

Nakon termičke obrade, austenitna osnova, s obzirom da je izgubila deo legirajućih elemenata, ima nižu vrednost tvrdoće kod oba uzorka (HCCI-15-HT i HCCI-25-HT), tabela 3.6. Tip sekundarnih karbida koji se izdvaja je M_7C_3 kako pokazuje XRD analiza, slika 4.3. Na osnovu odnosa Cr/Fe, tabela 4.1, kod uzorka HCCI-15-HT gradi se karbid tipa $(Cr_4Fe_3)C_3$, koji ima najveći udeo metalne veze i koji za odnos Cr/C=6.22 ima mehanička svojstva bliska najvišim za karbid tipa M_7C_3 (najvišu tvrdoću, modul elastičnosti i žilavost loma [104, 128, 132, 133]. Kod uzorka HCCI-25-HT ovaj karbid sadrži veću količinu hroma (blizak po sastavu $(Cr_{4.3}, Fe_{2.7})C_3$) i ima sličnu tvrdoću i modul elastičnosti, ali manju žilavost loma [104]. Odnos Cr/Fe kod uzorka HCCI-PTA, pokazuje da karbidi M_7C_3 imaju viši sadržaj hroma, što znači i niža mehanička svojstva. Kod legure HCCI-15 značajno je veći sadržaj austenitne osnove (~80%) sa većom količinom rastvorenog ugljenika, u odnosu na leguru HCCI-25 (~65%), pa se tokom termičke obrade značajno veća količina karbida izdvaja iz čvrstog rastvora kod HCCI-15 legure iako ta legura sadrži manju količinu Cr rastvorenog u osnovi. To znači da se kod legure HCCI-15-HT izdvaja znatno veća količina sekundarnih karbida u odnosu na HCCI-25-HT.

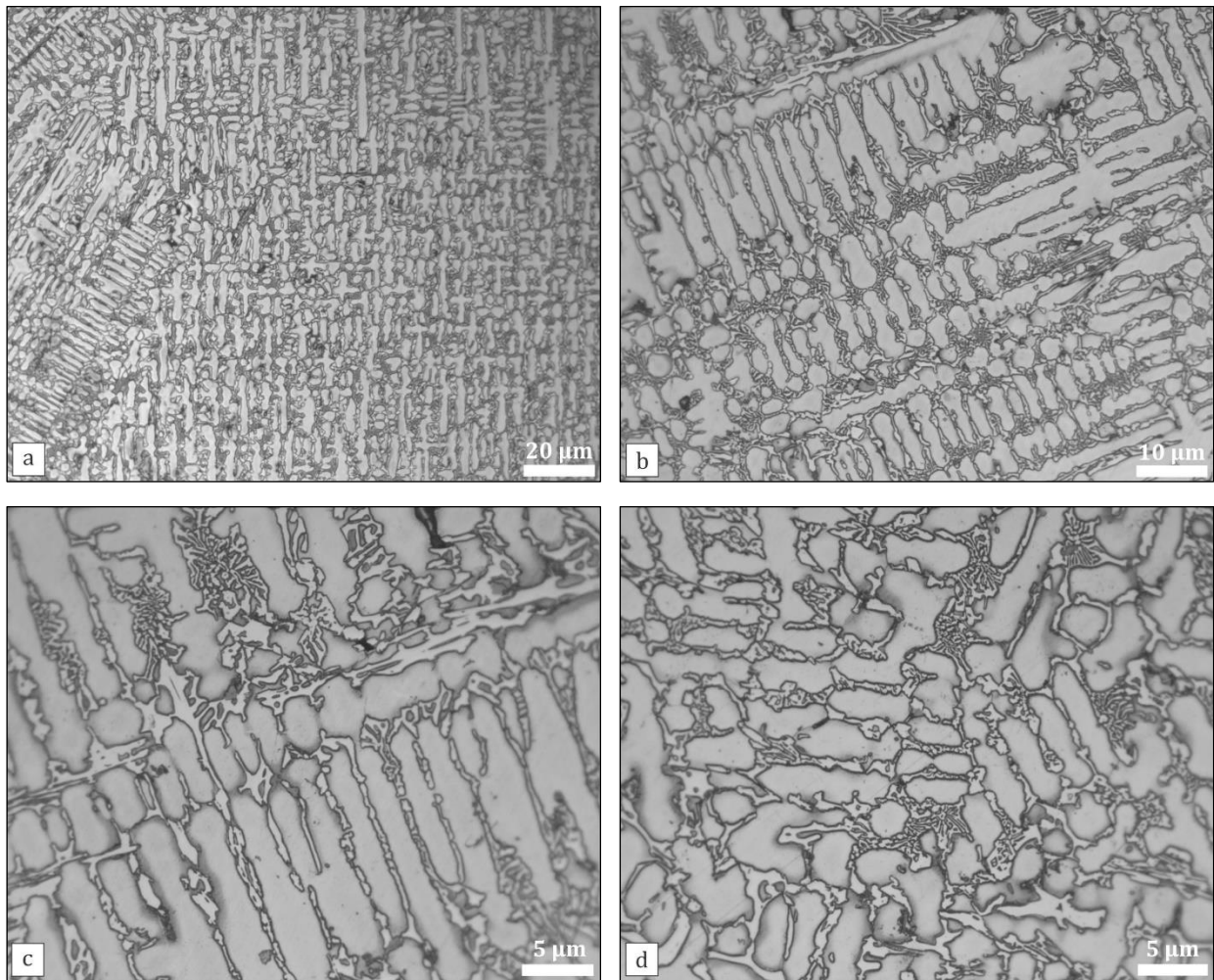
Sumarno, efekat primenjene termičke obrade na uzorcima HCCI-15 i HCCI-25 je da je zadržana austenitna osnova uz izdvajanje dodatne količine karbida tipa M_7C_3 . Doprinos ojačavanja sekundarnim karbidima je manji od gubitka ojačavanja čvrstim rastvorom, što kao efekat ima smanjenje ukupne tvrdoće posle termičke obrade u uzorcima HCCI-15-HT i HCCI-25-HT (tabela 3.6).

4.2 Mikrostrukturalna analiza ispitanih legura

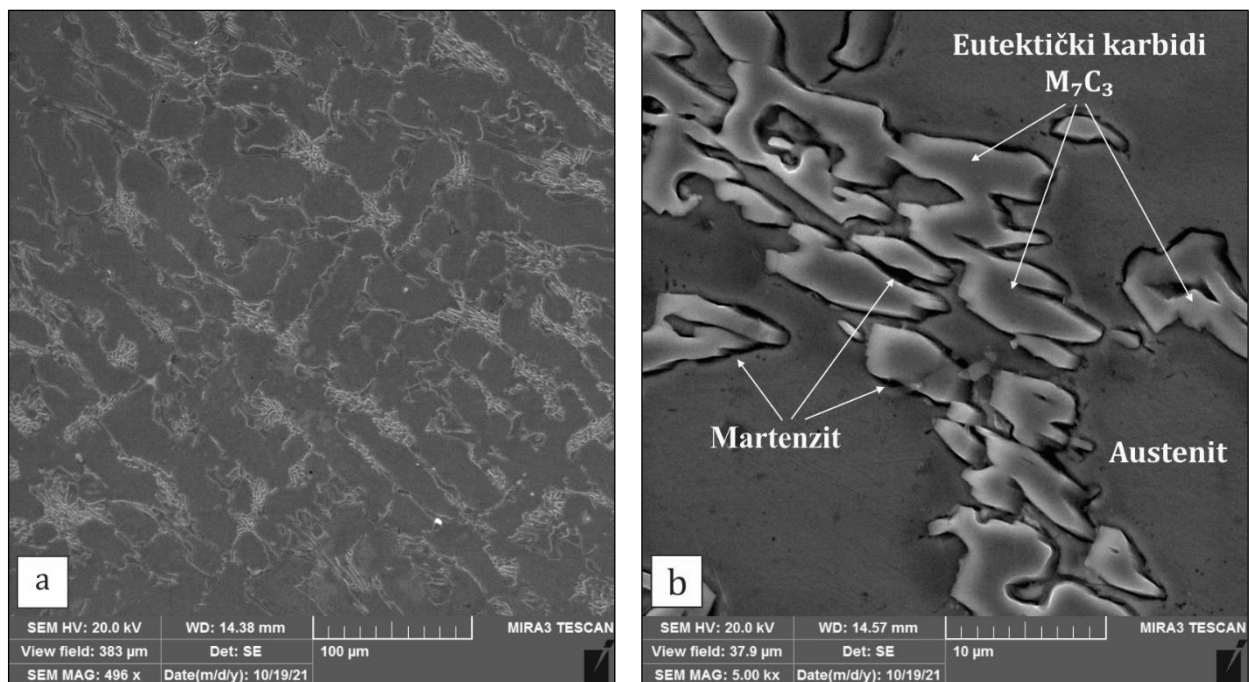
4.2.1 Uzorci HCCI-15

Mikrostruktura uzorka HCCI-15, dobijena optičkom mikroskopijom prikazana je na slici 4.4, dok je na slici 4.5 prikazana mikrostruktura dobijena skenirajućom elektronskom mikroskopijom. Uzorci HCCI-15 u livenom stanju imaju karakterističnu podeutektičku strukturu dobijenu reakcijom $L \rightarrow \gamma + E(\gamma + M_7C_3)$, koja se sastoji od dendritne osnove austenita i kolonija eutiktuma, koga sačinjavaju austenit i karbidi M_7C_3 tipa. Austenitni dendriti su relativno ravnomernog rasporeda i dimenzija koje se kreću u opsegu: širina dendrita oko 3 μm i dužine 3-40 μm . Eutektikum se većinom sastoji od karbida oblika štapića, a delimično i od karbida oblika sečiva sa oštrim ivicama, koji očvršćavaju u pravcu odvođenja toplote tokom hlađenja. Dužina štapića karbidne faze u interdendritnom regionu ide do 20 μm (vrlo su tanki, širine < 1 μm). Tokom očvršćavanja legure podeutektičkog sastava, prvo se formiraju austenitni dendriti a nakon toga eutektikum, tj. karbidi u austenitnoj osnovi. Tečna faza eutektičkog sastava tokom očvršćavanja je ograničena već očvršlom austenitnom fazom i stoga izložena pritiscima, pa je rast karbida u eutektikumu ograničen dendritima, kao i veličinom eutektičkih kolonija. Neposredno uz eutektičke karbide M_7C_3 uočavaju se uske oblasti martenzita, slika 4.5b (XRD slika 4.3). Martenzit nastaje kao posledica osiromašenja čvrstog rastvora austenitne osnove usled očvršćavanja eutektičkih karbida u kontaktu sa osnovom [102, 104, 118, 120]. Zbog osiromašenja čvrstog rastvora osnove dolazi do destabilizacije i

transformacije austenita u martenzit. Proces osiromašenja austenita je kontrolisan difuzijom pa je širina te zone srazmerna vremenu tokom koga je izvršeno hlađenje [104].



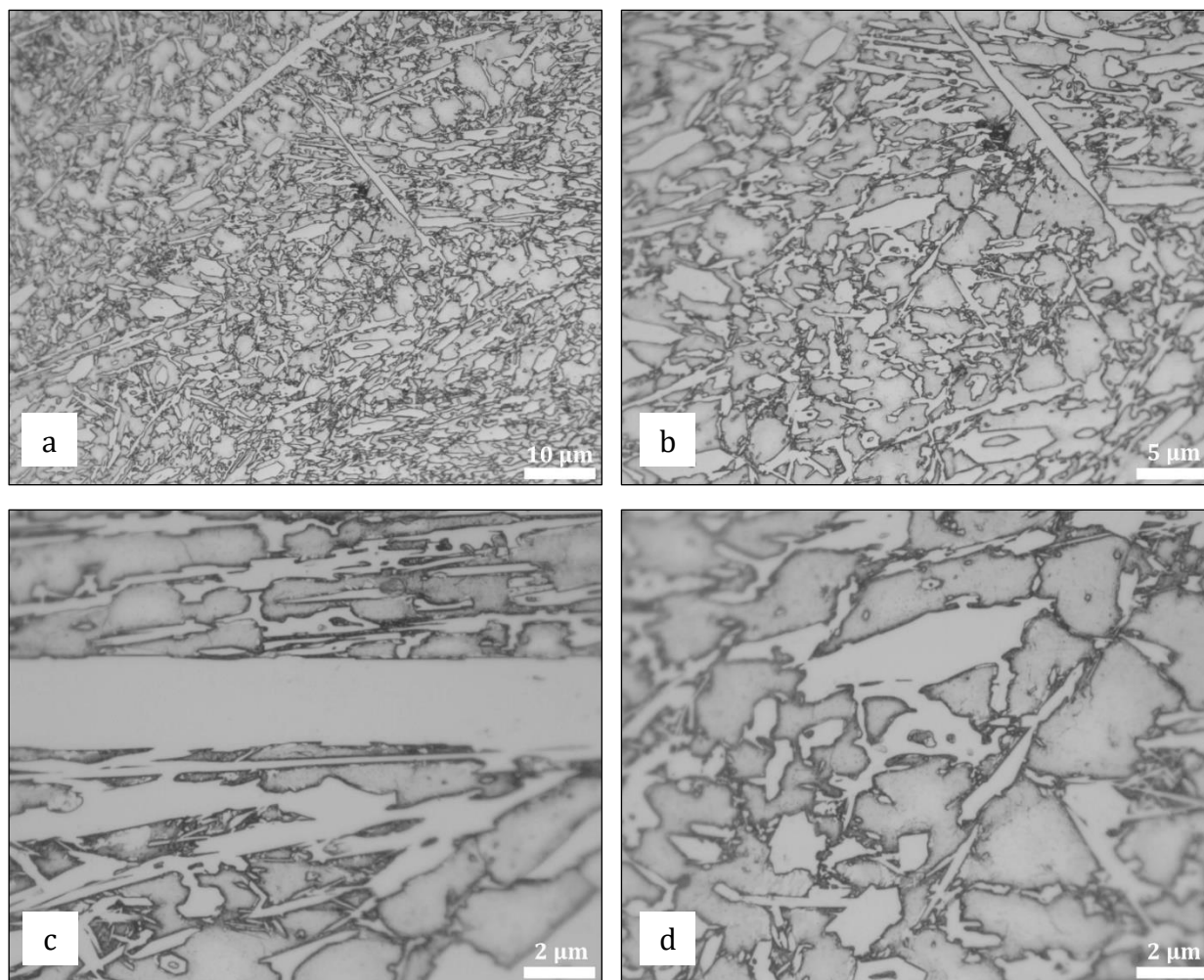
Slika 4.4. Mikrostruktura legure HCCI-15 (OM)



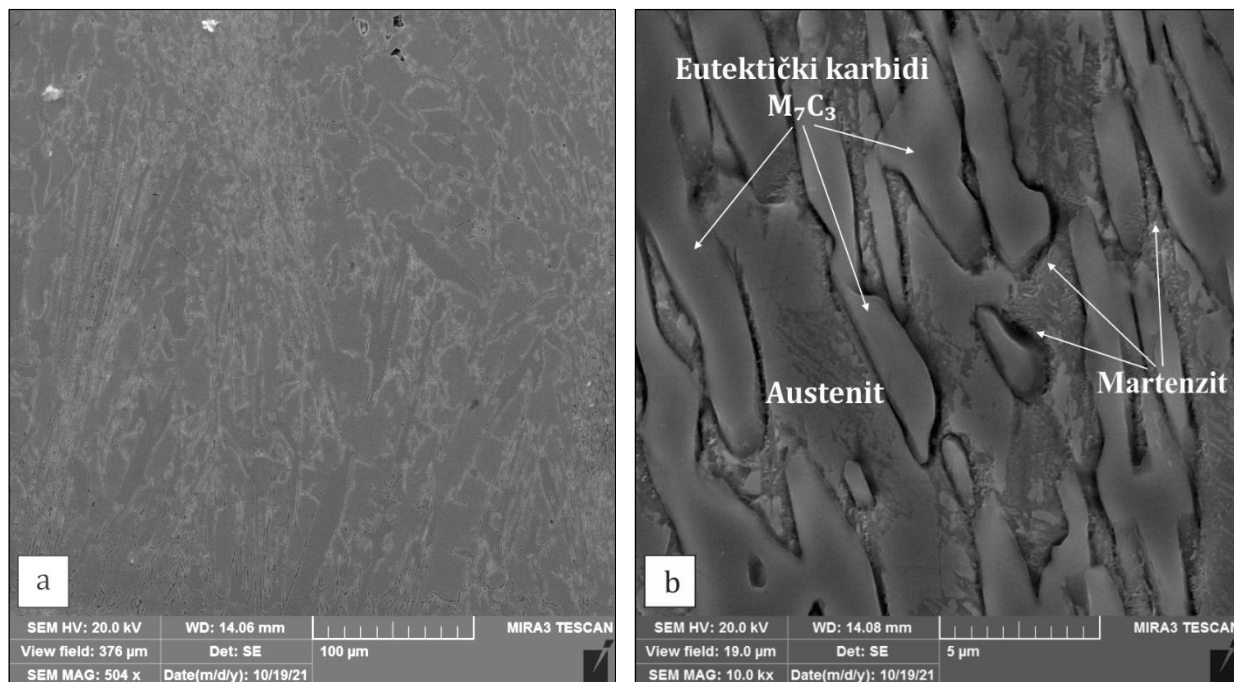
Slika 4.5. Mikrostruktura legure HCCI-15 (SEM)

4.2.2 Uzorci HCCI-25

Mikrostruktura uzorka HCCI-25, dobijena optičkom mikroskopijom prikazana je na slici 4.6, dok je na slici 4.7 prikazana mikrostruktura dobijena skenirajućom elektronskom mikroskopijom. Uzorci HCCI-25 u livenom stanju imaju takođe podeutekličku strukturu, sa većom količinom eutekličke faze. Međutim za razliku od uzorka HCCI-15, ovaj uzorak ima veći zapreminski udeo karbidne faze, CVF (tabela 4.1). Zbog ranijeg dostizanja eutekličkog sastava tokom očvršćavanja, austenitna osnova nije poprimila pravilnu ćelijsku dendritnu strukturu i pošto je njena mikrotvrdoća viša od legure HCCI-15, tabela 3.6, može da se zaključi da je u strukturi dendrita prisutna veća količina martenzita, i najverovatnije viši sadržaj legirajućih elemenata u preostalom delu austenita. Karbidi u eutektikumu su štapičato-sečivastog oblika gušće raspoređeni u austenitnoj osnovi i eutekličke kolonije nisu dobro izražene. Veličina karbida u uzorku HCCI-25 su dimenzija $8\ \mu\text{m}$ i nešto su kraći, ali i masivniji, u odnosu na karbide kod uzorka HCCI-15. U eutektikumu su prisutni samo karbidi tipa M_7C_3 (XRD, slika 4.3). I ovde je u okolini karbida prisutna martenzitna faza. Na slici 4.7.b koja prikazuje preseke eutekličke faze uočava se oblast martenzita u kontaktu austenit-karbidna faza. Ova oblast je nešto šira u odnosu na uzorak HCCI-15, što je i razumljivo zbog manjeg sadržaja austenitne faze u ovom uzorku i zbog manjeg međukarbidnog rastojanja.



Slika 4.6. Mikrostruktura legure HCCI-25 (OM)



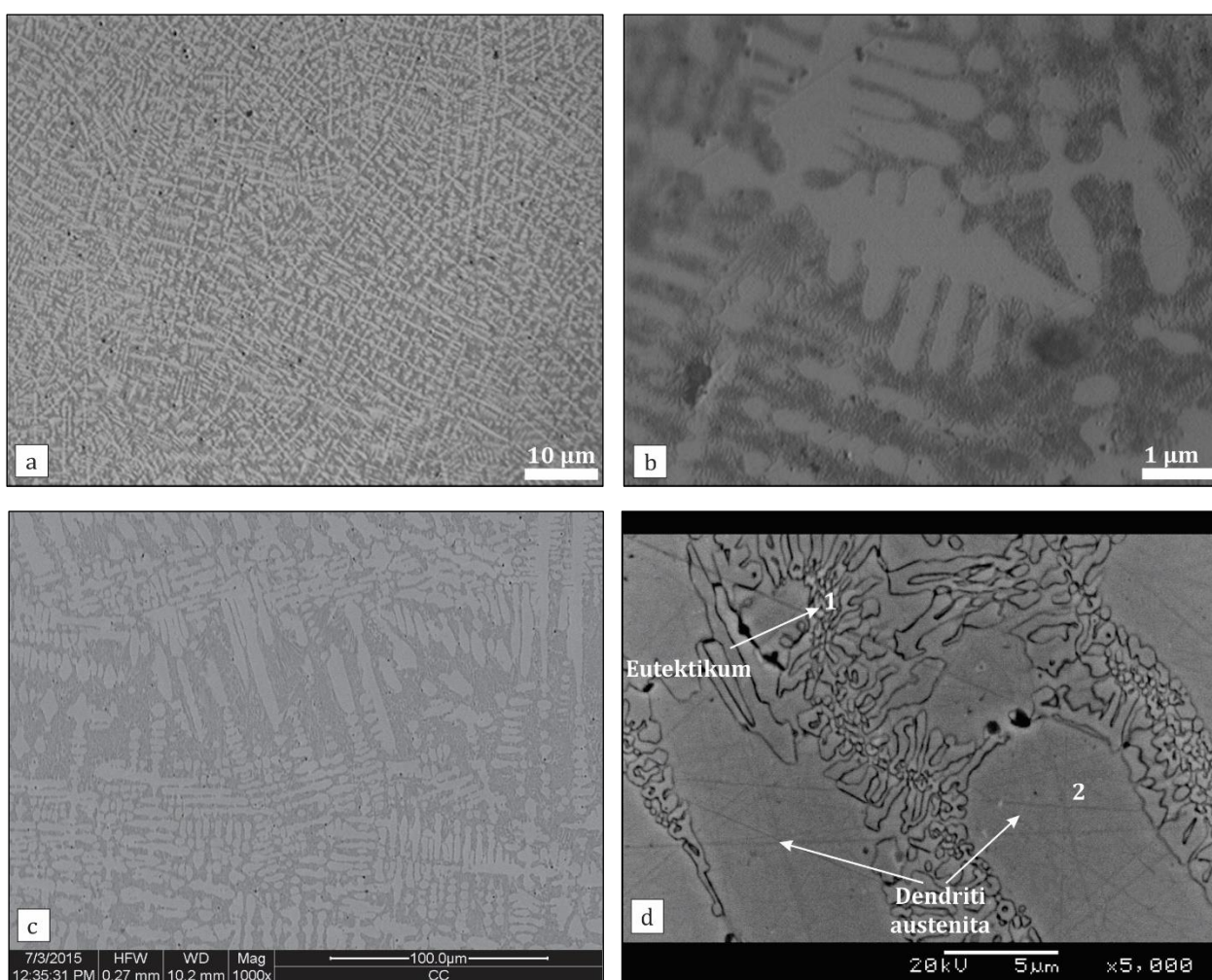
Slika 4.7. Mikrostruktura legure HCCI-25 (SEM)

Poređenjem uzoraka HCCI-15 i HCCI-25 uočavaju se osnovne razlike:

- legura HCCI-25 ima manji zapreminski udeo osnove (~65%) u odnosu na leguru HCCI-15 (~80%) što je i razumljivo zbog većeg zapreminskog udela karbidne faze kod legure HCCI-25 ($CVF_{HCCI-25}=35.21\%$) u odnosu na HCCI-15 ($CVF_{HCCI-15}=21.02\%$);
- dendritna austenitna osnova kod legure HCCI-15 ima ćelijsku strukturu koja nije razvijena kod legure HCCI-25, najverovatnije zbog manje količine austenita; mikrotvrdoća osnove legure HCCI-15 je niža od mikrotvrdoće legure HCCI-25;
- razlikuje se oblik i raspored karbida u okviru eutektikuma ove dve legure pa se tako kod HCCI-25 primećuje veća količina sečivastih karbida, karbidi su kraće dužine i masivniji, njihova veličina je tokom rasta ograničena pre svega eutektičkim kolonijama, u odnosu na HCCI-15;
- eutektički karbidi legure HCCI-25 se nalaze na manjem rastojanju, pa se osiromašenje austenitnog čvrstog rastvora odvija na većoj površini, što takođe doprinosi porastu sadržaja martenzita u graničnim oblastima karbid-austenit, u odnosu na leguru HCCI-15.

