

Analiza mikrostrukture i mikrotvrdoće duplex nehrđajućeg čelika dobivenog aditivnom proizvodnjom električnim lukom i žicom

Halužan, Ivan

Master's thesis / Diplomski rad

2022

Degree Grantor / Ustanova koja je dodijelila akademski / stručni stupanj: **University of Zagreb, Faculty of Mechanical Engineering and Naval Architecture / Sveučilište u Zagrebu, Fakultet strojarstva i brodogradnje**

Permanent link / Trajna poveznica: <https://urn.nsk.hr/urn:nbn:hr:235:797781>

Rights / Prava: [In copyright](#) / [Zaštićeno autorskim pravom](#).

Download date / Datum preuzimanja: **2024-06-22**

Repository / Repozitorij:

[Repository