4.2.3 Uzorci HCCI-PTA

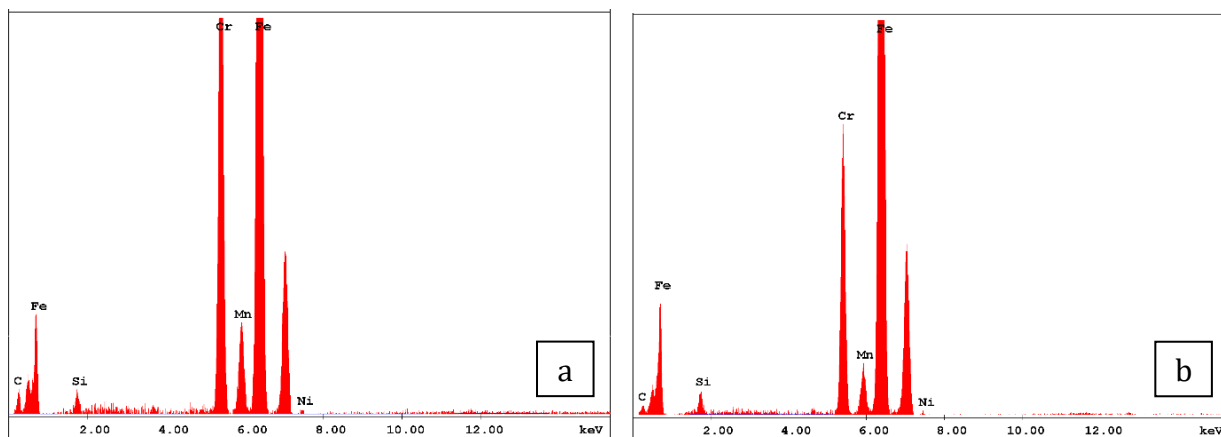
Na slici 4.8 prikazana je mikrostruktura uzorka HCCI-PTA, dobijena optičkom mikroskopijom (slika 4.8. (a, b)) i skenirajućom elektronskom mikroskopijom (slika 4.8.(c, d)), dok su na slikama 4.9. (e, f) prikazani rezultati EDS analize eutektičke faze i austenitne osnove (vrednosti su prikazane i u tabeli 4.3). S obzirom da je uzorak HCCI-PTA nastao postupkom plazma navarivanja praha nadeutektičke legure (tabela 3.7) u jednom prolazu, sastav prevlake je promenjen jer je došlo do intenzivnog mešanja, pa je prešao iz nadeutektičke u podeutektičku leguru, slika 4.1. Uzorak HCCI-PTA ima vrlo homogenu mikrostrukturu podeutektičke legure koja je austenitno dendritna sa eutektičkom fazom, slike 4.8. (a, c). Austenitni dendriti imaju usmeren rast u pravcu odvođenja toplote, normalno na pravac spoja prevlaka–supstrat, koju su uočili i drugi autori [143], i čije su dimenzije: dužina 1-4 μm , širina $<0,5 \mu\text{m}$. Eutektikum se sastoji od vrlo fine karbidne mreže u austenitnoj osnovi, kod kojih se u interdendritnom regionu uočavaju vrlo fini karbidi dužine do $5 \mu\text{m}$.



Slika 4.8. Mikrostruktura legure HCCI-PTA: (a, b) OM; (c, d) SEM

Kod ove legure nisu uočeni tragovi martenzita u okolini karbida, što je i očekivano zbog višeg sadržaja Ni i Si u osnovi koji, u kombinaciji sa Cr, stabilišu zaostali austenit [14]. Takođe, iako je prah od koga je izrađena prevlaka u svom sastavu, pored M_7C_3 , imao različite vrste karbida tipa $Cr_{23}C_6$ i Cr_3C_2 , kao i druge složene karbide tipa $Cr_2Fe_{14}C$ i M_7C_3 (slika 3.4), očekuje se da se kod prevlake pojavljuju mahom karbidi M_7C_3 posle promene hemijskog sastava usled mešanja [14, 102]. Ova promena u sastavu karbidne faze je poželjna jer ostali karbidi imaju niže vrednosti tvrdoće od M_7C_3 [138, 167]. Efekat mešanja je doprineo nižem sadržaju hroma u

prevlaci, pa je sadržaj hroma u osnovi oko 10% dok je u području eutektikuma, koji sadrži karbidnu fazu, oko 20%, tabela 4.3 i slika 4.9 (a, b).



Slika 4.9. EDS analiza legure HCCI-PTA: a) eutektička faza; b) austenitna osnova

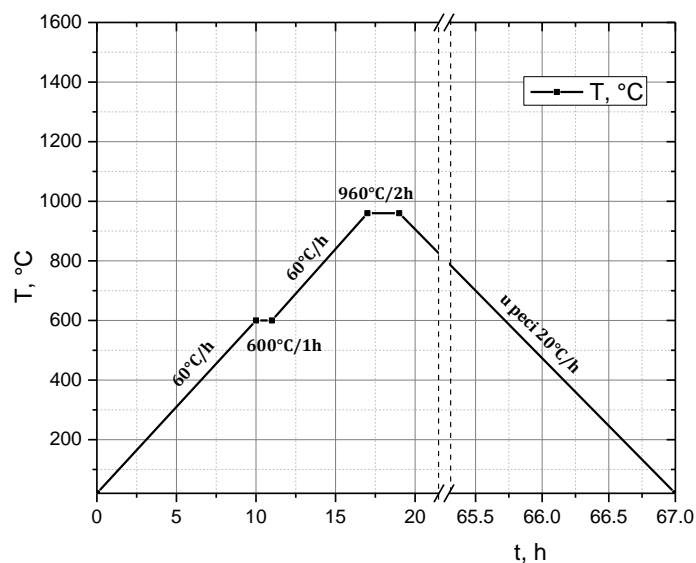
Tabela 4.3. EDS analiza uzorka HCCI-PTA

	Hemijski element, %					
	C	Si	Cr	Mn	Fe	Ni
Zona 1	5,18	0,74	20,52	1,79	71,94	0,23
Zona 2	2,80	0,97	10,56	1,00	84,24	0,43

Poređenjem strukture HCCI-15, HCCI-25 i HCCI-PTA uočljiva je sličnost između legura HCCI-15 (14,30 %Cr) i HCCI-PTA (~20 %Cr u prevlaci). Razlikuju se samo veličine dendrita i homogenost mikrostrukture, jer HCCI-PTA ima nešto viši sadržaj karbidne faze i sitnije karbide u okviru eutektičke faze. Ovako male razlike koje se uočavaju su posledica hemijskog sastava legura i različitih uslova hlađenja tokom očvršćavanja.

4.2.4 Uzorci HCCI-15-HT

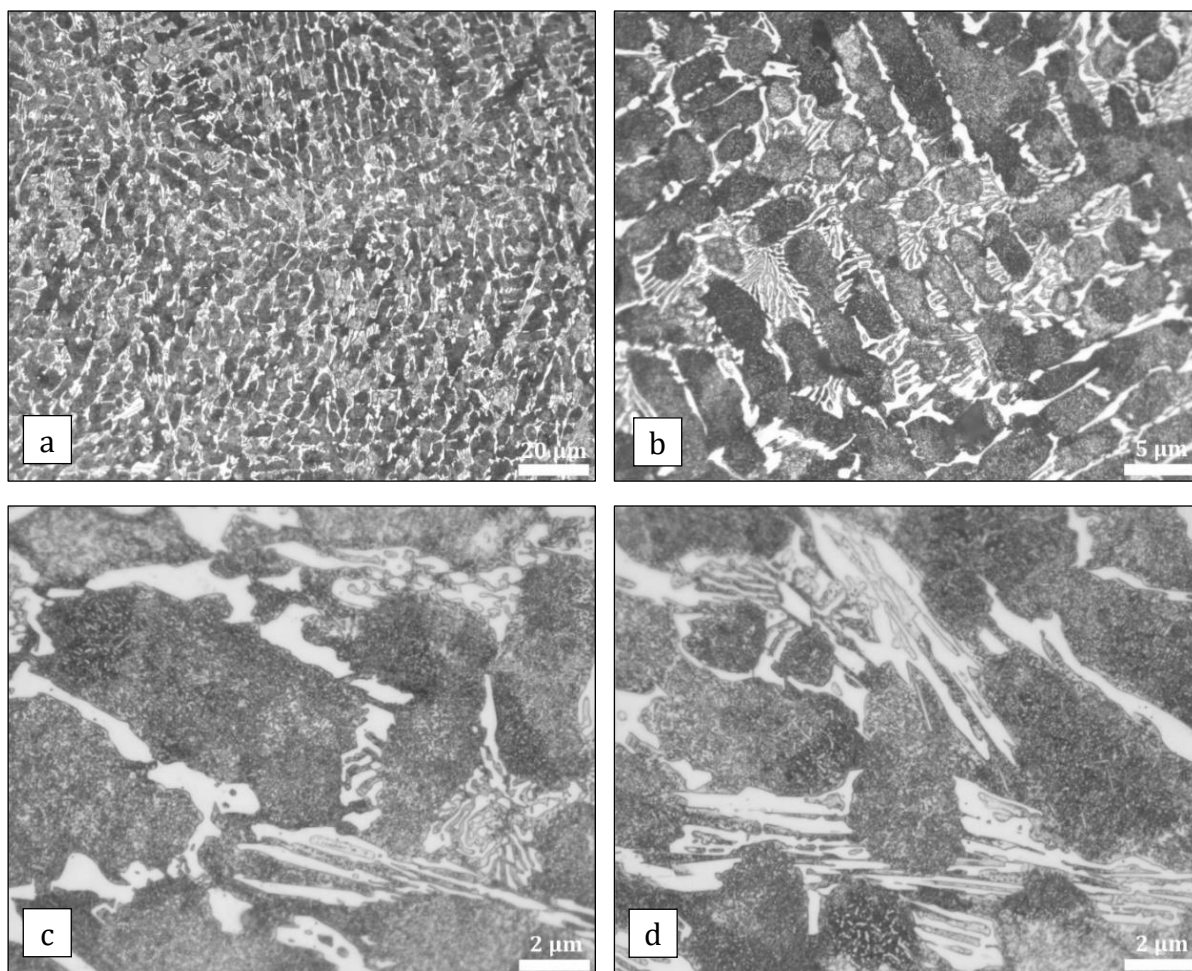
Režim termičke obrade koja je izvedena na uzorcima HCCI-15 i HCCI-25 je prikazan na slici 4.10.



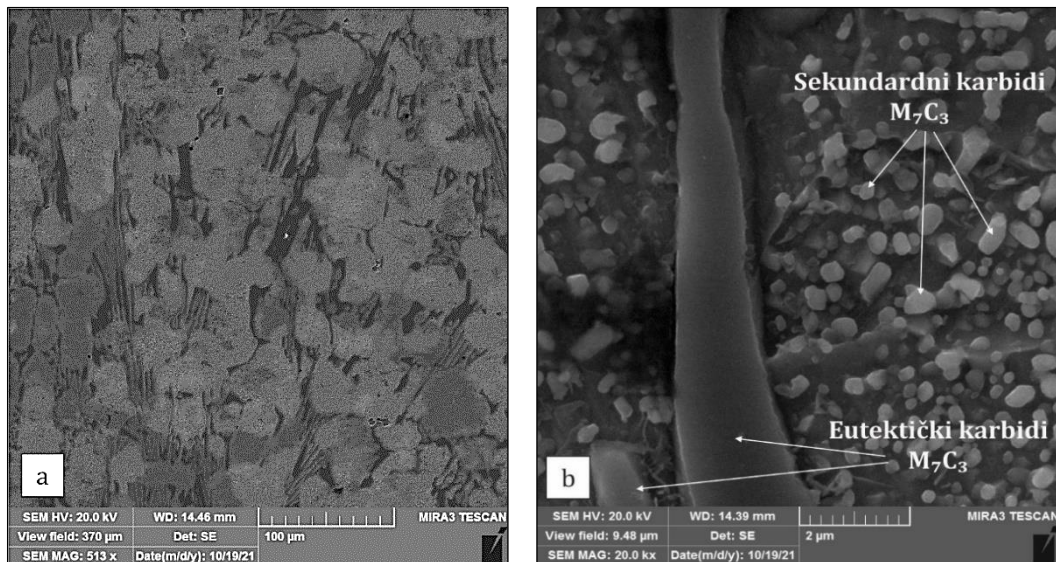
Slika 4.10. Režim termičke obrade uzorka HCCI-15 i HCCI-25

Mikrostruktura uzorka HCCI-15-HT, dobijena optičkom mikroskopijom prikazana je na slici 4.11, dok je na slici 4.12 prikazana mikrostruktura dobijena skenirajućom elektronskom mikroskopijom. Na slici 4.13 prikazano je mikrostrukturno (SEM) poređenje legure sa 15%Cr pre i posle termičke obrade, a na slici 4.14 prikazana je XRD analiza HCCI-15 i HCCI-15-HT. Kao što je već istaknuto u planu eksperimenta, iako se za postizanje bolje otpornosti na habanje ove legure uobičajeno termički obrađuju da imaju višu tvrdoću i što viši sadržaj martenzita u osnovi, uzorci su u ovom slučaju termički obrađivani tako da se postigne što je više moguće duktilna osnova sa što većim brojem sekundarnih karbida i sa ukupno nižom tvrdoćom. Ovaj tip mikrostrukture je pokazao vrlo dobro ponašanje u uslovima delovanja erozije česticama u struji fluida [106, 155]. Ova vrsta termičke obrade, slika 4.10, najviše odgovara visokom žarenju, a kao efekat ima sniženje tvrdoće.

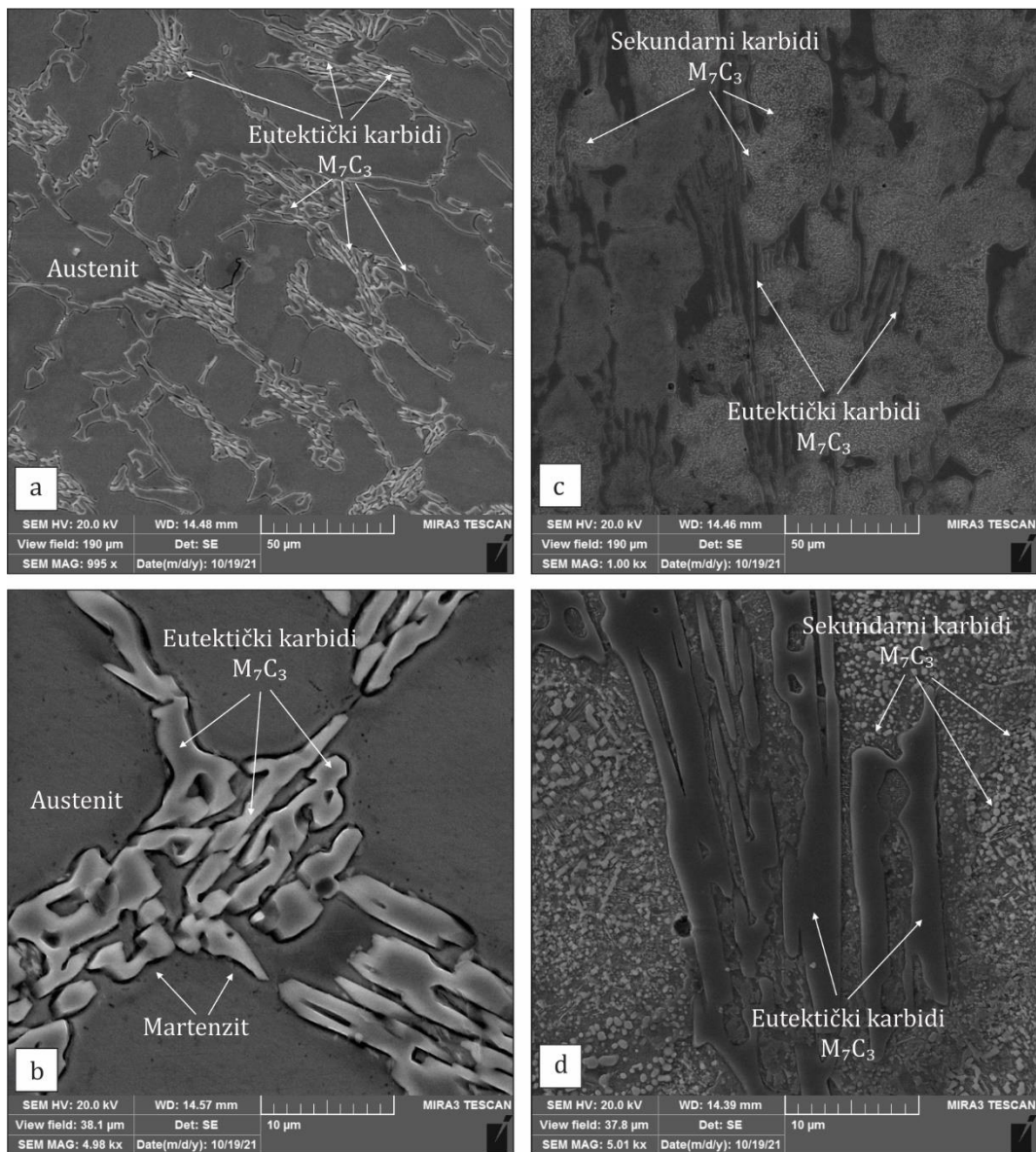
Dendriti u mikrostrukтури termički obrađenog uzorka HCCI-15-HT su praktično nepromenjenih dimenzija, kao i eutektički karbidi, slika 4.11.a) i slika 4.12. (a, b), u odnosu na HCCI-15 (slika 4.4. a) i 4.5.(a, b), međutim, ipak su vidljive promene u odnosu na polazno stanje, slika 4.13. Tokom termičke obrade zagrevanjem u području austenitizacije dolazi do destabilizacije austenita izdvajanjem finih sferoidnih čestica sekundarnih karbida tipa M_7C_3 u austenitnoj osnovi, slika 4.13. (c, d). Ova transformacija se odvija kako u osnovi legure tako i austenitu eutektičke faze sa manjim brojem čestica. Tip sekundarnih karbida je potvrđen rendgenostrukturalnom analizom, slika 4.14. b) i njihove izmerene dimenzije su 0,1-0,8 μm . Tokom sporog hlađenja u peći samo deo austenitne osnove se transformiše u martenzit što se uočava na XRD snimku uzorka HCCI-15-HT, slika 4.14. b). Primarni eutektički karbidi ostaju nepromenjeni tokom termičke obrade.



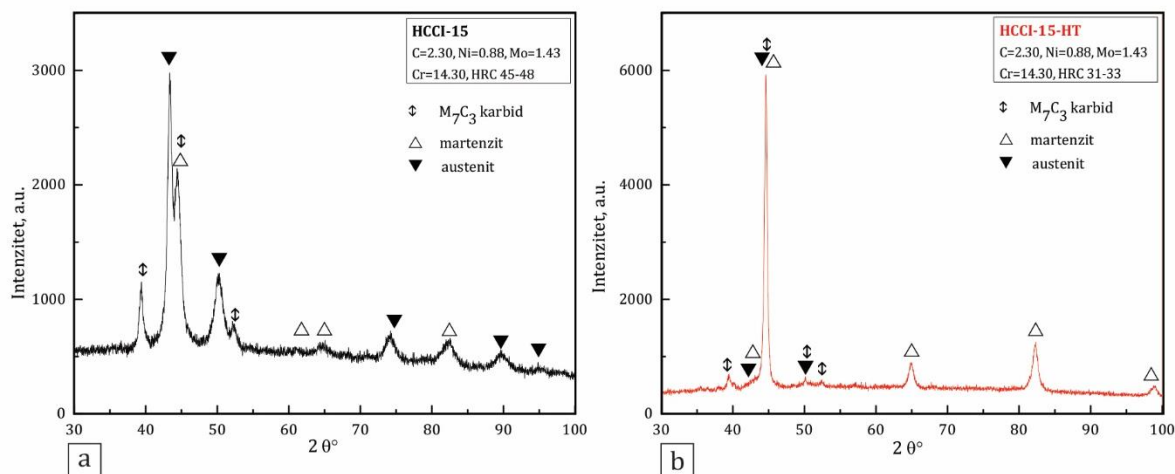
Slika 4.11. Mikrostruktura legure HCCI-15-HT (OM)



Slika 4.12. Mikrostruktura legure HCCI-15-HT (SEM)



Slika 4.13. SEM karakterizacija uzoraka: (a, b) HCCI-15 i (c, d) HCCI-15-HT



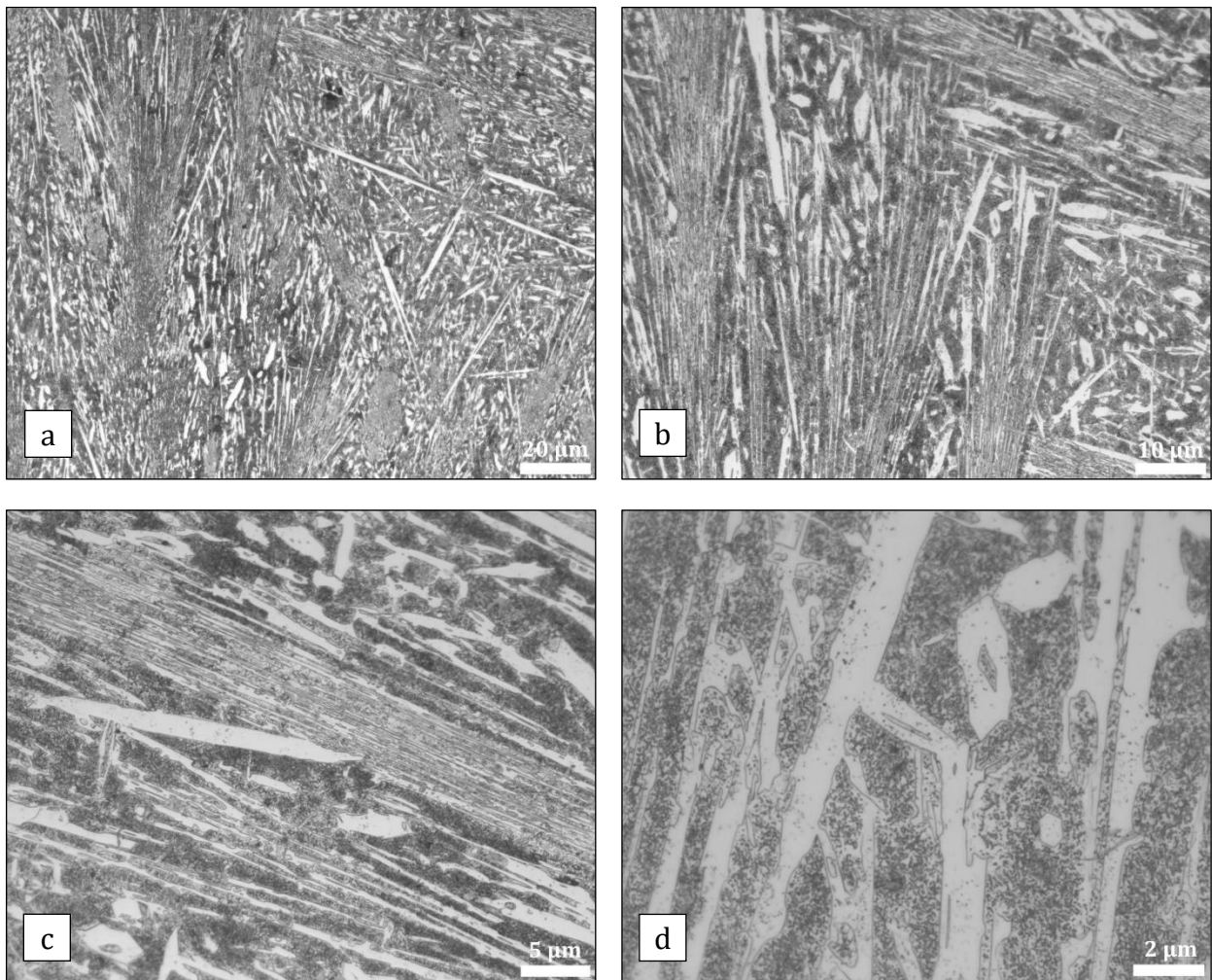
Slika 4.14. XRD analiza uzoraka: a) HCCI-15 i b) HCCI-15-HT

Za leguru HCCI-15 sadržaj Mo od $\sim 1,5\%$ je dovoljan da potisne perlitnu transformaciju, posebno ako se uzmu u obzir i sadržaji Ni i Cu u leguri, tabela 3.4 [14]. Preporučeni opseg temperature austenitizacije za leguru sa 15% Cr je 950-1010 °C [14, 142], tako da niža temperatura austenitizacije dovodi do pojave martenzita sa manjom količinom ugljenika. Ovakav martenzit ima nižu tvrdoću, tako da iako se sadržaj martenzita povećava u osnovi u odnosu na liveno stanje, on ne utiče na rast tvrdoće. Gubitak u ojačavanju usled osiromašenja čvrstog rastvora, zbog izdvajanja sekundarnih karbida, je znatno viši od uticaja čestičnog ojačavanja koje se dobija sekundarnom fazom i ojačavanja delimičnom transformacijom u martenzit, što i pokazuju vrednosti izmerene tvrdoće i mikrotvrdoće osnove, tabela 3.6.

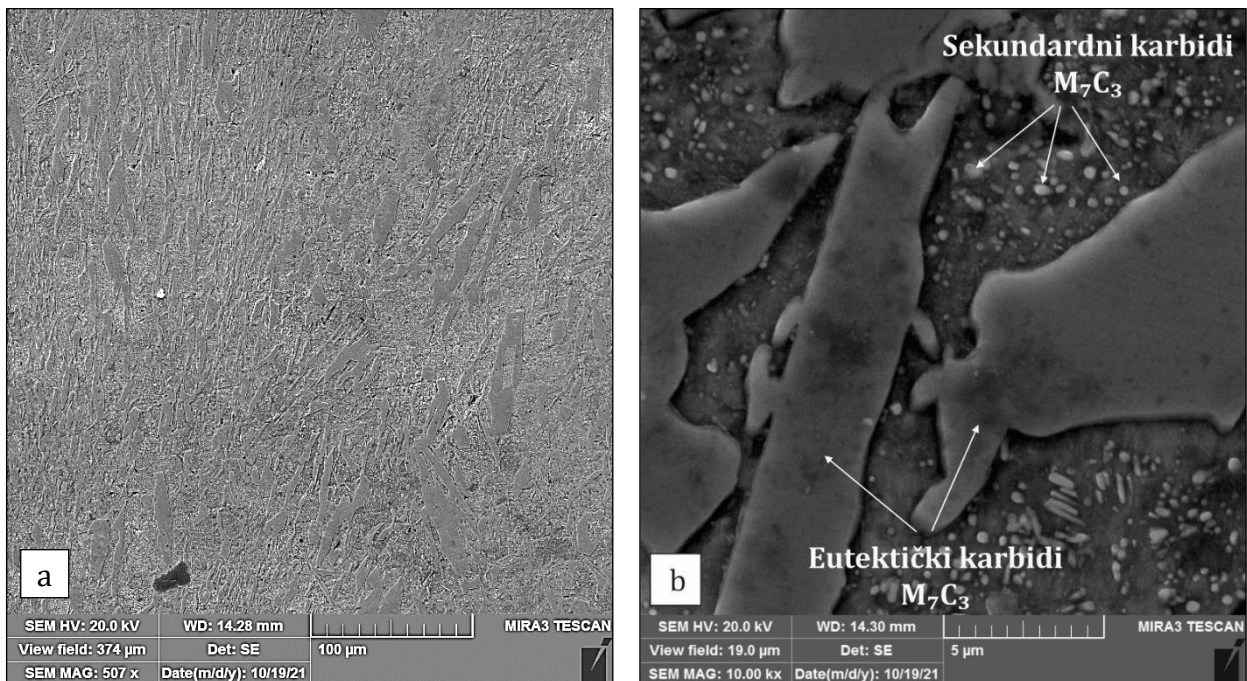
4.2.5 Uzorci HCCI-25-HT

Kao što je već rečeno, režim termičke obrade koja je izvedena na uzorcima HCCI-15 i HCCI-25 je prikazan na slici 4.10. Mikrostruktura uzorka HCCI-25-HT, dobijena optičkom mikroskopijom prikazana je na slici 4.15, dok je na slici 4.16 prikazana mikrostruktura dobijena skenirajućom elektronskom mikroskopijom. Na slici 4.17 prikazano je mikrostrukturno (SEM) poređenje legure sa 25%Cr pre i posle termičke obrade, a na slici 4.18 prikazana je XRD analiza HCCI-25 i HCCI-25-HT. I kod ove mikrostrukture, HCCI-25-HT, nije došlo do promene u dimenzijama primarnih eutektičkih karbida nakon termičke obrade, slika 4.15, kao što nije bio slučaj ni kod uzorka HCCI-15-HT. Izdvojeni sekundarni karbidi se razlikuju kako po obliku tako i po količini u odnosu na leguru HCCI-15-HT. Pored sferoidnih čestica uočavaju se i sitni štapićasti sekundarni karbidi tipa M_7C_3 , slika 4.16.b. Količina izdvojenih sekundarnih karbida je znatno manja, što je i razumljivo jer je ukupni zapreminski udeo osnove znatno manji, slika 4.15.d) i slika 4.16.b). Štapićasti karbidi su dužine do $2\mu\text{m}$, dok su sferoidni $<1\mu\text{m}$. U okolini krupnih primarnih eutektičkih karbida uočavaju se vrlo sitni sekundarni karbidi, slika 4.16.b), dimenzija $<0,1\mu\text{m}$. S obzirom da je to zona ranije izdvojenog martenzita uz granicu karbidne faze, pretpostavlja se da su oni nastali otpuštanjem martenzita. I kod ovog uzorka je tokom sporog hlađenja deo austenitne osnove transformisan u martenzit, dok je ostatak austenit, kako pokazuje rendgenostrukturalna analiza, slika 4.18.b), i zbirni efekat transformacija je rezultovao padom tvrdoće osnove, tabela 3.6.

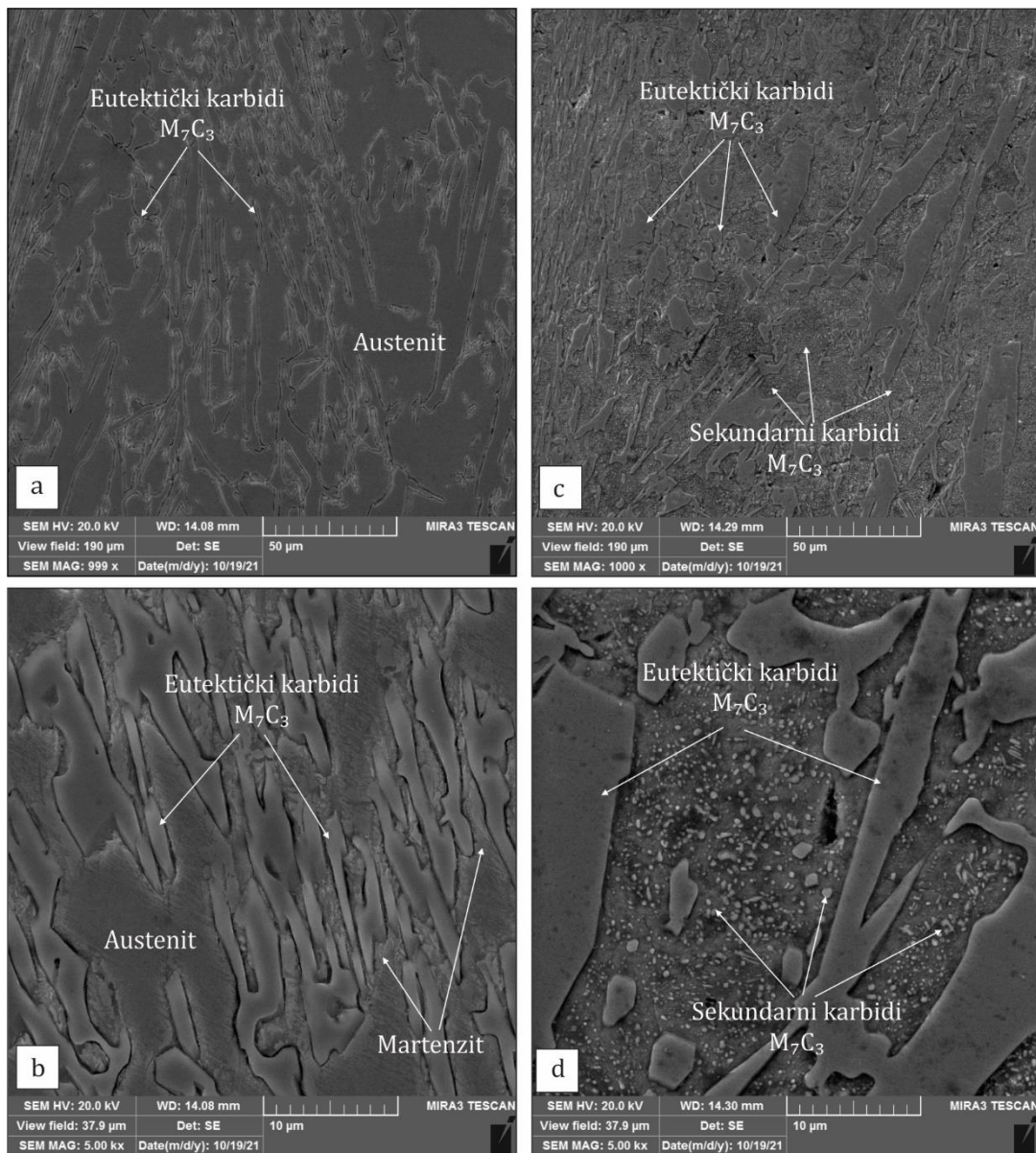
Kod legura sa 25%Cr, kao što je slučaj sa legurom HCCI-25, sadržaj od $\sim 0,5\%$ Mo je dovoljan da potisne perlitnu transformaciju, uzimajući u obzir sadržaj Ni i Cu u leguri, tabela 3.4 i slika 4.18 [14].



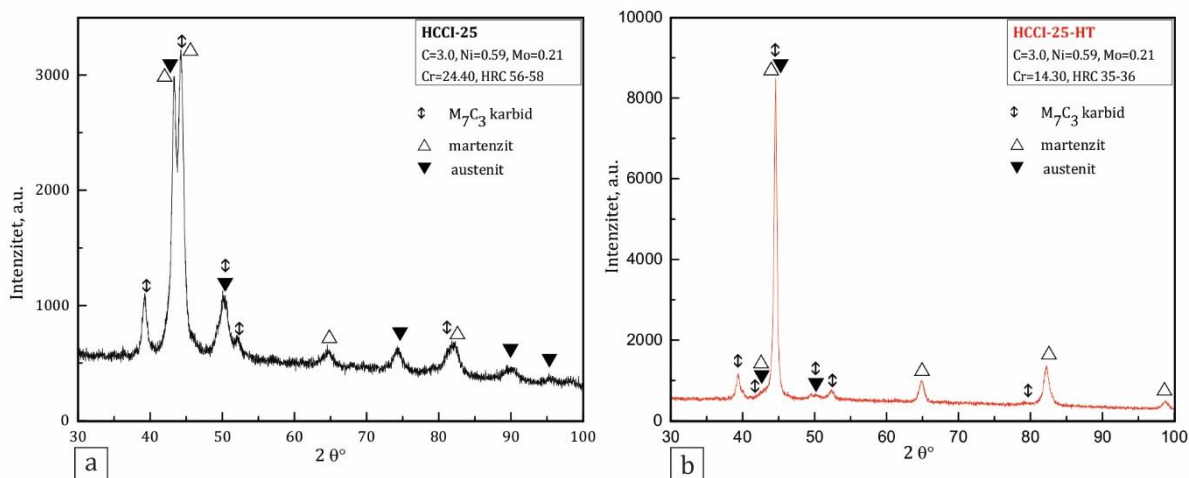
Slika 4.15. Mikrostruktura legure HCCI-25-HT (OM)



Slika 4.16. Mikrostruktura legure HCCI-25-HT (SEM)



Slika 4.17. SEM karakterizacija uzoraka: (a, b) HCCI-25 i (c, d) HCCI-25-HT



Slika 4.18. XRD analiza uzoraka: a) HCCI-25 i b) HCCI-25-HT

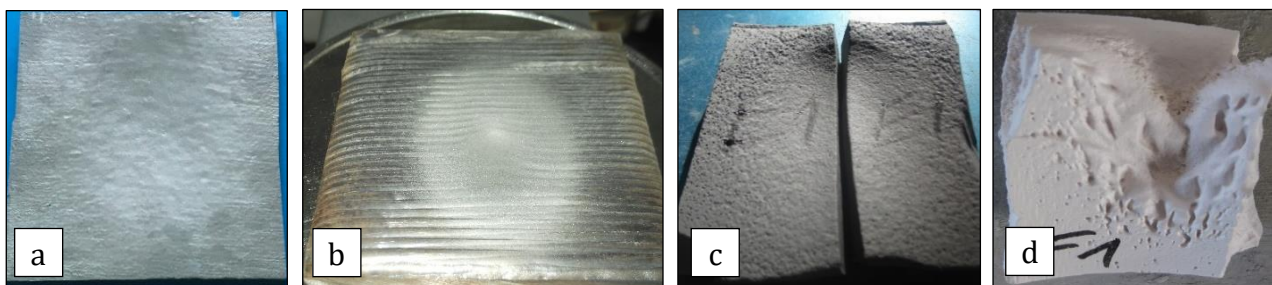
Preporučeni opseg temperature austenitizacije za leguru HCCI-25 je 1010-1090°C [14, 142], tako da austenitizacija izvedena na 960°C gotovo da eliminiše mogućnost pojave ojačavanja martenzitnom transformacijom. Gubitak u ojačavanju usled osiromašenja čvrstog rastvora je ovde još izraženiji, a doprinos čestičnog ojačavanja sekundarnim karbidima još manji, tako da se nakon termičke obrade beleži veći pad tvrdoće i mikrotvrdoće osnove, tabela 3.6, kod uzorka HCCI-25-HT, u poređenju sa HCCI-15-HT.

Poređenjem uzoraka HCCI-15-HT i HCCI-25-HT uočavaju se osnovne razlike:

- količina sekundarnih karbida kod HCCI-25-HT je manja nego kod HCCI-15-HT iz više razloga:
 - legura HCCI-25-HT zbog veće količine rastvorenog hroma ima manju rastvorljivost ugljenika,
 - zapreminski je prisutan manji udeo austenitne osnove,
 - temperatura austenitizacije je bila niža za ovaj tip legure da bi se izdvojila veća količina sekundarnih karbida,
 - pored sferoidnih kod HCCI-25-HT su izdvojeni i štapičasti sekundarni karbidi M_7C_3 ,
- transformacije tokom termičke obrade dovele su do višeg pada u mikrotvrdoći osnove kod legure HCCI-25-HT,
- u eutektičkoj fazi izdvojeno je znatno manje sekundarnih karbida kod HCCI-25-HT, u odnosu na HCCI-15-HT, što je najverovatnije posledica manjeg rastojanja između karbida i manjeg udela osnove u leguri,
- tokom termičke obrade izdvojeno je manje martenzita, u odnosu na polaznu strukturu, zbog niže temperature austenitizacije,
- u graničnoj oblasti osnova-karbid kod HCCI-25-HT uočeni su vrlo sitni karbidi koji su najverovatnije posledica otpuštanja martenzita; ova pojava nije uočena kod HCCI-15-HT.

4.3 Eroziiono ispitivanje u ekstremnim uslovima

Ispitivanje erozijom sa brzinom čestica od 90m/s i pod uglom udara od 45° u trajanju od 10min izvedeno je prema opisu u podpoglavlju 3.2, tabela 3.3. Ispitana su po dva uzorka legura HCCI-15, HCCI-15-HT, HCCI-25, HCCI-25-HT, HCCI-PTA, P-B (bazalt) i P-C (keramika na bazi aluminijum i cirkonijum oksida). Tokom ispitivanja uzorci od bazalta su pukli posle 2,15 i 3 min. Kod svih uzoraka posle ispitivanja uočeno je da je cela površina erodirala sa izraženim oštećenjem u obliku elipse u sredini uzoraka, a karakteristične erodirane površine iz svake grupe uzoraka su prikazane slici 4.19.

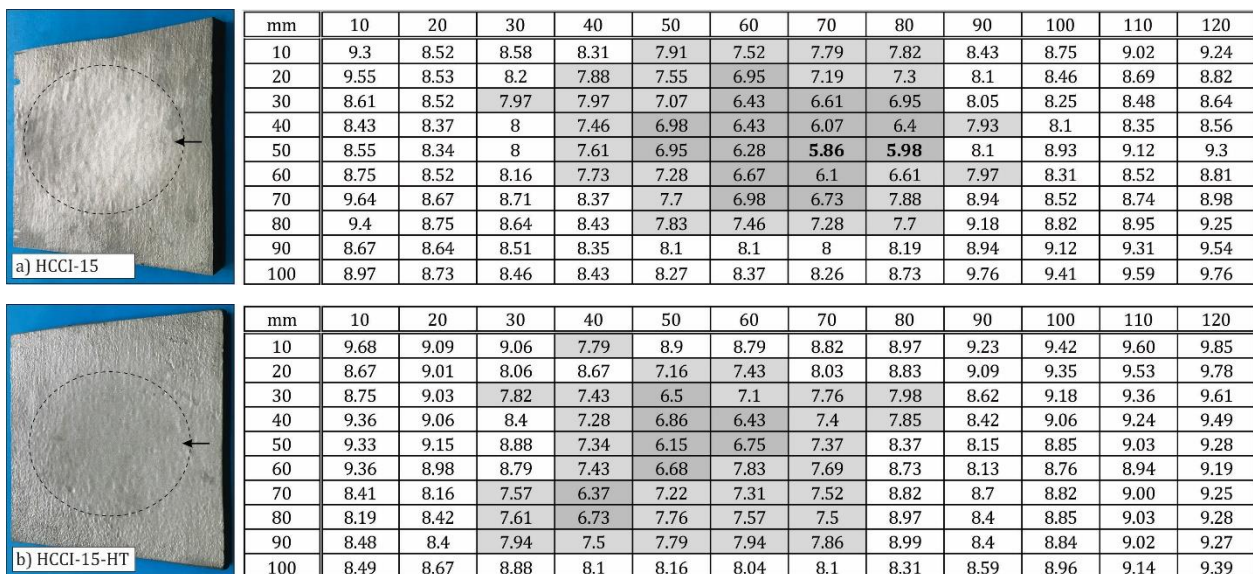


Slika 4.19. Izgled erozionih oštećenja: a) HCCI liveni uzorak (HCCI-15); b) prevlaka (HCCI-PTA); c) bazalt (P-B); d) keramika (P-C)

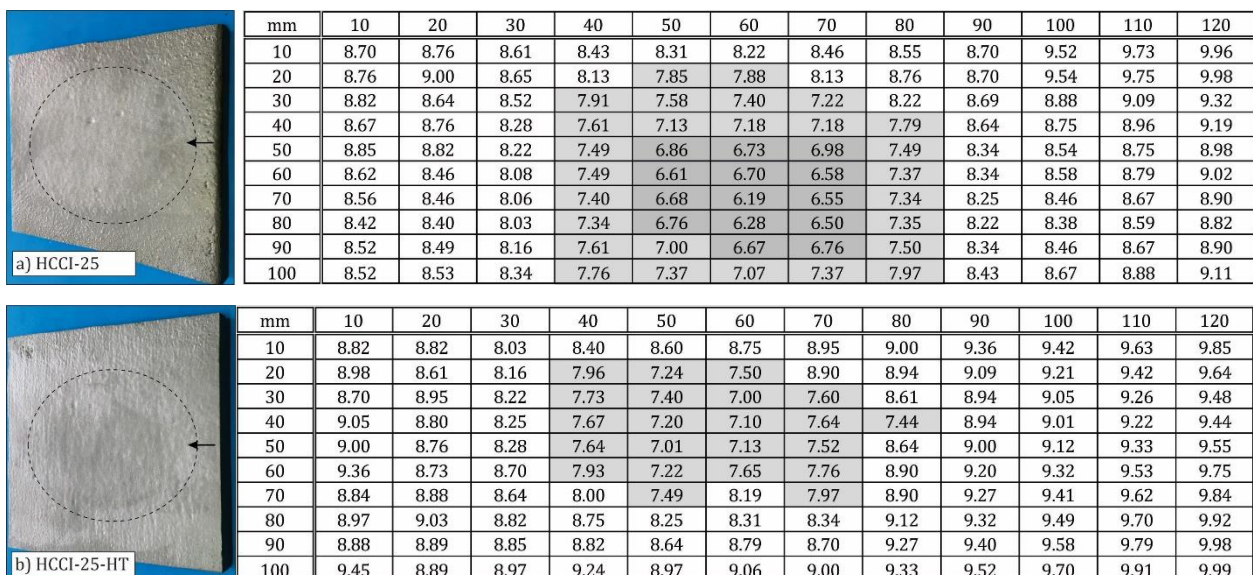
Kod livenih HCCI uzoraka izvršeno je merenje debljine uzoraka po celoj površini nakon ispitivanja erozijom, na po jednom od erodiranih uzoraka, da bi se odredio profil oštećenja po

debljini uzoraka. Merenja su izvršena ultrazvučnim meračem debljine materijala SA40+, mernog područja 0,7-300 mm, za korak merenja od 10 mm po obe ose površine uzoraka. Na slikama 4.20 i 4.21 osenčena su sva polja gde je eroziono habanje po debljini uzorka veće od 2 mm, gde tamnija polja predstavljaju oštećenja >3mm i >4mm. Analizirani profili uzoraka, sa tabelarnim prikazom izmerenih vrednosti erozionog habanja, prikazani su na slikama 4.20 (uzorci HCCI-15 i HCCI-15-HT) i 4.21 (uzorci HCCI-25 i HCCI-25-HT).

Primetno je da je veća dubina oštećenja postignuta kod uzoraka HCCI-15 i HCCI-15-HT, u odnosu na uzorke HCCI-25 i HCCI-25-HT. Takođe uočeno je da su za obe legure dublja oštećenja prisutna kod uzoraka u livenom stanju u odnosu na termički obrađene uzorke (HT). Najveća dubina oštećenja kod uzoraka iznosila je: 4,14 mm (HCCI-15), 3,85 mm (HCCI-15-HT), 3,81 mm (HCCI-25) i 3,0 mm (HCCI-25-HT).



Slika 4.20. Profili oštećenja po debljini erodiranih uzoraka: a) HCCI-15; b) HCCI-15-HT



Slika 4.21. Profili oštećenja po debljini erodiranih uzoraka: c) HCCI-25; d) HCCI-25-HT

Oštećenje oblika elipse na svakom uzorku čini približno 55-60% od ukupne površine uzorka, sa različitom dubinom oštećenja. Sličan oblik erodirane zone sa uočljivom plastičnom

deformacijom, do različitog stepena, po označenom smeru strujanja erodenta, može se uočiti na površini svih ispitivanih uzoraka izrađenih od metalnih legura, slika 4.19 (a, b). Ovakvo odnošenje materijala u erodiranim zonama posledica su velike energije udara erodentnih čestica (brzina čestica 90 m/s i protok čestica 3000 g/min). Takođe, uočene neravne karakteristike površine u erodiranoj zoni uzoraka dobijenih livenjem, odgovaraju greškama koje se nalaze neposredno ispod površine ispitivanog materijala, kao i neravnomernoj raspodeli tvrdih faza u tim zonama uzoraka. Dimenzije elipsastih oštećenja se kreću u opsegu 100-110 x 80-90 mm za HCCI uzorke.

Kod uzorka dobijenog navarivanjem (HCCI-PTA) izgled erodirane površine se unekoliko razlikuje zbog vidljivih prolaza navara koji su bili prepreka struji erodenta tokom ispitivanja. Dimenzije centralnog dela oštećenja kod ovog uzorka je u opsegu 80-90 x 65-75 mm, s tim što je izraženija lokalna plastična deformacija na sredini elipse oštećenja, koja je jednim delom posledica neravne površine usled postojanja prolaza.

Kod uzorka P-B (bazalt) takođe je primetno oštećenje u obliku elipse se uočljivim sitnim porama koje su greške u strukturi ovog materijala. S obzirom da su ovi uzorci pukli znatno pre kraja predviđenog trajanja ispitivanja, dubina oštećenja je najviša od ispitanih uzoraka i postignuta je za vrlo kratko vreme, bez pojave plastične deformacije.

Jedino oštećenje koje se znatno razlikuje od prethodnih je oštećenje uzorka P-C (keramika), slika 4.19d. I ovo oštećenje je elipsastog oblika, međutim greške u strukturi keramike su najverovatnije bile većih dimenzija pa je oštećenje tokom erozionog testa dovelo do toga da se na uzorcima pojave dublja oštećenja koja su se razvijala po greškama u strukturi materijala. I kod ovog uzorka nije primećena plastična deformacije u zoni oštećenja.

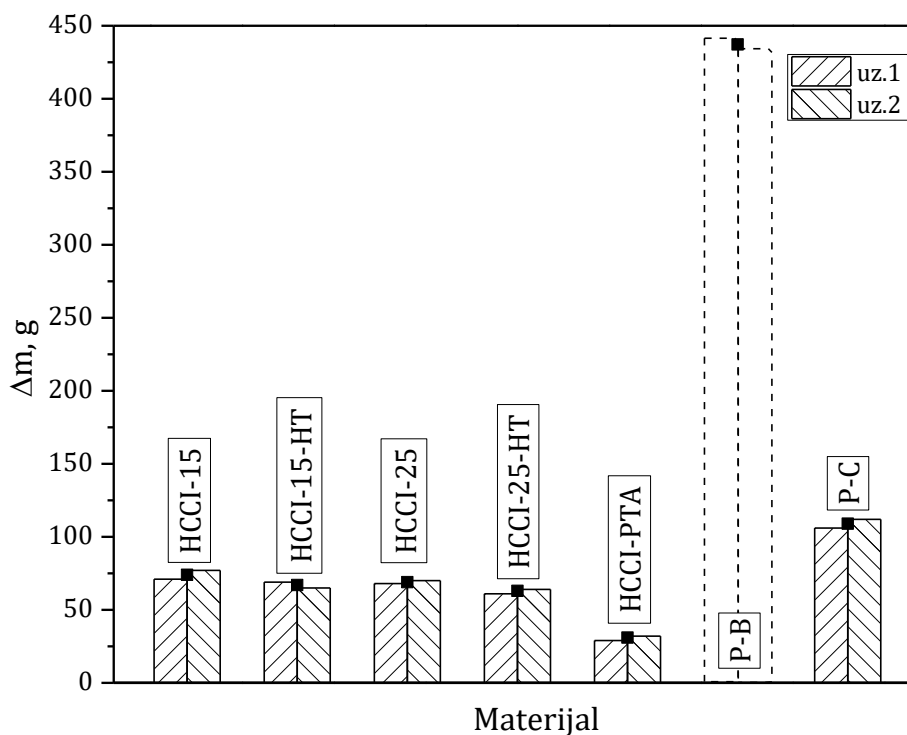
Masa ispitivanih uzoraka je izmerena pre i posle erozionog testa, a rezultati su prikazani u tabeli 4.4, zajedno sa izračunatim gubitkom mase Δm . Na slici 4.22 dat je uporedni prikaz erozione otpornosti ispitivanih legura na osnovu gubitka mase Δm .

Tabela 4.4. Gubitak mase ispitanih uzoraka tokom erozionog testa

Uzorci (materijal)	Masa, m [g]				Δm %
	pre	posle	Δm	Δm_{sr}	
HCCI-15	1098,5	1027,3	71,2	74,0	6,63
	1135,3	1058,5	76,8		
HCCI-15-HT	1112,6	1043,4	69,2	67,0	6,19
	1053,5	988,7	64,8		
HCCI-25	1090,4	1022,6	67,8	69,0	6,25
	1118,7	1048,5	70,2		
HCCI-25-HT	1120,2	1059,4	60,8	62,3	5,68
	1075,1	1011,3	63,8		
HCCI-PTA	1019,2	990,1	29,1	30,7	2,99
	1035,6	1003,4	32,2		
P-B	675,5	552,3	*1	/	/
	653,8	560,4	*2		
P-C	755,2	649,3	105,9	109,1	14,57
	742,8	630,6	112,2		

Napomena: uzorak P-B je tokom ispitivanja pukao: *1) posle 3 min; *2) posle 2.15 min

Na osnovu rezultata prikazanih u tabeli 4.4 uočava se da je razlika u relativnom gubitku mase Δm (%) između legura HCCI-15 i HCCI-25 mala (6.63 % naspram 6.25%), iako uzorak HCCI-25 u odnosu na HCCI-15 ima značajno veći Cr/C odnos (8,13 naspram 6,21) kao i značajno veći zapreminski udeo karbidne faze CVF (35% naspram 21%). Sa povećanjem odnosa Cr/C raste zapreminski udeo karbidne faze i otpornost legura na habanje, na približno linearan način [104], međutim ovi uslovi nisu dovoljni za definisanje otpornosti legure na habanje. Prema istraživanjima [104, 109] kod legura sa odnosom $Cr/C \approx 6.8$ se izdvaja karbidna faza $(Cr_4Fe_3)C_3$ koja ima najbolju tvrdoću, modul elastičnosti i žilavost loma, što obezbeđuje veću otpornost takve legure na eroziju. Takođe, od značaja je i veličina karbidne faze, jer sa porastom broja čestica karbidne faze takođe raste i otpornost na habanje. Legura HCCI-15 ima odnos $Cr/C=6.2$ i finije karbide (slika 4.4), tako da i pored manjeg $CVF_{HCCI-15}$ u odnosu na $CVF_{HCCI-25}$, ova legura pokazuje dobru otpornost na udarna opterećenja tokom erozionog testa. Legura HCCI-25 najverovatnije ima izdvojene karbide tipa $(Cr_{4.3}Fe_{2.6})C_3$, koji su slične tvrdoće kao $(Cr_4Fe_3)C_3$, ali su istovremeno i više kruti jer za odnos $Cr/C > 6,8$ preko raste i krtost karbida [104, 109]. Takođe, karbidi kod legure HCCI-25 su značajno krupniji, slika 4.6, pa su s toga slabije vezani za osnovu.



Slika 4.22. Rezultati erozionog habanja ispitanih uzoraka iskazani kroz gubitak mase (Δm) (Napomena: Δm za uzorke P-B je preračunat na 10 min ispitivanja)

Legura HCCI-PTA, koja ima sličnu vrednost Cr/C kao i HCCI-25 i čiji je $CVF \approx 25\%$, ima značajno manji gubitak mase i pokazuje bolju otpornost na eroziju. Razlog za bolju otpornost legure HCCI-PTA nije tip karbidne faze M_7C_3 , već veličina karbidnih čestica, slika 4.8, kao i duktilnija osnova. Bolje karakteristike ove legure mogu da se pripišu njenoj izmenjenoj eutektičkoj morfologiji. Manje izduženi i manje kontinualni eutektički karbidi M_7C_3 u ovoj leguri mogu dodatno da poboljšaju otpornost na eroziju [104, 102, 176-178]. Karbidi HCCI-PTA legure su za red veličine manji u odnosu na karbide HCCI-25 legure, a takođe su značajno bolje vezani za osnovu, koja je i dodatno ojačana legiranjem.

Kod termički obrađenih uzoraka HCCI-15-HT i HCCI-25-HT izdvojen je veliki broj čestica sekundarnih karbida M_7C_3 , kao i određena količina martenzita, slike 4.11-4.18, što je rezultovalo manjim relativnim gubitkom mase (tabela 4.4) u odnosu na legure u livenom stanju (HCCI-15 i HCCI-25). Međutim, primarni karbidi nisu zahvaćeni termičkom obradom, a osnova nije u potpunosti transformisana u martenzit, pa je i dalje otpornost ovih legura značajno niža u odnosu na leguru HCCI-PTA.

Uzorci izrađeni od keramike na bazi aluminijum i cirkonijum oksida (P-C), koja se koristi kao komercijalna zaštita za cevovode za transport pepela, su pokazali znatno manju (~2 puta niže vrednosti Δm) erozionu otpornost od svih ispitanih legura, slika 4.22.

Međutim, uzorci od bazalta (P-B), za koje je preračunat gubitak mase na predviđeno trajanje eksperimenta od 10 min, slika 4.22, su pokazali ~4 puta manju otpornost od uzoraka P-C i oko ~6 puta manju otpornost od uzoraka metalnih legura. Očigledno je da je osnovna struktura ovih nemetalnih uzoraka nedovoljna zaštita za ekstremne uslove erozije.

4.4 Mehanizmi erozije

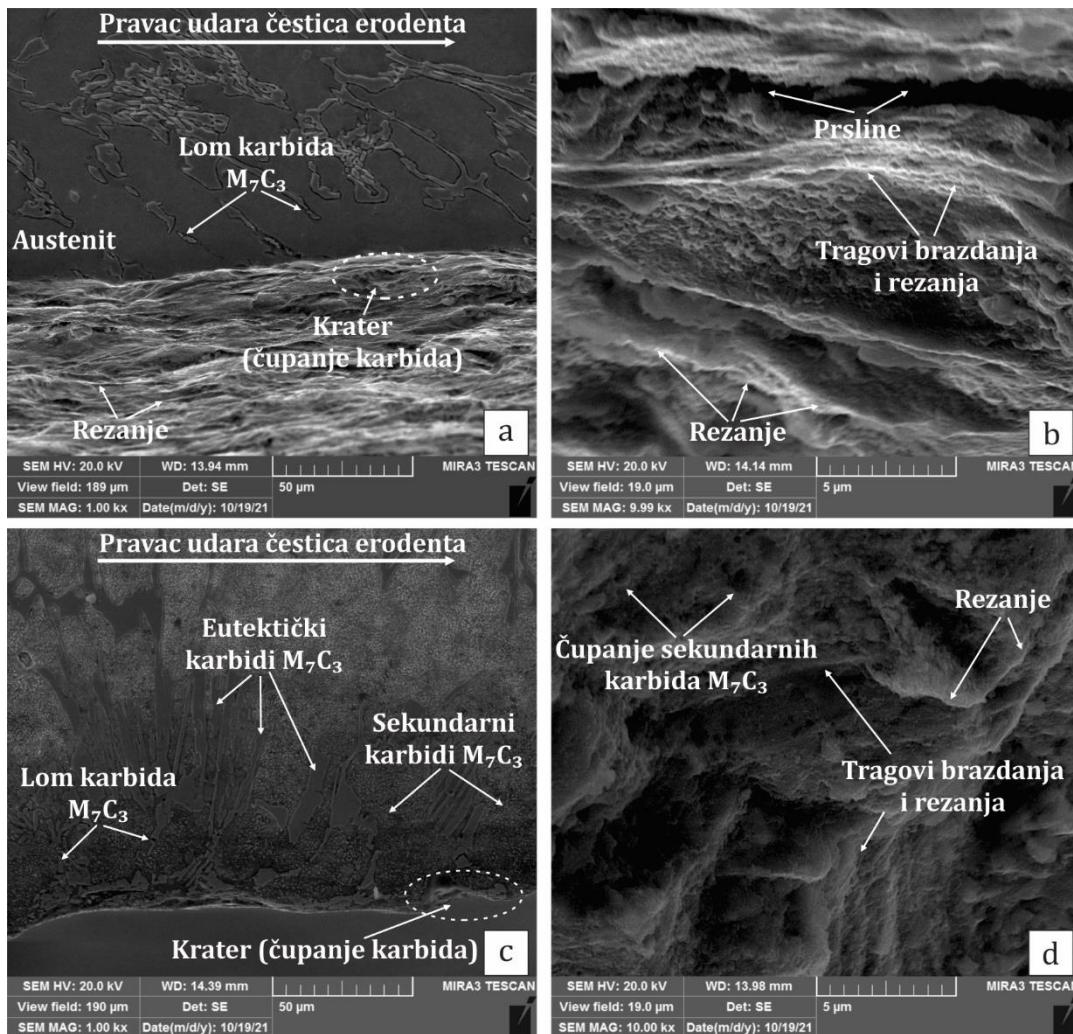
HCCI-15 i HCCI-15-HT. Erozijska oboje legure, HCCI-15 i HCCI-15-HT, odvija se kroz nekoliko različitih mehanizama erozije, na prikazanoj SEM mikrostrukturi, slika 4.23(a-d). Osnova oba materijala uglavnom je erodirana mehanizmom sečenja, brazdanjem i plastičnom deformacijom. Eutektički karbidi (M_7C_3), koji su tvrdi od osnove, erodiraju se mehanizmom brazdanja, nakon čega sledi lom karbida i njihova mikrodefragmentacija. Tokom procesa erozije, nakon značajne erozije meke uglavnom austenitne osnove, pojavljuje se i mehanizam izvlačenja i eutektički karbidi bivaju potkopani i odvojeni iz osnove (tzv. čupanje karbida).

Podpovršinski lom eutektičkih karbida oblika štapića pojavio se usled visokoenergetskih sudara između erodenta i osnove kod oba uzorka HCCI-15, slika 4.23(a,c). Dodatni mehanizam erozije uzorka HCCI-15-HT je čupanje sekundarnih karbida iz osnove, kao što je prikazano na slici 4.23d. Sekundarni karbidi raspoređeni u osnovi uzorka HCCI-15-HT predstavljaju dodatnu prepreku sudaru između materijala i čestica erodenta.

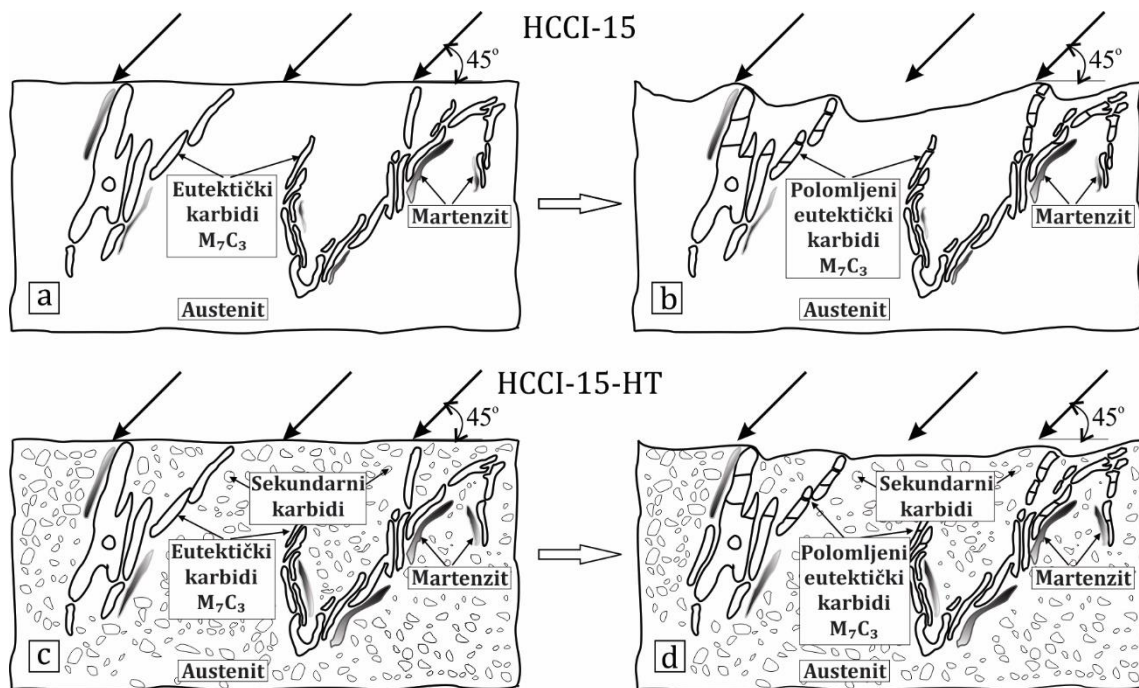
Prilikom sudara čestica erodenta i sekundarnih karbida u osnovi, čestice erodenta menjaju svoj pravac, smanjuju energiju i brzinu udara i na taj način se smanjuje gubitak metala. Ipak, doprinos sekundarnih karbida erozionoj otpornosti i smanjenju gubitka mase je neznatan tokom ekstremnih erozionih uslova kod legure tipa HCCI-15-HT, slika 4.22. U ovom slučaju, glavni doprinos sekundarnih karbida je u ograničenju plastične deformacije osnove legure. Može se zaključiti da su slični mehanizmi erozije prisutni kod oba ispitivana uzorka (HCCI-15 i HCCI-15-HT). Međutim, veća plastična deformacija osnove se desila u livenom uzorku sa osnovom koja nije čestično ojačana. Slika 4.24 šematski prikazuje mehanizme erozije za HCCI-15 i HCCI-15-HT legure, tj. u livenom stanju i nakon termičke obrade (HT).

HCCI-25 i HCCI-25-HT. U oba erodirana uzorka HCCI-25 i HCCI-25-HT, na prikazanoj SEM mikrostrukturi, slika 4.25 (a-d), funkcionišu slični mehanizmi erozije kao u leguri HCCI-15, odnosno sečenje, brazdanje i plastična deformacija, mikrodefragmentacija i čupanje eutektičkih karbida. U slučaju uzorka HCCI-25 (sl. 4.25b) uočeno je i formiranje tzv. usana, usled plastične deformacije. Veći zapreminski udeo eutektičkih karbida, zajedno sa osnovom koja sadrži ravnomerno raspoređene velike primarne i fine sekundarne karbide, predstavlja dobru prepreku za sudare sa česticama erodenta. Veći broj sudara između čestica erodenta i karbida dovodi do smanjenja gubitka mase, sl. 4.22.

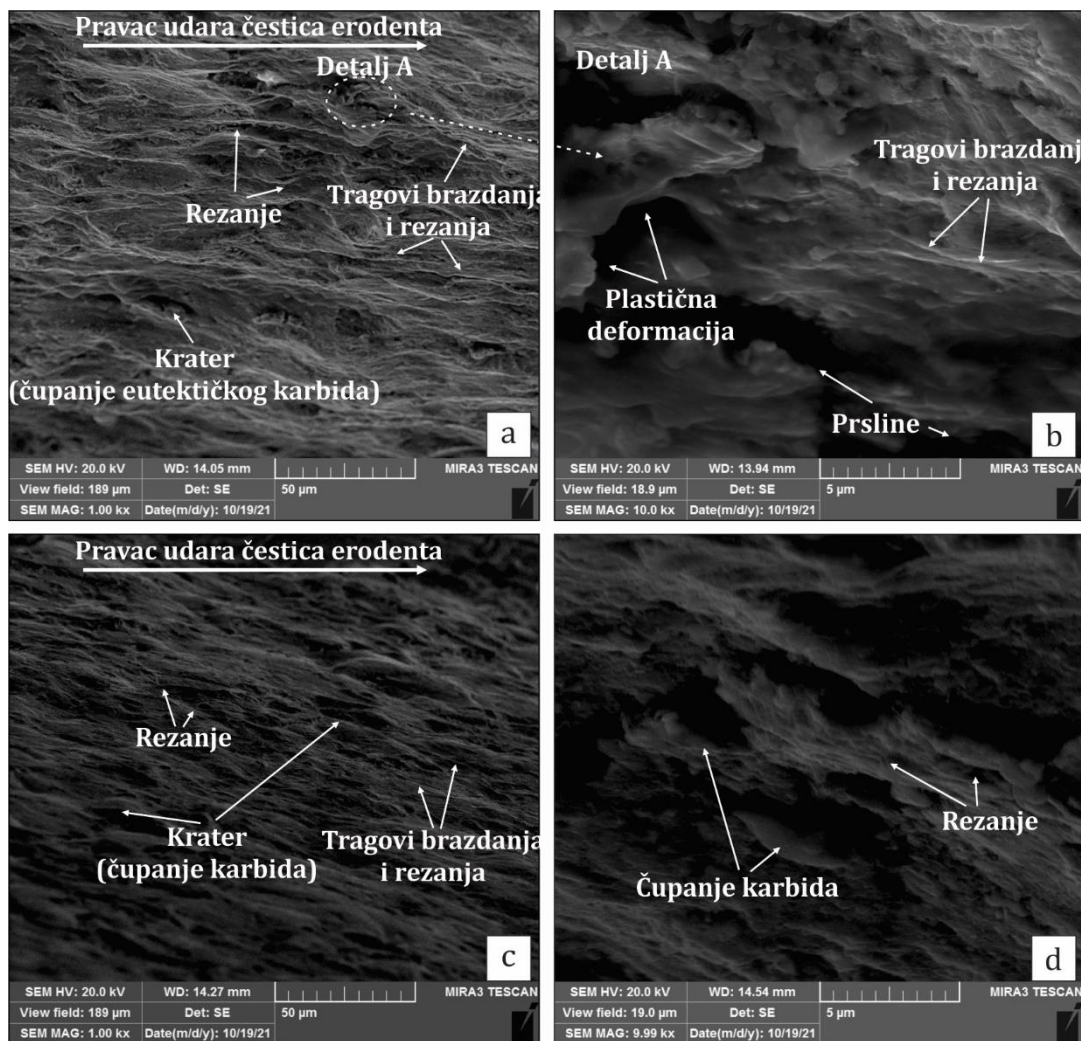
Može se zaključiti da su mehanizmi erozije u obe ispitivane legure (HCCI-15 i HCCI-25) slični. Oba termički obrađena uzorka (HCCI-15-HT i HCCI-25-HT) imaju bolju otpornost na eroziju, od uzoraka u livenom stanju, slika 4.22. Uzorak HCCI-25-HT pokazao se kao najotporniji na eroziju zbog većeg ukupnog zapreminskog udela karbida, posebno primarnih karbida u osnovi koji su takođe veći, uprkos nešto manjem zapreminskom udelu sekundarnih karbida u poređenju sa uzorkom HCCI-15-HT (slike 4.12.b i 4.16.b) [106]. U zavisnosti od uslova radne sredine i stepena erozije, lom eutektičkih karbida je prilično uobičajen u svim HCCI legurama [104, 123, 178]. Prisutni manje kontinualni eutektički karbidi M_7C_3 u leguri HCCI-25 mogu dodatno da poboljšaju otpornost ove legure na mikrolom karbida [104, 176-178], međutim sudeći prema odnosu Cr/C za leguru HCCI-25 eutektički karbidi su značajno manje otpornosti na rast prslina. Slika 4.26 šematski prikazuje mehanizme erozije za HCCI-25 i HCCI-25-HT legure, u livenom stanju i nakon termičke obrade (HT).



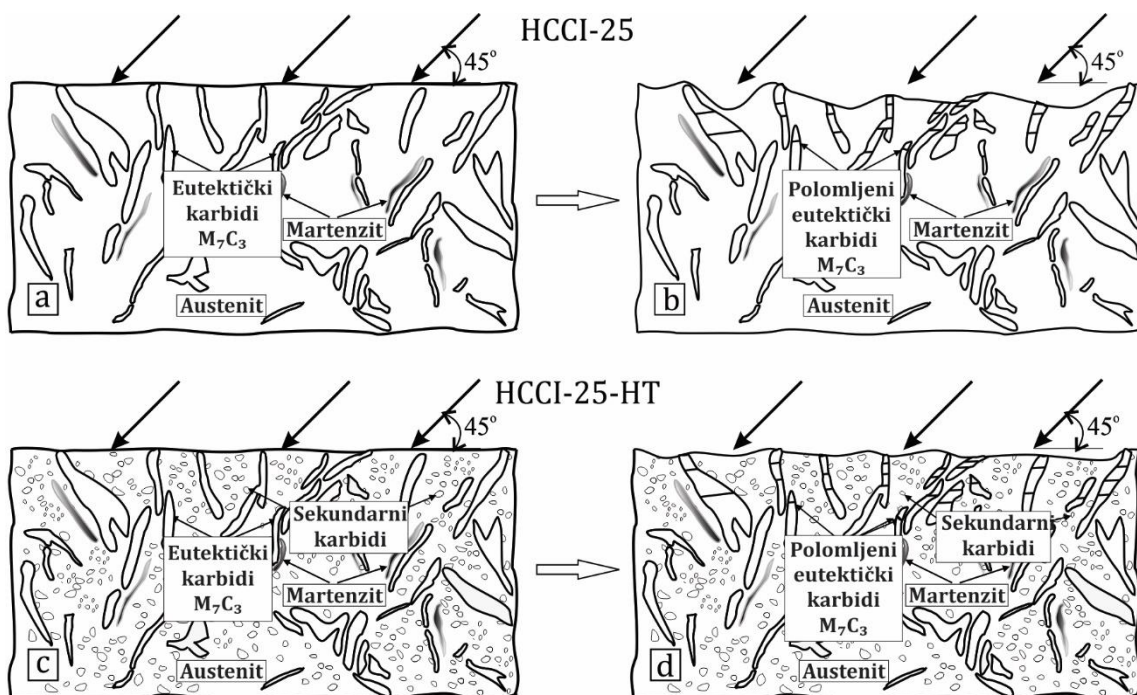
Slika 4.23. SEM mikrofotografije erodirane površine uzoraka: (a, b) HCCI-15 i (c, d) HCCI-15-HT



Slika 4.24. Šematski prikaz mehanizama erozije: (a, b) HCCI-15 i (c, d) HCCI-15-HT

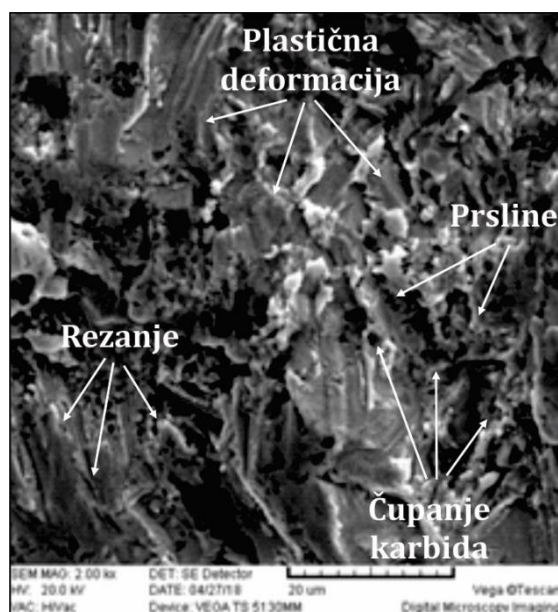


Slika 4.25. SEM mikrofotografije erodirane površine uzoraka: (a, b) HCCI-25 i (c, d) HCCI-25-HT

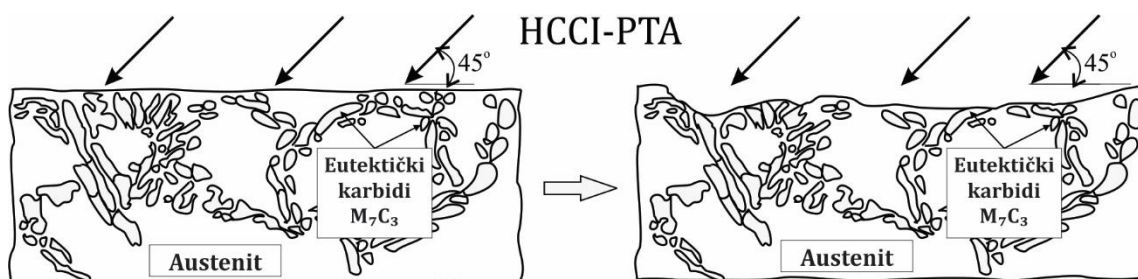


Slika 4.26. Šematski prikaz mehanizama erozije: (a, b) HCCI-25 i (c, d) HCCI-25-HT

HCCI-PTA. Kod uzorka HCCI-PTA, kao i kod prethodno opisanih uzoraka, na SEM mikrostrukturi se uočava da je površina erodirana mehanizmima sečenja, brazdanja, plastične deformacije i čupanjem eutektičkih karbida, slika 4.27. Zbog malih dimenzija eutektičkih karbida (10 puta manjih dimenzija od livenih HCCI uzoraka) ne dolazi do njihove defragmentacije, već se posle uklanjanja osnove erozijom, čupaju celi karbidi iz eutektičke faze. Kod legura sa eutektičkim karbidima manjih dimenzija, manje je izražena plastična deformacija osnove jer se uklanjanjem čestica iz osnove troši energija erodenta za dalje procese deformacije. Nasuprot tome, kod legura sa grubljim eutektičkim karbidima, zbog veće površine vezivanja karbida, energija oslobođena tokom procesa udara čestica erodenta se prenosi i na osnovu do trenutka čupanja karbida, pa je neophodan veći broj udara čestica erodenta da bi se karbid iščupao. Tokom ovog procesa deformiše se osnova i pojavljuju sekundarna oštećenja tipa prsline, ispod zone zahvaćene erozijom. Slika 4.28 šematski prikazuje mehanizme erozije za HCCI-PTA leguru.



Slika 4.27. SEM mikrofotografija erodirane površine uzorka HCCI-PTA



Slika 4.28. Šematski prikaz mehanizama erozije uzorka HCCI-PTA

Kod uzorka HCCI-PTA treba da se naglasi, da je pored većeg udela karbidne faze značajno za otpornost na eroziju i to što su karbidi jače vezani zbog značajno većeg ojačavanja čvrstim rastvorom više legirane osnove. Generalno, legura HCCI-PTA je pokazala najveću otpornost na eroziju visokog intenziteta, tabela 4.4 i slika 4.22, zbog:

- većeg udela karbidne faze i
- malih dimenzija karbida, odnosno većeg broja čestica u duktilnoj osnovi.

4.5 Erozijsko ispitivanje *in-situ* (HCCI-CL)

Nakon erozijskih ispitivanja uzoraka iz grupe livenih legura HCCI izvršen je izbor za izradu dela koji je izrađen i ugrađen u cevovod za transport pepela na postrojenju 650MW čiji su problemi u eksploataciji predstavljeni u poglavlju 2. Kriterijumi za izbor legure za izradu mašinskog dela su zasnovani na:

- mehanizmu otpornosti prema eroziji i
- ceni izrade dela.

Na osnovu rezultata ispitivanja erozijske otpornosti, iskazane gubitkom mase (slika 4.22), ustanovljeno je da postoje vrlo male razlike u vrednostima Δm između uzoraka HCCI-15, HCCI-15-HT, HCCI-25 i HCCI-25-HT. Nešto je niža erozijska otpornost ovih legura u poređenju sa uzorkom HCCI-PTA, koji predstavlja komercijalnu prevlaku namenjenu za iste uslove rada, i značajno je viša od do sada korišćenih zaštitnih slojeva na bazi bazalta i keramike, slika 4.22. Međutim, komercijalna HCCI-PTA prevlaka za slučaj izrade cevi nije primenljiva zbog nedostupnosti unutrašnje površine za njeno nanošenje, a takođe joj je i veća cena izrade.

Kod legura sa 15% i 25% hroma, u termički obrađenom stanju se dodatno izdvaja i značajna količina sekundarnih karbida što omogućuje da se tokom erozije čupaju karbidi, umesto da se udarna oštećenja prenose na osnovu i izazivaju podpovršinske prsline koje su glavni uzrok uklanjanja većih komada materijala sa površine. Takođe, kako je već istaknuto, karbidi kod legure sa 15%Cr imaju najvišu otpornost na rast prsline s obzirom da se za taj sastav izdvajaju karbidi tipa M_7C_3 bliski sastavu $(Cr_4Fe_3)C_3$ koji ima najveći udeo metalne veze [104, 109].

Razmatrajući sve gore navedene kriterijume, odlučeno je da se deo za ispitivanje *in-situ* izradi od legure HCCI-15-HT. Takođe, od svih delova cevovoda odlučeno je da se izradi cevni luk kod koga otpori strujanju radnog fluida u ekstremnim eksploatacionim uslovima najviše pogoduju pojavi izrazitih oštećenja usled erozije. Cevni luk, prikazan na slici 3.8, je izrađen u livnici Morsad d.o.o., Topola, sa istim parametrima termičke obrade kao i ispitani uzorci HCCI-15-HT. U istoj livnici su izrađeni i termički obrađeni uzorci HCCI-15 i HCCI-25 za eksperimentalna istraživanja u ovoj disertaciji. Na osnovu hemijskog sastava cevnog luka (HCCI-CL), tabela 3.9, određeno je da ova legura ima odnos $Cr/C=6,7$ kao i zapreminski udeo karbidne faze od 21,6%. Ovi podaci, kako je to već istaknuto ranije, govore da je u pitanju podeutektska legura sa izdvojenim karbidima tipa M_7Cr_3 koji su vrlo bliski po sastavu $(Cr_4Fe_3)C_3$.

Kako je već istaknuto u podpoglavlju 3.3.4, slika 3.8, cevni luk dimenzija $\varnothing_u 250\text{mm} \times 25-60\text{mm}$, $R=1000\text{mm}$, je izrađen sa promenljivom debljinom zida pa je tako istegnuta zona, zbog očekivane intenzivnije erozije, debljine do 60mm u zoni radijusa, dok je pritisna zona uniformne debljine od 25mm. Cevni luk je ugrađen i njegova demontaža je izvršena nakon 25 meseci rada na TE postrojenju. U tom periodu, cevni luk je $\sim 16000\text{h}$ rada *in-situ* bio izložen intenzivnoj eroziji čestica pepela sa visokom količinom mineralnih sastojaka, i pri tome nije bilo zabeleženih zastoja niti otkaza ovog elementa sistema za otpeljavanje.

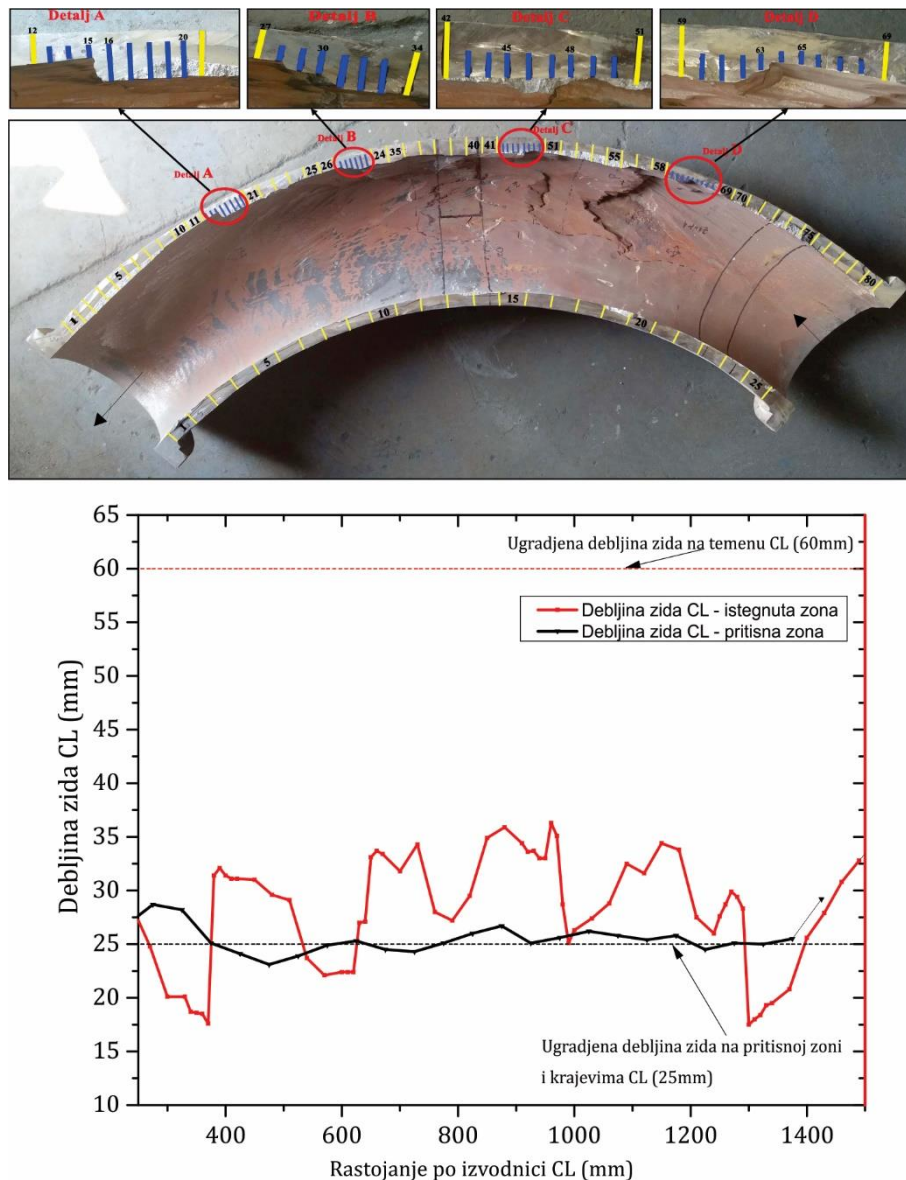
U periodu ispitivanja *in-situ*, nakon $\sim 14000\text{h}$ rada izvršeno je merenje debljine zida ultrazvučnim meračem u istegnutoj zoni ugrađenog cevnog luka, duž izvodnice, kao i pod uglom od $22,5^\circ$ sa obe strane od centralne izvodnice. Zbog ograničenja opsega merenja uređaja za merenje debljine zida cevi na bazi ultrazvuka, samo ona merenja koja su izvedena na sastavnim delovima cevnog luka i prave deonice su mogla da se smatraju relevantnim i iznosila su 17,7-36,7 mm u zavisnosti od položaja ispitane zone.



Slika 4.29. Cevni luk (in-situ): izgled unutrašnje površine nakon ~16000h rada

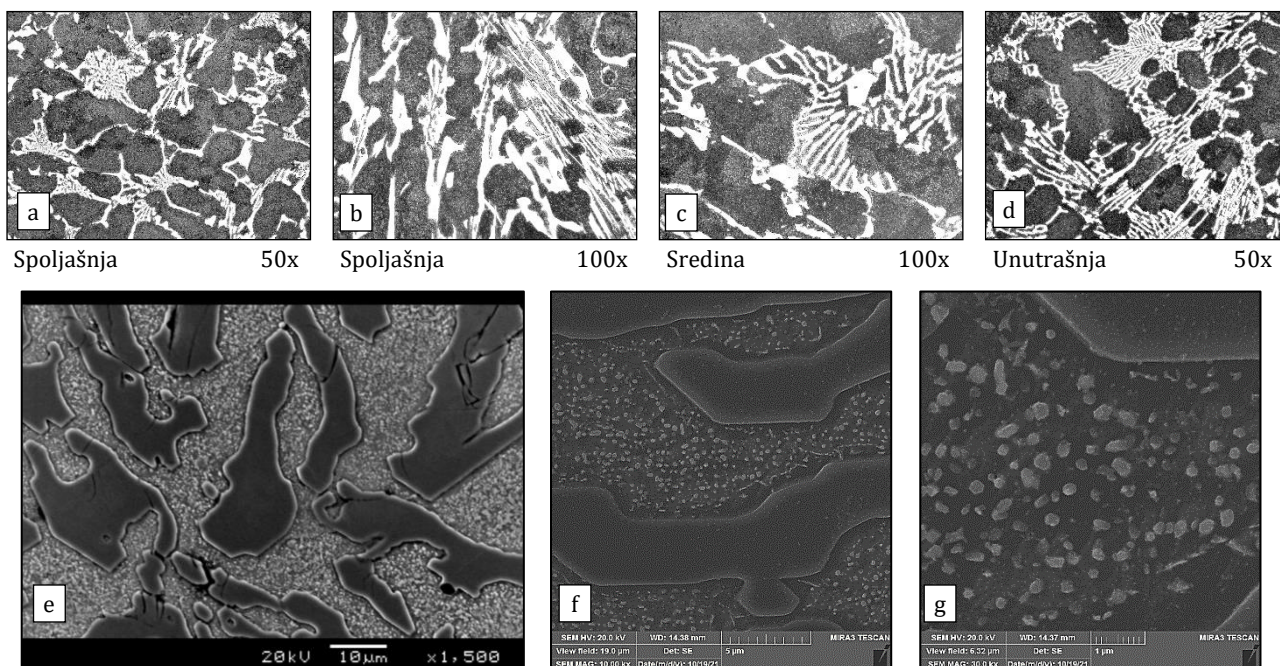
Kao što je već napomenuto, tokom ~16000h rada nije došlo do otkaza ovog elementa, čime je isti prevazišao radni vek do tada korišćenih cevnih lukova presvučenih bazaltom (<7000h), odnosno presvučenih keramikom (10000-12000h rada). Nakon demontaže, cevni luk je uzdužno isečen sa ciljem da se uoči profil oštećenja koji je nastao tokom rada, slika 4.29. Iz tih polovina su uzeti uzorci za metalografska i druga ispitivanja.

Vizuelnom kontrolom je ustanovljeno da su na unutrašnjoj površini polovine cevnog luka (CL) prisutna oštećenja usled pneumatskog transporta pepela, različitog stepena habanja po pravcu strujanja (zone I, II i III) od početka ka kraju cevnog luka, slika 4.29. Najneravnomernije habanje je primetno u zoni neposrednog nailaska struje erozivnih čestica na zakrivljenje cevnog luka, zona I na slici 4.29. U oblasti između zone I i II uočljiva su uzdignuća koja ukazuju da se erozija površine prvo odvijala u zonama sa najvećom brzinom strujanja. Ova vrsta oštećenja, manjeg intenziteta, je uočljiva i u zoni II (teme cevnog luka), dok se u zoni III uočava ravnomerno odnošenje materijala sve do izlaska struje erodenta iz cevnog luka. U zoni I gde su prisutna najneravnomernija oštećenja (detalj D, slika 4.30) i u oblasti iza zone III (izlazna oblast CL) gde su prisutna ravnomerna odnošenja materijala (detalj A, slika 4.30), su zabeležene i najmanje izmerene vrednosti debljine zida CL. Najveće stanjenje debljine zida CL kao posledica odnošenja materijala je zabeleženo u zoni I (stanjenje do 60%), dok je prosečno stanjenje cevnog luka iznosilo ~47%, slika 4.30.

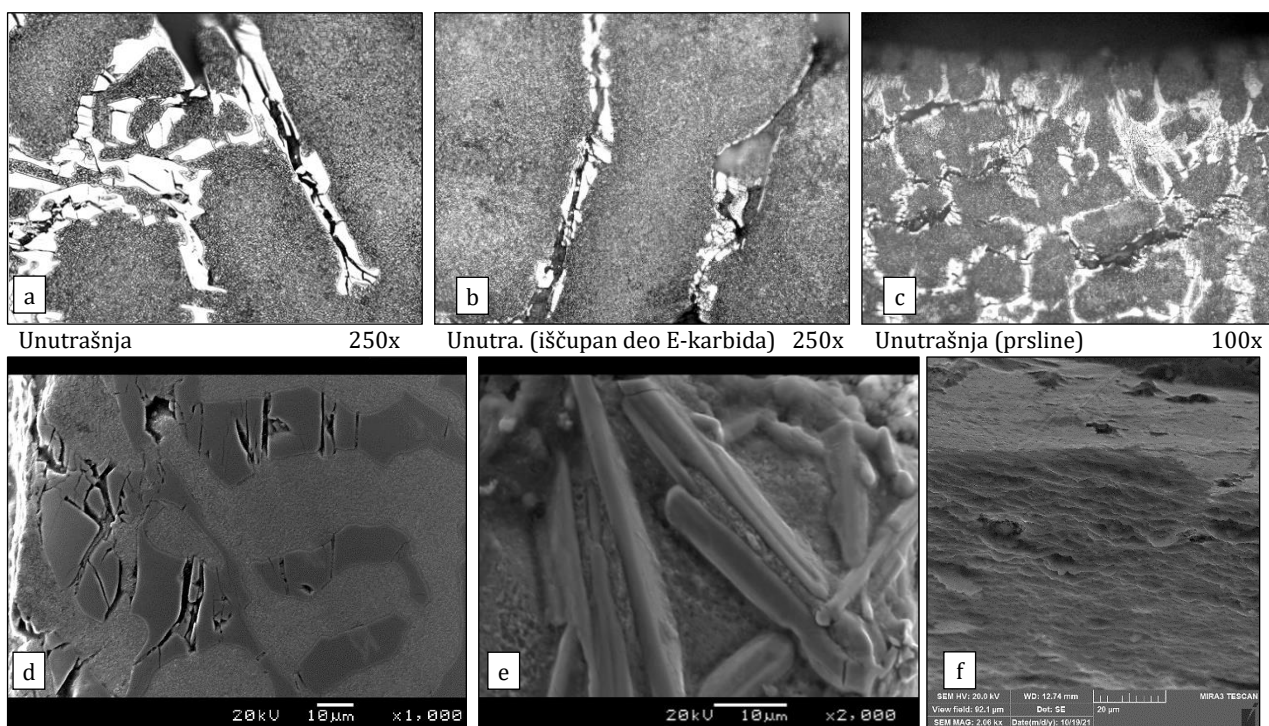


Slika 4.30. Cevni luk (in-situ): stanjenje debljine zida nakon ~16000h rada

Mikrostrukturalna analiza HCCI-CL. Mikrostruktura ispitanih metalografskih uzoraka uzetih sa HCCI-CL (*in-situ*) je prikazana na slikama 4.31 i 4.32. Osnovna mikrostruktura uzorka HCCI-CL je podeduktivna sa vidljivim oblastima eutektikuma koji se sastoji od osnove i primarnih eutektičkih karbida tipa M_7C_3 , slika 4.31. Veličina eutektičkih kolonija se menja od spoljašnje površine cevi do sredine po debljini zida, kao i od sredine do unutrašnje površine cevi, i uslovljena je uslovima hlađenja tokom očvršćavanja odlivka. Kod eutektikuma bliže ivicama odlivka, eutektička faza je sitnija (sl. 4.31. a, b, d), jasno se uočava pravac rasta u pravcu odvođenja toplote (sl. 4.31. b), dok su u središnjem delu eutektikuma formirane kolonije u obliku rozetni (sl. 4.31. c). Pod većim uvećanjima, slika 4.31. (e-g), uočava se da osnova sadrži veliku količinu vrlo sitnih sekundarnih karbida veličine do $0,3\mu m$. Na uzorku HCCI-CL, koji je žaren na tvrdoću 34-36HRC, u poprečnom preseku je izmerena mikrotvrdoća osnove u opsegu 237-243HV_{0,3} i nešto je niža od one izmerene na uzorku HCCI-15-HT, tabela 3.6. Vrednosti tvrdoće osnove, kao i sličan izgled mikrostrukture uzorka HCCI-15-HT, ukazuju da je osnova austenitno-martenzitna sa vrlo osiromašenim austenitom na legirajućim elementima i malom količinom martenzita. Pretpostavlja se da su sekundarni karbidi kod ovog uzorka tipa M_7Cr_3 kao i kod uzorka HCCI-15-HT.



Slika 4.31. Mikrostruktura uzorka HCCI-CL: (a-d) OM; (e-g) SEM

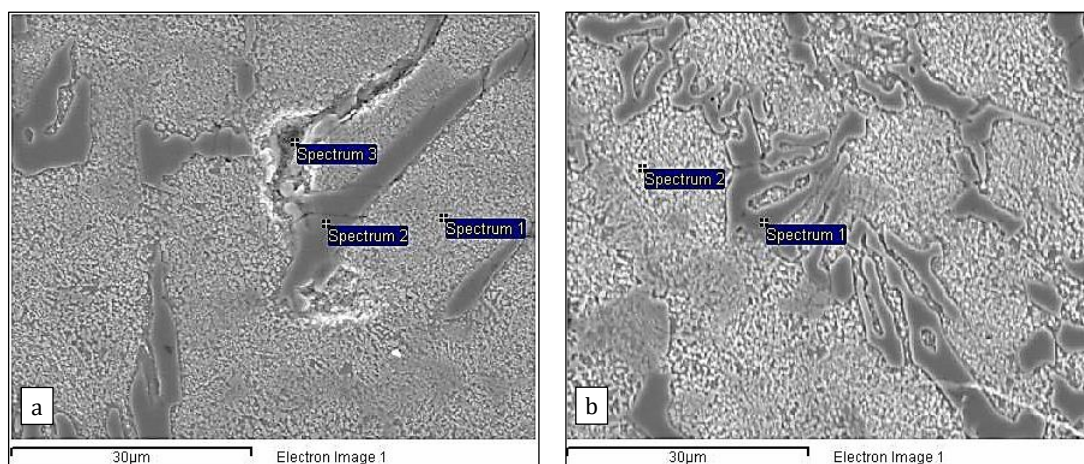


Slika 4.32. Mikrostruktura zone erozionog oštećenja uzorka HCCI-CL: a-c) OM; d-f) SEM

U blizini erodirane površine, slika 4.32, uočavaju se defragmentirani eutektički karbidi oblika štapića kao posledica visokoenergetskih sudara između erodenta i materijala, kao što je to uočeno na uzorcima HCCI-15-HT. Pored defragmentacije uočava se pojava podpovršinskih prslina u zonama koje imaju veći udeo karbidne faze. Pojava ovih prslina ukazuje na vrlo oštre eksploatacione uslove erozije koji dovode do formiranja savojnih opterećenja visokog intenziteta na karbidima i iniciraju prsline zbog dobre vezanosti karbida sa osnovom. Na oštećenoj erodiranoj površini u pojedinim oblastima se jasno uočava čista karbidna faza, slika 4.32. e), koja pokazuje da se tokom procesa erozije prvo odnosi mekša osnova a tek nakon toga karbidna faza. U ovom slučaju uloga sekundarnih karbida je vrlo značajna jer usporavaju eroziju

osnove. Takođe u osnovi, slika 4.32. f), vidljiva je plastična deformacija u zoni osnove između eutektički karbida.

Energodisperziona analiza (EDS) prikazana na slici 4.33 i u tabeli 4.5, pokazuje da osnova legure HCCI-CL sadrži do 10% Cr i <1% Ni (slika 4.33. a)-spec.1; b)-spec.2), s tim što je hrom većim delom vezan u vidu sekundarnih karbida. Eutektička karbidna faza (slika 4.33. a)-spec.2; b)-spec.1) ima značajno viši sadržaj hroma (~40% Cr), kao i približno isti sadržaj Fe i Cr što ukazuje da su eutektički karbidi vrlo bliski po sastavu $(Cr_4Fe_3)C_3$ koji ima najveći udeo metalne veze. Ovi karbidi, s obzirom i na odnos $Cr/C=6.7$, imaju najvišu tvrdoću, modul elastičnosti i žilavost loma za tip karbida M_7C_3 [104, 128, 132, 133, 138]. U mikrostrukturi su prisutni i aluminosilikatni uključci koji su uobičajena pojava pri dobijanju ovih legura (slika 4.3. a)-spec.3).



Slika 4.33. EDS analiza uzorka HCCI-CL

Tabela 4.5. EDS analiza uzorka HCCI-CL

	Spectrum	Hemijski sastav, %								
		C	O	Al	Si	Cr	Mn	Fe	Ni	Total
Sl. 4.23.a)	Spectrum 1	14.18				9.74	0.68	74.56	0.84	100.00
	Spectrum 2	17.82	1.68			40.87	0.62	39.01		100.00
	Spectrum 3	5.65	12.02	3.02	2.82	7.23	0.89	67.69	0.68	100.00
Sl. 4.23.b)	Spectrum 1	16.10	2.23			41.26	0.53	39.87		100.00
	Spectrum 2	12.47	3.30	0.44		10.49		72.37	0.93	100.00

Rezultati ispitivanja *in-situ*, u ekstremnim uslovima erozije, izabrane modifikovane legure (HCCI-15-HT) od koga je napravljen cevni luk (HCCI-CL), pokazali su značajno bolju otpornost od komercijalno korišćenih cevovoda zaštićenih bazaltom i keramikom, koji su morali da se menjaju posle 7000h, odnosno 12000h rada. Ugrađeni cevni luk je demontiran nakon 16000h rada, tj. značajno pre isteka njegovog radnog veka koji bi okvirno iznosio još 4000-5000h bezbednog rada, odnosno minimum 10000h rada do proboja cevi. Ovo je i očekivan rezultat na koji ukazuju erozioni testovi sprovedeni na uzorcima (slika 4.22, tabela 4.4). Osnovna prednost izabrane legure je što je modifikovana tako da bude prilagođena mehanizmu erozije koji vlada u ovako intenzivnim uslovima eksploatacije. Još jedna velika prednost je relativno niska cena i mogućnost izrade delova u domaćim livnicama, što kandiduje ovu leguru kao dobar zamenski materijal za do sada korišćene materijale na sistemu za otpeljavanje u TE postrojenjima. Nedostatak ove legure je njena nemogućnost spajanja zavarivanjem tako da je neophodno da se spajanje izvrši na drugi način (spajanje vijčanim vezama u ovom slučaju, ili konusno).

Generalno, mogućnost zavarivanja i reparacije zavarivanjem visokolegiranih belih livenih gvožđa legiranih hromom je vrlo ograničena. Za legure HCCI-15 i HCCI-25 je svojstveno da ih ASTM A532 klasifikuje kao nezavarljive, jer se prilikom zavarivanja formiraju mikrostrukture koje nepovoljno utiču na formiranje toplih prslina. Kao izuzetak se navodi mogućnost zavarivanja uz predgrevanje na ekstremno visoke temperature što komercijalno nije isplativo pogotovo ako je potrebno reparaturu izvršiti na terenu. Međutim, primenom odgovarajućih dodatnih materijala i specijalno propisane tehnologije zavarivanja moguće je izvršiti zavarivanje belog livenog gvožđa, s tim da u većini slučajeva otpornost na habanje neće biti na nivou osnovnog materijala. Zavarivanje je moguće izvršiti istorodnim dodatnim materijalom, pri čemu će metal šava imati približna mehanička svojstva, ili raznorodnim, najčešće austenitnim na bazi nikla, u kom slučaju će metal šava imati niže vrednosti čvrstoće uz povećanje žilavosti [179]. S tim u vezi, zavarivanje je moguće izvesti elektro-lučnim konvencionalnim postupcima zavarivanja uz napomenu da se koristi samo onda kada je takva reparatura neophodna [180]. Sumarno, kod ovako izrađenih livenih mašinskih elemenata, ako se akcentat stavi na konstruktivna projektna poboljšanja (npr. promenljiva debljina zida ugroženih zona) i predvidi optimalni način spajanja delova (npr. vijčanim vezama ili konusno), potreba za reparacijom se minimizuje a radni vek se maksimalno produžava.

5 ZAKLJUČAK

Pravilan izbor materijala za izradu mašinskih delova izloženih ekstremnim uslovima rada, predstavlja osnovu za pouzdan rad jednog industrijskog postrojenja. Ispitivanje materijala različitim metodama i njihova karakterizacija, ispitivanje u eksperimentalnim uslovima koji simuliraju radne uslove i ispitivanje *in-situ*, predstavlja najbolju polaznu tačku pri izboru jednog takvog materijala. Takođe, određivanje optimalnog polaznog stanja mašinskog dela izrađenog od izabranog materijala, je važan faktor koji može da produži radni vek komponente industrijskog postrojenja.

Istraživanja u ovoj disertaciji su usmerena na rešavanje problema produženja radnog veka komponenti sistema za hidro-pneumatski transport pepela u vidu guste hidromešavine na jednom domaćem termoenergetskom postrojenju. Polazna smernica u rešavanju ovakvog problema je bila modifikacija već postojećih legura iz grupe visokolegiranih belih livenih gvožđa legiranih hromom (HCCI), prema mikromehanizmima koji u uslovima rada dovode do erozivno-abrazivnih oštećenja na ovim sistemima. Do sada korišćeni materijali u ovim cevovodima su pokazali malu otpornost na intenzivne uslove erozije koji se javljaju u cevovodima za pneumatski transport pepela, pre svega zbog sastava pepela sa vrlo nepovoljnim odnosom $\text{SiO}_2/\text{Al}_2\text{O}_3$ ali i zbog izabrane tehnologije za transport. U cilju dobijanja materijala povećane erozije otpornosti, izloženog ekstremnim uslovima rada na termoenergetskom postrojenju, istraživanja u ovoj doktorskoj disertaciji su dovela do sledećih zaključaka:

1. Modifikacijom hemijskog sastava podelutektskih HCCI legura ($\gamma + \text{E}(\gamma + \text{M}_7\text{C}_3)$), livenih u pesku, sa $\sim 15\% \text{Cr}$ i $\sim 25\% \text{Cr}$ (klasifikovanih prema standardu ASTM A532 u grupe IIB i IIIA), obezbeđeno je da se tokom hlađenja ovih legura ne dobije perlitna transformacija koja bi uticala na smanjenje erozije otpornosti.
2. Modifikacija brzine hlađenja u postupku termičke obrade HCCI legura, kao i ograničenje u sadržaju određenih legirajućih elemenata u ovom slučaju je bila takva da se dobije struktura niže tvrdoće posle termičke obrade, za razliku od uobičajenih zahteva gde je cilj dobijanje strukture veće tvrdoće nakon termičke obrade. Ovaj zahtev je proizašao iz osnove otpornosti materijala na eroziona oštećenja gde su se pokazali najotporniji materijali sa duktilnom elastičnom osnovom u kojoj su čvrsto vezani karbidi. Pored eutektskih karbida tipa M_7C_3 tokom termičke obrade HCCI legura izdvojen je veliki broj sekundarnih karbida istog tipa. Najvažniji zahtevi za materijale koje se koriste u eksploatacionim uslovima intenzivne erozije su da takve legure imaju:
 - većinski duktilnu osnovu sa čvrsto vezanim tvrdim karbidima;
 - zadovoljavajuću čvrstoću i tvrdoću;
 - dobra tehnološka svojstva za izradu postupkom livenja.
3. Pravilan izbor parametara termičke obrade legura HCCI-15 i HCCI-25 nakon livenja, se izvodi u cilju optimizacije sastava i svojstava takvih legura u ekstremnim uslovima rada. Tako je nakon žarenja u oblast austenitizacije izvršeno sporo hlađenje u peći, pa uzorci HCCI-15-HT i HCCI-25-HT, u odnosu na HCCI-15 i HCCI-25, imaju:
 - nešto niže vrednosti tvrdoće, pri čemu je kod oba uzorka zadržana austenitna osnova (i prisustvo male količine martenzita) uz izdvajanje dodatne količine sekundarnih karbida tipa M_7C_3 ;
 - različitu količinu sekundarnih karbida, pa je tako kod legure HCCI-25-HT primetna manja količina nego kod legure HCCI-15-HT;
 - svojstva strukture sa manjim doprinosom ojačavanja sekundarnim karbidima tipa M_7C_3 , nego što je gubitak ojačavanja čvrstim rastvorom.

4. Radi poređenja eroziona otpornosti, izrađeni su i uzorci sa prevlakom tipa Fe-Cr-C koja je u polaznom stanju nadeutektička i u prahu sadrži 32,5% Cr. Međutim, zbog mešanja tokom nanošenja praha na osnovu, ova legura u prevlaci sadrži ~20%Cr i takođe spada u grupu podeutektičkih HCCI legura. Ova legura je, prema svom hemijskom sastavu i rendgensko difraktometrijskoj analizi, vrlo bliska HCCI livenim legurama, tj. ima homogenu strukturu podeutektičke legure ($\gamma + E(\gamma + M_7C_3)$) u kojoj su primetni vrlo fini eutektički karbidi M_7C_3 , i kao takva je uporediva u erozionom testu sa HCCI-15 i HCCI-25 legurama.
5. Erozioni test ispitanih uzoraka je sproveden prema standardu ASTM G76, sa delimično izmenjenim parametrima brzine ($v=90\text{m/s}$) i protoka ($\dot{m}=3000\text{g/min}$), pri uglu udara čestica $\alpha=45^\circ$ i za vreme ispitivanja $\tau=10\text{min}$. Ovi parametri su promenjeni da bi se eksperimentalnim ispitivanjem približili što verodostojnije eksploatacionim uslovima koji su prisutni na industrijskim postrojenjima. Erozioni test je sproveden na uzorcima HCCI-15, HCCI-15-HT, HCCI-25, HCCI-25-HT, HCCI-PTA, P-B (bazalt) i P-C (keramika na bazi aluminijum i cirkonijum oksida) i pokazao je vrlo sličnu erozionu otpornost legura sa 15%Cr i 25%Cr, u livenom i termički obrađenom stanju, značajno manju od prevlake a značajno višu od komercijalno korišćenih zaštita na bazi bazalta i keramike. Od livenih HCCI legura najveću erozionu otpornost je imala termički obrađena legura HCCI-25-HT, zbog ukupno većeg zapreminskog udela karbidne faze (CVF). Razlog za nešto bolju erozionu otpornost legure HCCI-PTA je, pored nešto većeg CVF, to što ova legura ima duktilniju osnovu sa sitnijim eutektičkim M_7C_3 karbidima koji su bolje vezani za osnovu.
6. Sa porastom odnosa Cr/C menjaju se svojstva eutektičkih karbida tipa M_7C_3 , raste udeo hroma u karbidu i najbolje mehaničke karakteristike karbida se postižu za odnos $Cr/C \approx 6,8$. Sa daljim porastom ovog odnosa karbidi postaju krti. Poređenjem odnosa Cr/C kod HCCI legura, samo kod legure sa 15%Cr ($Cr/C=6,2$) izdvajaju se eutektički karbidi koji po svom sastavu približno odgovaraju karbidima tipa $(Cr_4Fe_3)C_3$. Kod ove vrste karbida je najveći udeo metalne veze koja omogućuje plastičnu deformaciju, čime se postiže bolja otpornost na udarna opterećenja koja se indukuju tokom erozije. Legura HCCI-15-HT u termički obrađenom stanju ima dodatno izdvojenu veću količinu sekundarnih karbida, koji se uklanjaju sa površine mehanizmom čupanja, pa se time ne prenosi udarno opterećenje (koje inicira pojavu podpovršinskih prslina) na osnovu, što se sa druge strane dešava kod velikih eutektičkih karbida. Imajući u vidu ove navedene prednosti legure HCCI-15-HT i njenu nižu cenu, kao i sličnu otpornost ispitanih livenih HCCI legura, ista je izabrana da se za ispitivanje *in-situ* izradi cevni luk.
7. Cevni luk je izrađen livenjem u pesku (livnica Morsad d.o.o., Topola) i ugrađen u cevovod za hidro-pneumatski transport pepela u vidu guste hidromešavine na domaćem termoenergetskom postrojenju snage 650 MW. Cevni luk je izrađen sa konstruktivnim poboljšanjem tako da je istegnuta zona luka, kod koje se očekuje najveći stepen oštećenja, izrađena sa većom debljinom zida cevi. Demontaža cevnog luka je izvršena nakon ~16000h rada, što je duži period neprekidnog rada u odnosu na prethodno korišćene komercijalne cevovode zaštićene bazaltom (<7000h rada) i keramikom (10000-12000h rada). Tokom ispitivanja utvrđeno je da ovaj cevni luk ima još resursa za rad. Ovaj podatak govori o značajnom produžetku radnog veka elementa izrađenog od predložene modifikovane legure. Rezultati ispitivanja zone erozionog oštećenja na cevnom luku su pokazali sličnost sa oštećenjima izazvanim tokom eksperimenta na leguri HCCI-15-HT, samo sa nešto većim udelom plastične deformacije na površini oštećenja, što ukazuje da su eksploatacioni uslovi *in-situ* još intenzivniji od parametara za koje su izvedena eroziona ispitivanja u laboratorijskim uslovima.

8. Prednosti izabranog materijala HCCI-15-HT, pored toga što se dobro pokazao u eksploataciji, su i:
- mogućnost izrade delova u domaćim livnicama,
 - ekološka prihvatljivost i mogućnost recikliranja,
 - značajno manja cena izrade delova, u odnosu na komercijalne materijale na bazi bazalta i keramike, kao i prevlake HCCI-PTA čiji je nedostatak, pored više cene, nemogućnost nanošenja na nepristupačnim delovima komponenti (npr. u unutrašnjosti cevi).

Mogućnost za dalja istraživanja su:

- primena softverskih alata za termodinamičke i kinetičke proračune višekomponentnih legura;
- primena softverskih alata za simulaciju termo-kinetičkih procesa koji se javljaju tokom termičke obrade u cilju optimizacije parametara;
- eroziono ispitivanje legura pod različitim uglovima udara erozionih čestica i sa još većim vrednostima parametara ispitivanja (brzina i maseni protok erozionih čestica), dovoljno bliskim eksploatacionim uslovima uočenim tokom ispitivanja *in-situ*.

6 Literatura

1. A. M. Smith, Reliability-Centered Maintenance, McGraw-Hill, Inc., New York, 1993
2. V. Sijacki Zeravcic, G. Bakic, D. Markovic, D. Milanovic, M. Djukic, RCM in Power Plant Practice Illustrated on Observation of Material Aging and Defining of Component Life Exhaustion, POWER-GEN Middle East 2002, Abu Dhabi, UAE (2002) No.334, pp.1-17
3. V. Sijacki Zeravcic, G. Bakic, M. Djukic, B. Andjelic, Lj. Stevic, N. Jankov, Z. Vinulovic, B. Rajcic, Reliability centered maintenance concept levels applied on domestic thermal power plant, Conf. Power Plants 2004 (2004) pp.1-6
4. I. Le May, Damage Assessment and Life Extension in Aging Power Plants, Central European & World Connection Electric Power Industry Forum 95, 1995, pp. 83-90
5. V. Sijacki Zeravcic, G. Bakic, M. Djukic, B. Rajcic, B. Andjelic, Prediction and prevention of boiler tubing systems erosion in thermal plant, Tehn.dijagn., Vol. 9, No. 2 (2010), pp. 3-9
6. D. Markovic, Coal Quality Influence on Availability and Reliability of Two 620 MW Lignite Fired Units After 100.000 Operating Hours, VDI, Braunschweig, FRG (1997) pp. 247-260
7. J. F. P. Drennen, P. Kratina, R. B. Dooley, Control and prevention of fly ash erosion, Power-Gen'88: Conf. for Fossil and Solid Fuel Power Generation, Orlando, FL, Dec. 1988
8. V. Sijacki Zeravcic, G. Baki, M. Djukic, B. Rajcic, B. Andjelic, Izbor materijala za izradu žaluzina u kanalima aerosmeše TENT-B na osnovu uporednih ispitivanja antiabrazivnih svojstava različitih materijala u laboratorijskim uslovima – 1. i 2. deo, Mašinski fakultet, Beograd, Izveštaj 12-04a-12.04/2009 i 12-04b-12.04/2009
9. G. V. Nestorovic, T. A. Petrov, D. Z. Simic, Modernization of the drainage system and ash slurry handling system in TPP Kostolac A, Thermal Science, Vol. 26, No. 3A (2022) pp. 2239-2249
10. S. Jovanovic, at all, Internal Report for TPP NT-B
11. I. Finnie, Erosion of surfaces by solid particles, Wear, 3 (1960) pp. 87-103
12. I. Finnie, Y. H. Kabil, On the formation of surface ripples during erosion, Wear 8, 60-69, 1965
13. V. Sijacki Zeravcic, G. Bakic, M. Djukic, B. Rajcic, i dr., Primena savremenih tehnologija u cilju sprečavanja erozije kotlovske cevi, MNTR Rep. Srbije, Oblast Energetska efikasnost, br.pr. TR-18005, 2008-2010
14. ASM specialty handbook, Cast Irons, p. 458, 1996
15. ASTM A 532, Standard Specification for Abrasion-Resistant Cast Irons
16. Razvoj i primena novog antihabajućeg materijala MM antiabraziv za cevovode termoenergetskih postrojenja, Inovacioni Projekat MPNTR Rep. Srbije (2013-2014) Br. 451-03-2802/2013-16/138, Nosilac realizacije: BSK d.o.o. Obrenovac, Rukovodilac projekta: prof. dr V. Sijacki Zeravcic
17. ASTM G76, Standard Test Method for Conducting Erosion Tests by Solid Particle Impingement Using Gas Jets
18. A. Rac, Osnovi tribologije, Mašinski fakultet Univerziteta u Beogradu, Beograd, 1991
19. M. Kandeveva-Ivanova, A. Vencl, D. Karastoyanov, Advanced Tribological Coatings for Heavy-Duty Applications: Case Studies, Prof. Marin Drinov Publishing House of Bulgarian Academy of Sciences, Sofia, 2016
20. A. Vencl, I. Bobić, B. Bobić, K. Jakimovska, P. Svoboda, M. Kandeveva, Erosive wear properties of ZA-27 alloy-based nanocomposites: Influence of type, amount and size of nanoparticle reinforcements, Friction, vol. 7, no. 4, 2019, pp. 340-350
21. G.L. Sheldon, I. Finnie, The mechanism of material removal in the erosive cutting of brittle materials, Journal of Engineering for industry ASME, 88 (1966) pp. 393-400
22. I. Finnie, J. Wolak, Y. Kabil, Erosion of metals by solid particles, J. Mater.,2 (1967) pp. 682 - 700
23. J.E. Goodwin, W. Sage, G. P. Tilly, Study of Erosion by Solid Particles, Proc. of Inst. of Mech. Eng., Vol. 184 (1969-70) pp. 279-291

24. G. Sheldon, J. Maji, C. Crowe, Erosion of a Tube by Gas-Particle Flow, *Journal of Engineering Materials and Technology*, Vol. 99 (1977) 138
25. C. E. Smeltzer, M. E. Gulden, W. A. Compton, Mechanisms of Metal Removal by Impacting Dust Particles, *J. Basic Eng.* Sep 1970, 92(3): 639-652 (14 pages)
26. I. Finnie, Erosion of Metals, *Proc. of Conf. On Corrosion/Erosion of Coal conventional System Materials*, National Association of Corrosion Engineers (1979) pp. 429-443
27. M. Braunovic, V. Sijacki Zeravcic, G. Bakic, M. Djukic, D. Markovic, Boiler Tube Erosion in Thermal Power Plants, CEATI Project and Report No. T052700-0122, book (2006) Canada, p112
28. Y.D. Jun, W. Tabakoff, Numerical simulation of a dilute particulate flow (laminar) over tube banks, *Trans. ASME: J. Fluids Eng.* 116 (1994) pp. 770-777
29. J. Fan, D. Zhou, K. Cen, J. Jin, Numerical prediction of tube row erosion by coal ash impaction, *Chem. Eng. Commun.* 95 (1990) pp. 75-88
30. B.R. Lawn, A.G. Evans, D.B. Marshall, Elastic/Plastic indentation damage in ceramics, The median/radial crack system, *J. Am. Ceram. Soc.*, vol. 63 (1980) pp. 574-581
31. A.G. Evans, M.E. Gulden, M. Rosenblatt, Impact damage in brittle materials in the elastic-plastic response regime, *Proc. R. Soc. Lond. A.*, vol. 361 (1978) pp. 343-365
32. B. Lawn, R. Wilshaw, Indentation fracture: principles and applications, *J. Mater. Sci.*, vol. 10 (1975) pp. 1049-1081
33. C.M. Perrott, Elastic-plastic indentation: hardness and fracture, *Wear*, vol. 45 (1977) pp. 293-309
34. G. Sundararajan, M. Roy, Solid particle erosion behaviour of metallic materials at room and elevated temperatures, *Trib. Int.* Vol. 30, No. 5 (1997) pp. 339-359
35. S. Srinivasan, R.O. Scattergood, Effect of erodent hardness on erosion of brittle materials, *Wear* 128 (1988) pp. 139-152
36. I.M. Hutchings, Transitions, threshold effects and arosion maps, *Erosion Ceram. Mater.* 71 (1992) pp. 75-92
37. W. Brian Rowe, *Mechanics of Abrasion and Wear, Principles of Modern Grinding Technology (SE)*, 2014, pp. 349-379
38. P. Sucusky, Water jet cutting of silicon: kerf width prediction, A thesis, Georgia Institute of Technology, 2000
39. J.G.A. Bitter, A study of erosion phenomena: Part I, *Wear* 6 (1963) pp. 5-21
40. I. Finnie, Some reflections on the past and future of erosion, *Wear*, vol. 186-187 (1995) pp. 1-10
41. A. Maslarević, *Savremene tehnologije nanošenja prevlaka i njihova potencijalna primena na termoenergetskim postrojenjima*, doktorska disertacija, Univerzitet u Beogradu, Mašinski fakultet, 2018
42. J.G. Mbabazi, T.J. Sheer, R. Shandu, A model to predict erosion on mild steel surfaces impacted by boiler fly ash particles, *Wear*, vol. 257 (2004) pp. 612-624
43. L. Zhang, V. Sazonov, J. Kent, T. Dixon, V. Novozhilov, Analysis of boiler-tube erosion by the technique of acoustic emission: Part I. Mechanical erosion, *Wear*, vol. 250 (2001) pp. 762-769
44. R.E. Winter, I.M. Hutchings, Solid particle erosion studies using single angular particles, *Wear*, vol. 29 (1974) pp. 181-192
45. Q.B. Nguyen, V.B. Nguyen, C.Y.H. Lim, Q.T. Trinh, S. Sankaranarayanan, Y.W. Zhang, M. Gupta, "Effect of impact angle and testing time on erosion of stainless steel at higher velocities," *Wear*, vol. 321 (2014) pp. 87-93
46. G.L. Sheldon, A. Kanhere, An investigation of impingement erosion using single particles, *Wear*, vol. 21 (1972) pp. 195-209
47. A.V. Levy, The platelet mechanism of erosion of ductile metals, *Wear*, vol. 108 (1986) pp. 1-21

48. G.A. Sundararajan, A comprehensive model for the solid particle erosion of ductile materials, *Wear*, vol. 149 (1991) pp. 111-127
49. G.P. Tilly, A two stage mechanism of ductile erosion, *Wear*, vol. 23 (1973) pp. 87-96
50. E. Raask, Tube erosion by ash impaction, *Wear* 13(1969) pp. 301-315
51. J.G.A. Bitter, A study of erosion phenomena: Part II, *Wear* 6 (1963) pp. 169-190
52. J. Stringer, Practical experience with wastage at elevated temperatures in coal combustion systems, *Wear* 186-187 (1995) pp. 11-27
53. S.S. Balasubramaniam, Computational Modeling of Brittle Impact Erosion Mechanisms, Thesis Submitted to the College of Engineering and Mineral Resources of West Virginia University, December 1998
54. B.A. Lindsley, A.R. Marder, The effect of velocity on the solid particle erosion rate of alloys, *Wear* 225-229, 510-516, 1999
55. M. Suckling, C. Allen, Critical variables in high temperature erosive wear, *Wear* 203-204 (1997) pp. 528-536
56. W. Ritschel, H. W. Schiffer, *World Market for Hard Coal*, RWE Power, Essen-Cologne, 2005
57. M. Mastalerz, A. Drobniak, J. Rupp, N. Shaffer, Characterization of Indiana's Coal Resource: Availability of The Reserves, Physical and Chemical Properties of The Coal, and Present and Potential Uses, *Indiana Geological Survey Special Report 66*, 227
58. H. Schuster, C. Penterson, Experience With Various Coals in Power Plants in The United States and Europe, *COAL-GEN 2002 Conference and Exhibition*, St. Louis, Missouri, 2002
59. S. Bahadur, R. Badrudin, Erodent particle characterization and the effect of particle size and shape on erosion, *Wear* 138, 189-208, 1990
60. I. Finnie, Some observations on the erosion of ductile metals, *Wear*, 19 (1972), pp. 81-90
61. R. Kotwal, W. Tabakoff, A new approach for erosion prediction due to fly ash, *J. Eng. Power*, 103(2): 265-270, 1981
62. J. Stringer, I. G. Wright, Materials issues in fluidized bed combustion, *J. Mater. Energy Syst.* 8, 319-331, 1986
63. A. Misra, I. Finnie, On the size effect in abrasive and erosive wear, *Wear* 65, 359-373, 1981
64. M. Liebhard, A. Levy, The effect of erodent particle characteristics on the erosion of metals, *Wear*, 151, 381-390, 1991
65. M. Dundar, O.T. Inal, J. Stringer, The effect of particle size on the erosion of a ductile material at the low particle size limit, *Wear* 727-236, 233-235, 1999
66. K. Anand, Flux effects in solid particle erosion, *Wear* 118, 243 - 257, 1987
67. P.H. Shipway, I.M. Hutching, A method for optimizing the particle flux in erosion testing with a gas-blast apparatus, *Wear* 174, 169-175, 1994
68. P. R. Krishnamoorthy, S. Seetharamu, P. Sampathmaran, Influence of the mass flux and impact angle of the abrasive on the erosion resistance, *Wear* 165, 151-157, 1993
69. M. Roy, K.K. Ray, G. Sundararajan, Erosion oxidation interaction in Ni and Ni-20Cr alloy, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol.32A, 1431, 2001
70. I. Finnie, G. R. Stevick, Z. R. Ridgely, The influence of impingement angle on the erosion of ductile metals by angular abrasive particles, *Wear* 152, 91-98, 1992
71. G. Sheldon, Effects of Surface Hardness and Other Material Properties on Erosive Wear of Metals by Solid Particles, *Journal of Engineering Materials and Technology*, Vol. 99 (1977) 133
72. K. Wellinger, H. Uetz, Sliding, winding and jet wear testing, *Wear* 1, 225-231, 1957/58
73. K-H. Zum Gahr, *Microstructure and Wear of Materials*, Elsevier, Amsterdam, 1987
74. A. Vencl, M. Kandeve, E. Zadorozhnaya, P. Svoboda, M. Michalec, A. Milivojević, U. Trdan, Studies on structural, mechanical and erosive wear properties of ZA-27 alloy-based micro-nanocomposites, *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications*, vol. 235, no. 7, 2021, pp. 1509-1518
75. M. M. Khrushchov, Principles of abrasive wear, *Wear* 28 (1974) 69-88

76. J. Zhou, Elevated temperature erosion studies on some materials for high temperature application, Iowa State University Capstones, Retrospective Theses and Dissertations, 1991
77. J. Zhou, S. Bahadur, Erosion Wear of Materials at Elevated Temperature, Proc. Corrosion, Berkeley, CA, p 13-1, 1991
78. D.J. Stephenson, J.R. Nicholls, Modelling the influence of surface oxidation on high temperature erosion, Wear 186-187, 284-290, 1995
79. M. Roy, Elevated temperature erosive wear of metallic materials, J. Phys. D Appl. Phys. 39 R101, 2006
80. M. Radovanović, Goriva, Univerzitet u Beogradu, Mašinski fakultet, Beograd, 1994
81. J. J. Wells, F. Wigley, D.J. Foster, W.H. Gibb, J. Williamson, The relationship between excluded mineral matter and the abrasion index of a coal, Fuel 83 (2004) pp. 359–364
82. J. J. Wells, F. Wigley, D.J. Foster, W.R.Livingston, W.H. Gibb, J. Williamson, The nature of mineral matter in a coal and the effects on erosive and abrasive behaviour, Fuel Processing Technology 86 (2005) pp. 535– 550
83. S. F. Scieszka, R.K. Dutkiewicz, Testing abrasive wear in mineral comminution, International Journal of Mineral Processing, 32, 81-109, 1991
84. C. Spero, D. J. Hargreaves, R. K. Kirkcaldie, H. J. Flit, Review of test methods for abrasive wear in ore grinding, Wear, 146 (1991) 389-408
85. D.J. Foster, W.R.Livingston, J.Wells, J.Williamson, W.H.Gibb, D.Bailey, Particle Impact Erosion and Abrasion Wear – Predictive Methods and Remedial Measures, Report No.COAL R241 DTI/Pub URN 04/701, March 2004, Mitsui Babcock
86. British Standard BS 1016-111:1998, Methods for Analysis and Testing of Coal and Coke - Part 111: Determination of Abrasion Index of Coal
87. R. Gahlin, S. Jacobson, The particle size effect in abrasion studied by controlled abrasive surfaces, Wear 224 (1999) pp. 118–125
88. A.V. Ratner, V.G. Zelenski, Erozia Materialov Teploenergeticheskogo Oborudovanie, Energija, Moskva (1966) p.240
89. N. Marjanović, M. Komljenović, Z. Bašćarević, V. Nikolić, Improving reactivity of fly ash and properties of ensuing geopolymers through mechanical activation, Construction and Building Materials 57 (2014) pp. 151–162
90. M. Radovanović, D. Stojiljković, Study of Exploataion Characteristics of Low Calorific Value Coals, EPIS, Report 12.01/2004, Part I, Fac. of Mech. Eng., Belgrade, Serbia
91. V. Šijački, G. Bakić, M. Đukić, B. Anđelić, Report of Repair Welding of Mills after prolonged operation, 12.04/2004, Fac. of Mech. Eng., Belgrade, Serbia
92. R. B. Dooley, W. P. McNaughton, Tube Failures: Theory and Practice, Vol. 2, Water-Touched Tubes, EPRI, Paolo Alto, 1988
93. R.D. Port, H.M. Herro, The Nalco Guide to Boiler Failure Analysis, McGraw-Hill, Inc., New York, 1991, p. 199
94. Electric Power Research Institute, Manual for Investigation and Correction of Boiler Tube Failures, EPRI, 1985
95. D. Marković, Internal Report for TPP NT-B, Belgrade, Serbia, 2004
96. A. Vencl, B. Katavić, D. Marković, M. Ristic, B. Gligorijević, The tribological performance of hardfaced/thermal sprayed coatings for increasing the wear resistance of ventilation mill working parts, Tribology in Industry, vol. 37, no. 3, 2015, pp. 320-329
97. D. Marković, Coal quality influence on availability and reliability of two 620MW lignite fired units after 100.000 operating hours, VDI Berichte 1359; Monitoring und Diagnose in Energietechnischen Anlagen, VDI Verlag GmbH, Düsseldorf, 1997, pp. 56
98. B. Rajicic, G. Bakic, M. Djukic, V. Sijacki Zeravcic, M. Braunovic, B. Andjelic, Overview of advanced methods of boiler tubes erosion protection, Proc. of Int.Conf. Power Plants 2012, pp. 514-523, 2012

99. G.Bakić, B.Rajičić, M.Đukić, O.Stamenković, Erosion wear resistance of high alloy white cast iron in a gas blast sand erosion test facility for specific application, *in-progres*
100. Z. Despotovic, Sistemi za odvođenje pepela i šljake na termoelektranama, Institut Mihajlo Pupin
101. B. Hinckley, K.F. Dolman, R. Wuhrer, W. Yeung, A. Ray, SEM investigation of heat treated high-chromium cast irons, *Materials forum*, Vol. 32, 2008, pp. 55-71
102. G. Laird, R. Gundlach, K. Rohring, Abrasion-resistant Cast Iron handbook, American Foundry Society 2000, p.219
103. ISO 21988, Abrasive-Resistant Cast Irons
104. M. Jokari-Sheshdeh, Y. Ali, S. C. Gallo, W. Lin, J. D. Gates, Effect of Cr:Fe ratio on the mechanical properties of $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$ ternary carbides in abrasion-resistant white cast irons, *J Mater Sci* (2023) 58:7504–7521
105. I. Sudsakorn, S. Prasonk, M. Yasuhiro, Effect of Alloying Elements on Heat Treatment Behavior Of Hypoeutectic High Chromium Cast Iron, *Materials Transactions*, Vol. 47, No. 1 (2006) pp. 72-81
106. B. M. Rajicic, A. Maslarevic, G. M. Bakic, V. Maksimovic, M. B. Djukic, Erosion Wear Behavior of High Chromium Cast Irons, *Transactions of the Indian Institute of Metals*, Vol. 76, 2023, pp. 1427–1437
107. O. N. Dogan, J. A. Hawk, G. Laird II, Solidification structure and Abrasion Resistance of High Chromium Cwhite Irons, *Metall. Mater. Trans. A*, 1997, vol. 28A, pp. 1315–1327
108. L. Lu, H. Soda, A. McLean, Microstructure and mechanical properties of Fe–Cr–C eutectic composites, *Materials Science and Engineering A347*, (2003) 214-222
109. U. P. Nayak, M. A. Guitar, F. Mucklich, A Comparative Study on the Influence of Chromium on the Phase Fraction and Elemental Distribution in As-Cast High Chromium Cast Irons: Simulation vs. Experimentation, *Metals* 2020, 10, 30; p.13, 2019
110. J. Asensio, J. A. Pero-Sanz, J. I. Verrdeja, Microstructure selection criteria for cast irons with more than 10 wt% chromium for wear applications, *Materials Characterization* 49, (2003) 83-93
111. H.O. Pierson, Handbook of refractory carbides and nitrides, properties characteristics, processing and applications, Westwood, New Jersey, 1996
112. G.V. Samsonov, editor, Handbook of the Physicochemical Properties of the Elements, New York: Plenum Publishing Corporation, 1968
113. A. L. Bowman, G.P. Arnold, E.K. Storms, N.G. Nereson. The crystal structure of Cr_{23}C_6 , *Acta Crystallogr. Sect. B*, vol. 28, pp. 31020-3103, 1972
114. Y. Li, Y. Gao, B. Xiao, T. Min, Y. Yang, S. Ma, D. Yi, The electronic, mechanical properties and theoretical hardness of chromium carbides by first-principles calculations, *J. Alloys Compd.*, vol. 509, pp. 5242–5249, 2011
115. R. Chattopadhyay, Surface wear, analysis, treatment and prevention, ASM International, Materials Park, OH, 2001
116. ASM Handbook, Alloy Phase Diagrams, ASM International, vol. 3, pp. 1562, 1992
117. G.V. Raynor, V.G. Rivlin, Phase Equilibria in Iron Ternary Alloys, The Institute of Metals, London, no. 4, 1988
118. G. Laird, Microstructures of nickel-hard I nickel-hard IV and high-chromium white cast irons. Ninety-Fifth Annual Meeting American Foundrymen's Society, Columbus, 1991
119. A. Kootsookos, J. D. Gates, The effect of the reduction of carbon content on the toughness of high chromium white irons in the as-cast state. *J Mater Sci* 39(1), 2004, pp.73–84
120. M. Jokari-Sheshdeh, Y. Ali, S. C. Gallo, W. Lin, J. D. Gates, Comparing the abrasion performance of NiHard-4 and high-Cr–Mo white cast irons: The effects of chemical composition and microstructure. *Wear* 492–493:204208, 2022

121. M. Jokari-Sheshdeh, Y. Ali, C. Le Nue, et al, Evaluation of silicon effects on abrasion performance, microstructure and crystalline structure of NiHard-4 white cast iron using synchrotron X-ray diffraction, *Materialia* 21(11):101332, 2022
122. S. O. Yilmaz, Wear behavior of TiB₂ inoculated 20Cr–3Mo–4C high chromium white cast irons, *J Mater Sci* (2007) 42:6769-6778
123. J. J. Coronado, Effect of (Fe,Cr)₇C₃ carbide orientation on abrasion wear resistance and fracture toughness, *Wear* 270 (2011) 287–293
124. D. Casellas, J. Caro, S. Molas, J. M. Prado, I. Valls, Fracture toughness of carbides in tool steels evaluated by nanoindentation, *Acta Mater* 55(13):4277–4286, 2007
125. K-H. Zum Gahr, Fracture analysis of white cast iron, *IJMR* 71(2):103–109, 1980
126. S. D. Franco, A. Sinatora A, Determinação da tenacidade a fratura de carbonetos M₇C₃ usando o método da indentação, in: XI Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, Aguas de São Pedro, pp 247–250, 1994
127. H. Berns, Microstructural properties of wear-resistant alloys, *Wear* 181 (1995) 271–279
128. A. Kagawa, S. Kawashima, Y. Ohta, Wear properties of (Fe, Cr)₇C₃ carbide bulk alloys. *Mater Trans JIM* 33(12) (1992) 1171–1177
129. Y. Pei, R. Song, Y. Zhang, et al, The relationship between fracture mechanism and substructures of primary M₇C₃ under the hot compression process of self-healing hypereutectic high chromium cast iron, *Mater Sci Eng A* 779:139150–139150–8, 2020
130. J. Wang, W. Guo, H. Sun, H. Li, H. Gou, J. Zhang, Plastic deformation behaviors and hardening mechanism of M₇C₃ carbide, *Mater Sci Eng A* 662:88–94, 2016
131. Y. Li, X. Wang, G. Yuan, P. Han, X. Zhu, Hot compression deformation and microstructure evolution of high chromium cast iron based on canning compression, *J Mater Sci* 56(30):17296–17305, 2021
132. B. Xiao, J. Feng, C. Zhou, Y. Jiang, R. Zhou, Mechanical properties and chemical bonding characteristics of Cr₇C₃ type multicomponent carbides, *J Appl Phys* 109(2):023507–023507-9, 2011
133. Z. Shi, W. Shao, L. Rao, et al, Effects of Y dopant on mechanical properties and electronic structures of M₇C₃ carbide in Fe-Cr-C hardfacing coating, *Appl Surf Sci* 538:148108–148108-10, 2021
134. A. Sobolev, A. Mirzoev, Structure and stability of (Cr, Fe)₇C₃ ternary carbides in solid and liquid state. *J Alloys Compd* 804:566–572, 2019
135. D. Music, U. Kreissig, R. Mertens, J. Schneider, Electronic structure and mechanical properties of Cr₇C₃. *Phys Lett A* 326(5–6):473–476, 2004
136. C. Jiang, First-principles study of structural, elastic, and electronic properties of chromium carbides. *Appl Phys Lett* 92(4):041909, 2008
137. B. Xiao, J. Xing, J. Feng, et al, Theoretical study on the stability and mechanical property of Cr₇C₃, *Phys B Condens Matter* 403(13–16):2273–2281, 2008
138. P. Zhang, Y. Zhou, J. Yang, D. Li, X. Ren, Y. Yang, Q. Yang, Optimization on mechanical properties of Fe_{7-x}Cr_xC₃ carbide carbides by first-principles investigation, *Journal of Alloys and Compounds* 560 (2013) 49–53
139. G.L.F. Powell, G. Laird, Structure, nucleation, growth and morphology of secondary carbides in high chromium and Cr-Ni white cast irons. *J. Mater. Sci.* 1992, 27, 29–35
140. F. Maratray, R. Usseglio-Nanot: Factors Affecting the Structure of Chromium and Chromium-Molybdenum White Irons, Climax Molybdenum S.A., Paris, France, 1970, p. 10
141. A. Wiengmoon, Carbides in High Chromium Cast Irons, Department of Physics, Fac. of Science, Naresuan University, Phitsanulok 65000
142. ASM handbook, Vol.4, Heat Treating, p.2173, 2002
143. K. Gunther, J.P. Bergmann, D. Suchodoll, Hot wire-assisted gas metal arc welding of hypereutectic FeCrC hardfacing alloys: Microstructure and wear properties, *Surf. Coat. Tech* (2018) Vol. 334, 420-480

144. H. Berns, A. Fischer, Microstructure of Fe-Cr-C hardfacing alloys with additions of Nb, Ti and B, *Metallography*, Vol. 20, Issue 4, (1987), 401-429
145. S. Buytoz, M. M. Yildirim, H. Eren, Microstructural and microhardness characteristics of gas tungsten arc synthesized Fe-Cr-C coating on AISI 4340, *Mat. Let.* (2005) vol. 59, 607-614
146. G. Bakic, V. Maksimovic, A. Maslarevic, M. Djukic, B. Rajjic, A. Djordjevic: Microstructural characterization of WC and CrC based coatings applied by different processes. Proc.of MME SEE 2015, Metallurgical & Materials engineering congress of South-East Europe, Belgrade, ISSN: 978-86-87183-27-8, pp. 195-201, 2015
147. A. Maslarević, G. M. Bakić, M. B. Đukić, B. Rajičić, V. Maksimović, Karakterizacija prevlake 316L nanete postupkom plazma navarivanja, *Hemijska Industrija*, Vol. 73, No. 3, pp. 139-147, 2018
148. M. Eroglu, N. Ozdemir, Tungsten-inert gas surface alloying of a low carbon steel, *Surf. Coat. Technol.* (2002) Vol. 154, 209-217
149. P. Mendez, Modern technologies for the deposition of wear-resistant overlays, In: *Weld overlay for wear protection*, Edmonton (2013) Canadian Welding Association
150. Y. F. Zhou, Y. L. Yang, Y. W. Jiang, J. Yang, X. J. Ren, Q. X. Yang, Fe-24 wt.%Cr-4.1 wt.%C hardfacing alloy: microstructure and carbide refinement mechanisms with ceria additive, *Mater. Charact.* (2012) Vol. 72, 77-86
151. G. Azimi, M. Shamanian, Effects of silicon content on the microstructure and corrosion behavior of Fe-Cr-C hardfacing alloys, *J. Alloys. Compd.* (2010) Vol. 505, 598-603,
152. J. F. Flores, A. Neville, N. Kapur, Gnanavelu, Erosion-corrosion degradation mechanisms of Fe-Cr-C and WC-Fe-Cr-C PTA overlays in concentrated slurries, *Wear* (2009) Vol. 267, 1811-1820
153. D. Turnbull, Phase changes, *Solid State Phys.* (1956) Vol. 3, 225-306,
154. C. M. Chang, L. H. Chen, C. M. Lin, J. H. Chen, C. M. Fan, W. Wu, Microstructure and wear characteristics of hypereutectic Fe-Cr-C cladding with various carbon contents, *Surf. Coat. Technol.* (2010) Vol. 205, 245-250
155. O. N. Dogan, J. A. Hawk, Effect of carbide orientation on abrasion of high Cr white cast iron, *Wear* 189 (1995) 136-142
156. G. Pintaude, Strategies for the Development of Wear-Resistant Coatings-A Review, *Soldagem & Inspecao*, 2021, 26, e261, p.9
157. M. X. Zhang, P. M. Kelly, J. D. Gates, The effect of heat treatment on the toughness, hardness and microstructure of low carbon white cast irons, *J Mater Sci*, 36: 3865-3875, 2001
158. U. P. Nayak, M. A. Guitar, F. Mucklich, Evaluation of Etching Process Parameter Optimization in the Objective Specific Microstructural Characterization of As-Cast and Heat Treated HCCI Alloy, *Practical Metallography*, vol. 57, no. 10, 2020, pp. 688-713
159. M. A. Guitar, U. P. Nayak, D. Britz, F. Mucklich, The effect of thermal processing and chemical composition on secondary carbide precipitation and hardness in high-chromium cast irons, *International Journal of Metalcasting*, Vol. 14, Issue 3, 2020
160. A. Bedolla-Jacuinde, M. W. Rainforth, I. Mejía, The Role of Silicon in the Solidification of High-Cr Cast Irons, *Metall Mater Trans A* 44, 856-872 (2013)
161. F. Cernuschi, Guardamanga, S. Capelli, L. Lorenzoni, D.E. Mack, Moscatelli, Solid particle erosion of standard and advanced thermal barrier coatings, *Wear*, vol. 348-349, pp. 43-51, 2016
162. R. E. Vieira, A. Mansouri, B.S. McLaury, A. Shirazi, Experimental and computational study of erosion in elbows due to sand particles in air flow, *Powder Technol.*, vol. 288, pp. 339-353, 2016
163. A. W. Ruff, L.K. Ives, Measurement of solid particle velocity in erosive wear, *Wear* (1975) vol. 35, 195-199

164. P. C. Okonkwo, A.M.A. Mohamed, E. Ahmed, Influence of particle velocities and impact angles on the erosion mechanisms of AISI 1018 steel, *Adv. Mater. Lett.*, vol. 6, pp. 653-659, 2015
165. A. Maslarević, G. Bakić, M. Đukić, B. Rajičić, N. Mitrović, Uređaj za eroziono ispitivanje materijala čvrstim česticama, Mali patent, reg.br. 1681, rešenje 2020/17627 od 08.10.2020, br.prijave MP-2020/0059, Mašinski fakultet Univerziteta u Beogradu, 2020
166. A. Maslarević, G. Bakić, B. Rajičić, N. Milošević, I. Martić, Alat za osiguranje položaja diskova pri određivanju srednje brzine čestica erodenta nošenih strujom vazduha, Mali patent, reg.br. 1745, rešenje 2022/1210 od 09.02.2022, br.prijave MP-2021/0112, Mašinski fakultet Univerziteta u Beogradu, 2021
167. Castolin Datasheet, Metal Powder, EuTroLoy 16659 (2005) Castolin, Viena
168. EUTIT Datasheet, Cast basalt – catalogue sheet, E-01, EUTIT s.r.o., Czech Republic, 2003
169. EUTIT Datasheet, Eucor – catalogue sheet, E-02, EUTIT s.r.o., Czech Republic, 2022
170. J. Y. Xie, N.X. Chen, L.D. Teng, S. Seerharaman, Atomistic study on the site preference and thermodynamic properties for $\text{Cr}_{23-x}\text{Fe}_x\text{C}_6$, *Acta Mater.* (2005) Vol. 53, 5305-5312
171. L. E. Svensson, B. Greftoft, B. Ulander, H.K.D.H. Badeshia, Fe-Cr-C hardfacing alloys for high-temperature applications, *J. Mater. Sci.* (1986) Vol. 21, 1015-1019
172. S. Atamert, H.K.D. Bhadeshia, Microstructure and stability of Fe-Cr-C hardfacing alloys, *Mater. Sci. Eng. A* (1990) Vol. 130, 101-111
173. C. Fan, M.C. Chen, C.M. Chang, W. Wu, Microstructure change caused by $(\text{Cr,Fe})_{23}\text{C}_6$ carbides in high chromium Fe-Cr-C hardfacing alloys, *Surf. Coat. Technol.* (2006) Vol. 201, 908-912
174. T. Liyanage, G. Fisher, A.P. Gerlich, Influence of alloy chemistry on microstructure and properties in NiCrBSi overlay coatings deposited by plasma transferred arc welding (PTAW), *Surf. Coat. Tech.* (2010) Vol. 205, 759-765
175. W. R. Thorpe, B. Chicco, The Fe-Rich Corner of Metastable C-Cr-Fe Liquidus Surface, *Metallurgical Transactions A* (1985) Vol. 16A, 1541-1549
176. V. Heino, M. Kallio, K. Valtonen, V. T. Kuokkala, The role of microstructure in high stress abrasion of white cast irons, *Wear* 388 (2017) 119-125
177. J. D. Gates, G. Gore, Wear of metals: philosophies and practicalities, *Mater Forum Inst Met Mater Aust* 124 (1995) 3052
178. J. J. Coronado, Effect of load and carbide orientation on abrasive wear resistance of white cast iron. *Wear* 270 (2011) 11-12:823-827
179. J. Szajnar, M. Stawarz, P. Wrobela, T. Wrobela, Properties shaping and repair of selected types of cast iron, *Arch.Foundry Engineering*, Vol.7, Issue 2/2007, 89-90
180. L. Xinghui, Welding repair of High Chromium Cast Iron defects, *Key Engineering Materials* (2019) Vol. 814, 22-232

7 Prilog

Biografija autora

Bratislav M. Rajičić rođen je 04.08.1974. godine u Čačku, gde je završio osnovnu školu „Filip Filipović“ sa odličnim uspehom kao nosilac Vukove, Alasove i Spartakove diplome. Čačansku Gimnaziju završava 1993. godine takođe sa odličnim uspehom, smer matematičko-programerski saradnik u prirodnim naukama. Univerzitet u Beogradu, Mašinski fakultet završava 2004.god., smer Termotehnika, sa diplomskim radom „Procena veka parovoda sveže pare TE Morava sa aspekta stvarne radne temperature“, koji je odbranio na Katedri za tehnologiju materijala sa ocenom 10 (deset). Master akademske studije na Mašinskom fakultetu u Beogradu završava 2012. godine, modul „Zavarivanje i zavarene konstrukcije“, sa prosečnom ocenom tokom studija 9,06 (devet i 06/100), položivši Diplomski (Master) rad na temu „Ekspertiza loma ovesnih cevi na termoenergetskom postrojenju“ sa ocenom 10 (deset). Doktorske akademske studije na Univerzitetu u Beogradu, Mašinskom fakultetu, upisao je 2010. godine i po planu i programu je položio sve obavezne i izborne predmete i odbranio Projekat ideje doktorske disertacije.

Bratislav M. Rajičić je zaposlen na Univerzitetu u Beogradu – Mašinskom fakultetu, Katedra za tehnologiju materijala, počev od maja 2004. godine do danas. Kao stručni saradnik na Katedri za tehnologiju materijala (Centar za materijale, tribologiju i sagorevanje, R.J.12.04, prof. V. Šijački), bio je zaposlen u periodu 2004-2012 godina. U dva izborna perioda tokom 2012-2018 godine, kandidat je bio zaposlen kao asistent, za užu naučnu oblast Tehnologija materijala – mašinski materijali i zavarivanje i srodni postupci. Odlukom br. 1005/5 od 10.10.2019.god. NNV Mašinskog fakulteta izabralo je Bratislava M. Rajičića u istraživačko zvanje istraživač-saradnik. Od 2018 do 2021. godine kandidat je bio zaposlen kao istraživač-saradnik pri Laboratoriji za ispitivanje materijala, a trenutno je zaposlen u Inovacionom centru Mašinskog fakulteta. Kandidat je bio sekretar Katedre za tehnologiju materijala od 01.10.2012. do 30.09.2015. godine.

Bratislav M. Rajičić, mast. inž. maš., od 2004 do danas aktivno učestvuje u izvođenju nastave na studijskom programu Osnovnih akademskih studija „Mašinskog inženjerstva“ i drži vežbe iz obaveznih predmeta Mašinski materijali 1 i Mašinski materijali 2, kao i iz izbornog predmeta Reparacija mašinskih delova i konstrukcija. Takođe, od školske 2020/2021 kandidat učestvuje i u nastavi na studijskom programu Osnovnih akademskih studija „Informacione tehnologije u mašinstvu“ i drži vežbe iz izbornog predmeta Mašinski materijali. Bratislav M. Rajičić ima izrazitu sklonost ka pedagoškom radu sa studentima i prema anonimnim studentskim anketama, kandidat je za svoj rad na pomenutim predmetima ocenjivan pozitivno i to ocenama u rasponu od 4,47 do 4,81 (od 5,00).

U periodu od 2004. godine do sada, Bratislav M. Rajičić je aktivno učestvovao u realizaciji 5 (pet) nacionalnih projekata Ministarstva prosvete, nauke i tehnološkog razvoja (MPNTR), Republike Srbije. Takođe, učestvovao je u izradi preko 100 autorizovanih elaborata, ekspertiza i drugih dokumenata ograničene cirkulacije (projekti saradnje sa privredom), pre svega u oblastima ponašanja i pouzdanosti materijala u eksploataciji pri različitim uslovima rada, proceni i produžetku preostalog radnog veka komponenti termoenergetskih i drugih industrijskih postrojenja metodama zasnovanim na stanju metala i strukturnoj degradaciji, ispitivanjima materijala sa i bez razaranja, zaštiti materijala od habanja i korozije korišćenjem prevlaka, i sl. Član je sledećih naučno-stručnih organizacija: Društva termičara Srbije, Društva za integritet i vek konstrukcija (DIVK), Evropskog društva za integritet konstrukcija (ESIS) i Društva za unapređenje zavarivanja u Srbiji (DUZS). Poznaje rad na računaru i služi se svim programima iz Microsoft Windows/Office paketa a takođe koristi i programe AutoCad, SolidWorks, CorelDraw, MathCad, ProEngineer i sl. Kandidat se aktivno služi engleskim jezikom.

Bibliografija autora

Monografije, monografske studije, tematski zbornici, leksikografske i kartografske publikacije međunarodnog značaja (M10)

Monografska studija/poglavlje u knjizi M11 ili rad u tematskom zborniku vodećeg međunarodnog značaja (M13): 1 x 7 = 7

1. Bakic G.M., Djukic M.B., **Rajicic B.**, Sijacki Zeravcic V., Maslarevic A., Radovic M., Maksimovic V., Milosevic N., Characterization of Tube Repair Weld in Thermal Power Plant Made of a 12%Cr Tempered Martensite Ferritic Steel, in: Guy Pluvinage, Ljubica Milovic in Lecture Notes in Mechanical Engineering (2017) „Fracture at all Scales“ (<https://doi.org/10.1007/978-3-319-32634-4>), Springer, Cham, Print ISBN 978-3-319-32633-7, Online ISBN 978-3-319-32634-4, pp 151-169, doi: https://doi.org/10.1007/978-3-319-32634-4_8

Radovi objavljeni u naučnim časopisima međunarodnog značaja (M20)

Rad u vrhunskom međunarodnom časopisu (M21): 1 x 8 = 8

2. Djukic M.B., Bakic G.M., Sijacki Zeravcic V., Sedmak A., **Rajicic B.**, The synergistic action and interplay of hydrogen embrittlement mechanisms in steels and iron: Localized plasticity and decohesion, Engineering Fracture Mechanics (2019), ISSN 0013-7944, Vol. 216, pp. 1-33, <https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2019.106528>

Rad u istaknutom međunarodnom časopisu (M22): 4 x 5 = 15

3. Maslarevic A., Bakic G. M., Djukic M. B., **Rajicic B.**, Maksimovic V., Pavkov V., Microstructure and Wear Behavior of MMC Coatings Deposited by Plasma Transferred Arc Welding and Thermal Flame Spraying Processes, Transactions of the Indian Institute of Metals - IIM 2019, Published online: 31 October 2019, Springer, pp 259-271, ISSN 0972-2815, <https://doi.org/10.1007/s12666-019-01831-9>
4. Djukic M.B., Bakic G.M., Sijacki Zeravcic V., Sedmak A., **Rajicic B.**, Hydrogen Embrittlement of Industrial Components: Prediction, Prevention, and Models, Corrosion (2016), Vol. 72, Issue 7, pp 943-961, ISSN 0010-9312, <https://doi.org/10.5006/1958>
5. Djukic M.B., Sijacki Zeravcic V., Bakic G.M., Sedmak A., **Rajicic B.**, Hydrogen damage of steels: A case study and hydrogen embrittlement model, Engineering Failure Analysis (2015), Vol. 58, Part 2, pp. 485-498, ISSN 1350-6307, <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2015.05.017>
6. Bakic G., Sijacki Zeravcic V.M., Djukic M., **Rajicic B.M.**, Tasic M.M., Remaining Life Assessment of a High Pressure Turbine Casing in Creep and Low Cycle Service Regime, Thermal Science (2014), Vol. 18, Issue suppl.1, pp. S127-S138, ISSN 0354-9836, <https://doi.org/10.2298/TSCI121219179B>

Rad u međunarodnom časopisu (M23): 4 x 3 = 12

7. **Rajicic B.**, Maslarevic A., Bakic G., Maksimovic V., Djukic M., Erosion Wear Behavior of High Chromium Cast Irons, Transactions of the Indian Institute of Metals - IIM 2019, Published online: 13 January 2023, Springer, pp 1427-1437, ISSN 0972-2815, doi: <https://doi.org/10.1007/s12666-022-02860-7>
8. Maslarevic A., Bakic G., Djukic M., **Rajicic B.**, Maksimovic V., Characterization of a Coating 316L Applied by Plasma Transferred Arc, Hemijska industrija, (2018), vol. 72, br.3, str. 139-147, ISSN 0367-598X, doi: <https://doi.org/10.2298/HEMIND170928005M>
9. Bakic G., Sijacki Zeravcic V., Djukic M., Maksimovic S., Plesinac D., **Rajicic B.**, Thermal History and Stress State of a Fresh Steam-Pipeline Influencing Its Remaining Service Life, Thermal Science (2011), Vol. 15, No. 3, pp. 691-704, ISSN 0354-9836, <https://doi.org/10.2298/TSCI110509050B>
10. Sijacki Zeravcic V., Bakic G., Djukic M., Markovic D., **Rajicic B.**, Contemporary Maintenance Management of Power Plant Life Exhaustion Components, Technics Technologies Education Management-TTEM (2010), Vol. 5, No 3, pp. 431-436, ISSN: 1840-1503, [WOS](https://doi.org/10.1007/978-3-319-32634-4) (Accession Number: WOS: 000283475700003; IDS Number: 671BW)

Rad u nacionalnom časopisu međunarodnog značaja (M24): 1 x 3 = 3

11. Bakic G., Sijacki Zeravcic V., Djukic M., **Rajicic B.**, Radovic M., Gajic I., Maslarevic A., Jakoviljevic A., Characterization of Undermatch Welded Joint of X20CrMoV121 Steel After Prolonged Service,

Integritet i vek konstrukcija (Structural integrity and life) (2014) Vol. 14, Issue 2, pp. 133-140, ISSN 1451-3749, <http://divk.inovacionicentar.rs/ivk/ivk14/133-140-IVK2-2014-GB-VSZ-MD-BR-MR-IG-AM-AJ.pdf>

Zbornici međunarodnih naučnih skupova (M30)

Saopštenje sa međunarodnog skupa štampano u celini (M33): 22 × 1 = 22

12. Miskovic Z., Mitrovic R., Stamenic Z., Bakic M.G., Djukic B.M., **Rajicic B.**, The development and application of the new methodology for conveyor idlers fits testing, *Procedia Structural Integrity*, Elsevier, vol. 13 (2018), pp. 2143-2151, ISBN 978-86-900686-0-9, 22nd European Conference On Fracture-ECF22, Belgrade, Serbia, 26 - 31 August, 2018, doi: 10.1016/j.prostr.2018.12.150
13. Maslarević A., Bakić G., Đukić M., **Rajičić B.**, Petrović A., Hladna Metalizacija, *Sinteza 2017*, International Scientific Conference on Information Technology and Data Related Research, pp. 343-348, ISBN: 978-86-7912-657-3, doi: 10.15308/Sinteza-2017-343-348, Republic of Serbia, April 21, 2017.
14. Bakic M.G., Djukic B.M., **Rajicic B.**, Sijacki Zeravcic V., Gajic I., Prodanovic A., Maslarevic A., Milosevic N., Characterization of Tube Welds Made of X20CrMoV121 Steel Obtained by Different Welding Technologies, *International Conference "Power Plants 2016"*, Društvo termičara Srbije, vol. 1, no. 1, pp. 843-852, ISSN: 978-86-7877-024-1, Srbija, 23.-26. Nov, 2016.
15. Bakic M.G., Djukic B.M., **Rajicic B.**, Sijacki Zeravcic V., Maslarevic A., Milosevic N., Oxidation behavior during prolonged service of boiler tubes made of 2.25Cr1Mo and 12Cr1Mo0.3V heat resistance steels, *Procedia Structural Integrity*, Elsevier, vol. 2, pp. 3647-3653, ISSN: 2452-3216, 21st European Conference On Fracture-ECF21, Italy, 20.-24. June, 2016, doi: 10.1016/j.prostr.2016.06.453
16. Djukic B.M., Bakic M.G., Sijacki Zeravcic V., **Rajicic B.**, Sedmak A., Mitrovic R., Miskovic Z., Towards a unified and practical industrial model for prediction of hydrogen embrittlement and damage in steels, *Procedia Structural Integrity*, Elsevier, vol. 2, pp. 604-611, issn: 2452-3216, 21st European Conference On Fracture-ECF21, Italy, 20.-24. June, 2016, doi: 10.1016/j.prostr.2016.06.078
17. Bakic G., Maksimovic V., Maslarevic A., Djukic M., **Rajicic B.**, Djordjevic A.: Microstructural Characteriyation of WC and CrC Based Coatings Applied by Different Processes, *MME SEE 2015 Metallurgical & Materials Engineering Congress of South-East Europe*, Proceedings, pp. 195-201, ISBN 987-86-87183-27-8, DOI: 10.13140/RG.2.1.2101.8645, 3-5 June, Belgrade, Serbia, 2015.
18. Maslarević A., **Rajičić B.**, Bakić G., Đukić M., Đoršević A.: Metalizacija velikim brzinama u struji produkata sagorevanja, *SYNTHESIS*, International Scientific Conference of IT and Business-Related Research, Proceedings, pp. 262-267, DOI: 10.15308/Synthesis-2015-262-267, 15 April, Belgrade, Serbia, 2015.
19. Bakic G., Djukic M., Mitrovic R., Maslarevic A., Miskovic Z., **Rajicic B.**, Sijacki Zeravcic V.: „3D Profiling of 12Cr Heat Resistante Steel Charpy V Noch Fracture Surfaces Obtained at Different Temperatures“, 7th International Scientific and Expert Conference of the International TEAM Society, 15-16th October 2015, University of Belgrade - Faculty of Mechanical Engineering, Proceedings, pp. 496-501, ISBN 978-86-7083-877-2, doi: 10.13140/RG.2.1.2527.8481, Belgrade, Serbia, 2015.
20. Maslarevic A., Bakic G., Sijacki Zeravcic V., **Rajicic B.**, Lukic U.: Plasma Transferred Arc Hardfacing With 316L, The 3rd IIW Sout-East European Welding Congress - Welding and Joining Technologies for a Sustainable Development and Environment, Proceedings, pp. 283-288, ISBN 978-606-554-955-5, doi: 10.13140/RG.2.1.3808.1520, 3-5 June, Timisoara, Romania, 2015.
21. Lukić U., Prokić Cvetković R., Popović O., **Rajičić B.**, Jovičić R., Burzić M.: Impact of welding parameters on the stability of gas metal arc welding process, 18th International Research/Expert Conference „Trends in the Development of Machinery and Associated Technology“, TMT 2014, Budapest, Hungary, 10-12 September, 2014, pp. 409-412, http://tmt.unze.ba/zbornik/TMT2014/TMT2014_104.pdf
22. Bakić G., Šijački Žeravčić V., Đukić M., V. Maksimović, **B. Rajičić**, Material Characterization of 1Cr0.25Mo0.25V Power Plant Steel after Prolonged Service, *First Metallurgical & Materials Engineering Congress of South-East Europe (MME SEE 2013)*, Belgrade, Serbia, 23-25 May 2013, str.380-387, ISBN 987-86-87183-24-7
23. Šijački Žeravčić V., Bakić G., Đukić M., Anđelić B., **Rajičić B.**, Povoljne i nepovoljne karakteristike raznorodnih zavarenih spojeva čelika X10CrMoVNb91, *Power Plants 2012 – Međunarodna konferencija o elektranama*, Zlatibor 2012, Zbornik radova na CD-u, str. 493-502, ISBN 978-86-7877-021-0

24. Bakić G., Šijački Žeravčić V., Đukić M., **Rajičić B.**, Anđelić B., Neke osobine ključne za pouzdanu eksploataciju toplotno postojanog čelika klase 1.25Cr1Mo0.3V, *Ibid*, str. 503-513
25. **Rajičić B.**, Bakić G., Đukić M., Šijački Žeravčić V., Braunović M., Anđelić B., Pregled savremenih metoda zaštite kotlovskih cevi od erozije, *Ibid*, str. 514-523
26. Đukić M., Šijački Žeravčić V., Bakić G., Anđelić B., Rajičić B., Najnovija saznanja o mehanizmima vodonične krtosti kotlovskih cevi, *Ibid*, str. 526-537
27. Šijački Žeravčić V., Bakić G., Đukić M., **Rajičić B.**, Anđelić B.: Primena savremenih tehnologija u cilju sprečavanja erozije kotlovskih cevi, 1st International Congress, Engineering, Materials and Management in The Processing Industry, BiH, Republika Srpska, Jahorina, 14-16 Oktobar, 2009, Knjiga apstrakata (pp.128) sa elektronskim izdanjem Zbornika radova (IT-59), pp. 341-345
28. Šijački Žeravčić V., Bakić G., Đukić M., **Rajičić B.**, Veljković Z., Šiniković G., Anđelić B.: Erosion Protection of Pulverized Boiler Coil Preparation Equipment, 13th International Research/Expert Conference – Trends in the development of machinery and associated technology TMT 2009, Tunisia, Hammamet, 16-21 October, 2009, Proceedings TMT 2009, Vol. 13, br. 1, pp.913-916
29. Tucaković D., Živanović T., Šijački Žeravčić V., Bakić G., Đukić M., **Rajičić B.**: Analysis of Possible Causes of Failure of Main Steam Valve, Association of Energy Department Engineers of Macedonia (ZEMAK), International Symposium “ENERGETICS 2008”, Ohrid, Macedonia, 9-11.10.2008, Symposium Proceeding – Book 1, pp.223-234
30. Šijački Žeravčić V., Đukić M., Bakić G., **Rajičić B.**: Structure Integrity Of Pressure Vesels Repair Welding Joints, 16th European Conference on Fracture – Fracture of Nano and Engineering Materials and Structures (ECF 16), Special symposium 19 – Structural Integrity Assessment in Theory and Practice, July 3-7, 2006, Alexandroupolis, Greece, Proceedings, pp. 1083-1084
31. Šijački Žeravčić V., Đukić M., Bakić G., Anđelić B., **Rajičić B.**: Case Study Of Supporting Tube Failure, 16th European Conference on Fracture – Fracture of Nano and Engineering Materials and Structures (ECF 16), Special symposium 19 – Structural Integrity Assessment in Theory and Practice, July 3-7, 2006, Alexandroupolis, Greece, Proceedings, pp. 1081-1082
32. Šijački Žeravčić V., Bakić G., Đukić M., Anđelić B., **Rajičić B.**: Filler Material Choice For Stop Valve Repair Welding, The 1st South-East European Welding Congress-Welding and joining technologies for a sustainable development and environment, ISIM Timisoara, 24-26 may, 2006, Timisoara, Romania, Proceedings, Vol. 3, pp. 412-421
33. Đukić M., Šijački Žeravčić V., Bakić G., **Rajičić B.**, Anđelić B.: Weld Geometry Defect Influence On Boiler Tube Structural Integrity, The 1st South-East European Welding Congress-Welding and joining technologies for a sustainable development and environment, ISIM Timisoara, 24-26 may, 2006, Timisoara, Romania, Proceedings, Vol. 3, pp. 169-178

Saopštenje sa međunarodnog skupa štampano u izvodu (M34): 2 x 0,5 = 1

34. Maslarević A., Bakić G. M., Maksimović V., Djukic M. B., **Rajičić B.**, Pavkov V., Evaluation erosion resistance of metal-ceramics coatings, Engineering Ceramics 2019 – Ceramics for people, May 12-16, 2019, Smolenice castle, Slovakia, Book of abstracts, pp.80, DOI: 10.13140/RG.2.2.26814.74563
35. Maksimović M.V., Maslarević M.A., Bakić M.G., Đukić B.M., **Rajičić M.B.**, Pavkov D.V., Characterization of different MMC coatings deposited by PTA and FS processes, Twentieth Annual Conference YUCOMAT 2018, Materials Research Society of Serbia, ISBN: 978-86-919111-3-3, Herceg Novi, Montenegro, 3-7. Sep, 2018.

Monografije nacionalnog značaja (M40)

Poglavlje u knjizi M41 ili rad u istaknutom tematskom zborniku vodećeg nacionalnog značaja (M44): 1 x 2 = 2

36. Vera Šijački Žeravčić, Gordana Bakić, Miloš Đukić, **Bratislav Rajičić**, Biljana Anđelić, Korozija uređaja u termoenergetskim postrojenjima (str.87-122); Poglavlje u monografiji Korozija i zaštita materijala, Institut za tehnologiju nuklearnih i drugih mineralnih sirovina – ITNMS i Inženjersko društvo za koroziju, Beograd, 2012, 870 strana, ISBN 978-86-913303-2-3 (IDZK), COBISS.SR-ID 188587788

Radovi u časopisima nacionalnog značaja (M50)**Rad u nacionalnom časopisu (M53): $7 \times 1 = 7$**

37. Šijački-Žeravčić V., Bakić G., Đukić M., **Rajičić B.**, Anđelić B.: Prediction and prevention of boiler tubing systems erosion in thermal plant, Tehnička dijagnostika, 2010, Vol. 9, br. 2, str. 3-9
38. Šijački-Žeravčić V., Bakić G., Đukić M., Anđelić B., **Rajičić B.**, Assoul Y.: Ocena integriteta cevnog sistema vrelovodnog kotla izloženog koroziji, Termotehnika, 2009, Vol. 35, br. 1, str. 95-110
39. Đukić M., Šijački-Žeravčić V., Bakić G., **Rajičić B.**, Anđelić B.: Integritet kotlova izloženih vodoničnom oštećenju, Integritet i vek konstrukcija, 2007, Vol. 7, br. 2, str. 141-148
40. Bakić G., Đukić M., Lazović T., Prokić-Cvetković R., Popović O., **Rajičić B.**: Predlog nove metodologije za praćenje ponašanja i prevenciju havarija rotacionih tela, FME Transactions, 2007, Vol. 35, 6p. 4, crp. 195-200
41. Šijački Žeravčić V., Bakić G., Đukić M., Anđelić B., **Rajičić B.**: Analiza oštećenja i naponskog stanja poluga mlinova za ugalj termoelektrane na fosilna goriva, Tehnička dijagnostika, 2006, Vol. V, br. 1, str. 41-44
42. Šijački Žeravčić V., Bakić G., Đukić M., Rajnović B., Čepić M., Đekić S., **Rajičić B.**: PRO ET CONTRA primene ODA postupka za konzervaciju i čišćenje radnih površina termoenergetskih postrojenja, Tehnička dijagnostika, 2005, Vol. IV, br. 1, str. 10-14
43. Šijački Žeravčić V., Bakić G., Đukić M., Anđelić B., **Rajičić B.**: Greške zavarivanja kod toplotno postojanih čelika za parovode, Tehnička dijagnostika, 2004, Vol. II, br. 2, str. 13-17

Predavanja po pozivu na skupovima nacionalnog značaja (M60)**Saopštenja sa skupa nacionalnog značaja štampano u celini (M63): $4 \times 0,5 = 2$**

44. Šijački Žeravčić V., Bakić G., Đukić M., Anđelić B., **Rajičić B.**: Neka razmatranja o problemima naponske korozije metala, IX YUCORR – Korozija i zaštita materijala u industriji i građevinarstvu, Tara, 21-24 maj, 2007, Zbornik radova, str. 25-42
45. Đukić M., Šijački Žeravčić V., Bakić G., Anđelić B., **Rajičić B.**: Vodonična oštećenja kotlovskih isparivača, Naučna konferencija sa međunarodnim učešćem i temom: Interdisciplinarni pristup problematici zaštite konstrukcionih materijala - VII YUCORR, Korozija i zaštita materijala u industriji i građevinarstvu, 29.05.-02.06.2005.god., Tara, Srbija, Zbornik radova, str. 123-129
46. Bakić G., Šijački Žeravčić V., Đukić M., Assoul Y., **Rajičić B.**: Održavanje i pouzdanost korozijom zahvaćenih cevni sistema kotlova termoenergetskih postrojenja, Naučna konferencija sa međunarodnim učešćem i temom: Interdisciplinarni pristup problematici zaštite konstrukcionih materijala - VII YUCORR, Korozija i zaštita materijala u industriji i građevinarstvu, 29.05.-02.06.2005.god., Tara, Srbija, Zbornik radova, str. 130-134
47. Družijanić D., Dinulović M., Božović Ž., Latinović Z., Rajković V., **Rajičić B.**, Barjaktarević D., Popović S.: Interakcija CO₂ i RE YAG lasera sa biološkim i protetskim materijalima u stomatologiji, 49. konferencija za elektroniku, telekomunikacije, računarstvo, automatiku i nuklearnu tehniku-ETRAN 2005, 5-10.jun 2005.godine, Budva, Zbornik radova, str. 296-299

Saopštenja sa skupa nacionalnog značaja štampano u izvodu (M64): $8 \times 0,2 = 1,6$

48. Bakić G., Šijački V., Đukić M., **Rajičić B.**, Anđelić B.: Metodologija ocene eksploatacione pouzdanosti i unapređenja mera održavanja magistralnih cevovoda sprovedena na primeru, 14. SIMPOZIJUM TERMIČARA SRBIJE, 13-16.10.2009, Sokobanja, Zbornik radova na CD-u
49. Đukić M., Šijački Žeravčić V., Bakić G., **Rajičić B.**, Anđelić B.: Preporuke za smanjenje broja otkaza na cevni sistemima kotlova domaćih termoenergetskih postrojenja, Međunarodni simpozijum Power Plants (ELEKTRANE) 2008, Vrnjačka Banja, 28-31.10.2008.god., Zbornik radova na CD-u, str.48-49
50. Bakić G., Šijački Žeravčić V., Đukić M., **Rajičić B.**, Biljanovski Đ., Đorđević P.: Vođenje zapisa o otkazima i kodiranje oštećenja cevni sistema kotlova TE postrojenja u cilju utvrđivanja i otklanjanja glavnih uzroka otkaza, Međunarodni simpozijum Power Plants (ELEKTRANE) 2008, Vrnjačka Banja, 28-31.10.2008.god., Zbornik radova na CD-u, str. 97-98
51. Sedmak S., Šijački Žeravčić V., Bakić G., **Rajičić B.**, Šekeljčić P., Jakovljević A.: Ocena integriteta oštećenih komponenti izloženih visokom pritisku i temperaturi, Međunarodni Simpozijum ELEKTRANE 2006, Energetski resursi, energetska efikasnost, ekološki i eksploatacioni aspekti rada elektrana, 19-22. septembar, 2006, Vrnjačka Banja, Zbornik radova na CD-u (88 str.) str. 1-9

52. Milanović D., Šijački Žeravčić V., Bakić G., Đukić M., **Rajičić B.**, Anđelić B.: Statistički pokazatelji kvaliteta eksploatacije termoelektrana na fosilna goriva, Međunarodno savetovanje-Energetika 2005, 19-22.jun, 2005, Zlatibor, Srbija, Zbornik radova na CD-u
53. Šijački Žeravčić V., Bakić G., Đukić M., Anđelić B., Stević Lj., Jankov N., Vinulović Z., **Rajičić B.**: Faze koncepta održavanja usmerenog ka pouzdanosti primenjene na domaće termoenergetsko postrojenje, Simpozijum ELEKTRANE 2004 sa međunarodnim učešćem – Energetski resursi, energetska efikasnost, ekološki i eksploatacioni aspekti rada elektrana, 2-5 novembar 2004.god., Vrnjačka banja, Srbija, Zbornik radova na CD-u
54. Šijački Žeravčić V., Bakić G., Đukić M., **Rajičić B.**, Anđelić B., Milanović D.: Procena preostalog radnog veka cevi isparivača kotla, Simpozijum ELEKTRANE 2004 sa međunarodnim učešćem – Energetski resursi, energetska efikasnost, ekološki i eksploatacioni aspekti rada elektrana, 2-5 novembar 2004.god., Vrnjačka banja, Srbija, Zbornik radova na CD-u
55. Đukić M., Šijački Žeravčić V., Bakić G., Kerečki J., Anđelić B., **Rajičić B.**: Koncept održavanja kotlovskih cevi izloženih korozionom ataku, Simpozijum ELEKTRANE 2004 sa međunarodnim učešćem – Energetski resursi, energetska efikasnost, ekološki i eksploatacioni aspekti rada elektrana, 2-5 novembar 2004.god., Vrnjačka banja, Srbija, Zbornik radova na CD-u

Tehnička rešenja (M80)

Bitno poboljšano tehničko rešenje na nacionalnom nivou (M84): 1 x 3 = 3

56. Šijački Žeravčić V., Bakić G., Đukić M., **Rajičić B.**, Anđelić B.: Savremena tehnologija zaštite u cilju sprečavanja erozije kotlovskih cevi, Mašinski fakultet u Beogradu, Projekat MNTR 18005, 2010.god., Odluka NNV MF br.209/2 od 22.04.2010.god. (M84 – Bitno poboljšana tehnologija, tehnološki postupak; Tehničke karakteristike: Metalizacija električnim lukom sa dve žice, Fe/Cr/Ti/Si/Mn legura); Korisnik: JP EPS, P.D. „Termoelektrane Nikola Tesla“ d.o.o., Obrenovac

Patenti (M90)

Registрован patent na nacionalnom nivou (M92): 2 x 12 = 24

57. A. Maslarević, G. Bakić, M. Đukić, **B. Rajičić**, N. Mitrović, Uređaj za eroziono ispitivanje materijala čvrstim česticama, Patent, reg.br. 1681, rešenje 2020/17627 od 08.10.2020, br.prijave MP-2020/0059, Univerzitet u Beogradu, Mašinski fakultet, 2020
58. A. Maslarević, G. Bakić, **B. Rajičić**, N. Milošević, I. Martić, Alat za osiguranje položaja diskova pri određivanju srednje brzine čestica erodenta nošenih strujom vazduha, Patent, reg.br. 1745, rešenje 2022/1210 od 09.02.2022, br.prijave MP-2021/0112, Univerzitet u Beogradu, Mašinski fakultet, 2021

Značajniji autorizovani elaborati, ekspertize i drugi dokumenti ograničene cirkulacije

- u periodu 2004-2023, više od 100 izveštaja, ekspertiza i dr. dokumenata ograničene cirkulacije;

Prilog 1.

Izjava o autorstvu

Ime i prezime autora: Bratislav M. Rajčić

Broj indeksa: D83/10

Izjavljujem

da je doktorska disertacija pod naslovom

Materijali povećane erozije otpornosti izloženi ekstremnim uslovima rada na termoenergetskim postrojenjima

- rezultat sopstvenog istraživačkog rada,
- da predložena disertacija u celini ni u delovima nije bila predložena za dobijanje bilo koje diplome prema studijskim programima drugih visokoškolskih ustanova,
- da su rezultati korektno navedeni i
- da nisam kršio/la autorska prava i koristio intelektualnu svojinu drugih lica.

Potpis autora

U Beogradu, _____

Prilog 2.

Izjava o istovetnosti štampane i elektronske verzije doktorskog rada

Ime i prezime autora: Bratislav M. Rajčić

Broj indeksa: D83/10

Studijski program: Doktorske studije – Mašinsko inženjerstvo

Naslov rada: Materijali povećane erozije otpornosti izloženi ekstremnim uslovima rada na termoenergetskim postrojenjima

Mentori: Prof. dr Gordana Bakić, redovni profesor i prof. dr Miloš Đukić, redovni profesor

Izjavljujem da je štampana verzija mog doktorskog rada istovetna elektronskoj verziji koju sam predao za objavljivanje na portalu **Digitalnog repozitorijuma Univerziteta u Beogradu**.

Dozvoljavam da se objave moji lični podaci vezani za dobijanje akademskog zvanja doktora nauka, kao što su ime i prezime, godina i mesto rođenja i datum odbrane rada.

Ovi lični podaci mogu se objaviti na mrežnim stranicama digitalne biblioteke, u elektronskom katalogu i u publikacijama Univerziteta u Beogradu.

Potpis autora

U Beogradu, _____

Prilog 3.

Izjava o korišćenju

Ovlašćujem Univerzitetsku biblioteku „Svetozar Marković“ da u Digitalni repozitorijum Univerziteta u Beogradu unese moju doktorsku disertaciju pod naslovom:

Materijali povećane erozije otpornosti izloženi ekstremnim uslovima rada na termoenergetskim postrojenjima

koja je moje autorsko delo.

Disertaciju sa svim prilogima predao sam u elektronskom formatu pogodnom za trajno arhiviranje.

Moju doktorsku disertaciju pohranjenu u Digitalni repozitorijum Univerziteta u Beogradu mogu da koriste svi koji poštuju odredbe sadržane u odabranom tipu licence Kreativne zajednice (Creative Commons) za koju sam se odlučio/la.

1. Autorstvo (CC BY)
2. Autorstvo – nekomercijalno (CC BY-NC)
3. Autorstvo – nekomercijalno – bez prerade (CC BY-NC-ND)
4. Autorstvo – nekomercijalno – deliti pod istim uslovima (CC BY-NC-SA)
5. Autorstvo – bez prerade (CC BY-ND)
6. Autorstvo – deliti pod istim uslovima (CC BY-SA)

(Molimo da zaokružite samo jednu od šest ponuđenih licenci, kratak opis licenci dat je na poledini lista).

Potpis autora

U Beogradu, _____

1. **Autorstvo** - Dozvoljavate umnožavanje, distribuciju i javno saopštavanje dela, i prerade, ako se navede ime autora na način određen od strane autora ili davaoca licence, čak i u komercijalne svrhe. Ovo je najslobodnija od svih licenci.
2. **Autorstvo – nekomercijalno**. Dozvoljavate umnožavanje, distribuciju i javno saopštavanje dela, i prerade, ako se navede ime autora na način određen od strane autora ili davaoca licence. Ova licenca ne dozvoljava komercijalnu upotrebu dela.
3. **Autorstvo - nekomercijalno – bez prerade**. Dozvoljavate umnožavanje, distribuciju i javno saopštavanje dela, bez promena, preoblikovanja ili upotrebe dela u svom delu, ako se navede ime autora na način određen od strane autora ili davaoca licence. Ova licenca ne dozvoljava komercijalnu upotrebu dela. U odnosu na sve ostale licence, ovom licencom se ograničava najveći obim prava korišćenja dela.
4. **Autorstvo - nekomercijalno – deliti pod istim uslovima**. Dozvoljavate umnožavanje, distribuciju i javno saopštavanje dela, i prerade, ako se navede ime autora na način određen od strane autora ili davaoca licence i ako se prerada distribuira pod istom ili sličnom licencom. Ova licenca ne dozvoljava komercijalnu upotrebu dela i prerada.
5. **Autorstvo – bez prerade**. Dozvoljavate umnožavanje, distribuciju i javno saopštavanje dela, bez promena, preoblikovanja ili upotrebe dela u svom delu, ako se navede ime autora na način određen od strane autora ili davaoca licence. Ova licenca dozvoljava komercijalnu upotrebu dela.
6. **Autorstvo - deliti pod istim uslovima**. Dozvoljavate umnožavanje, distribuciju i javno saopštavanje dela, i prerade, ako se navede ime autora na način određen od strane autora ili davaoca licence i ako se prerada distribuira pod istom ili sličnom licencom. Ova licenca dozvoljava komercijalnu upotrebu dela i prerada. Slična je softverskim licencama, odnosno licencama otvorenog koda.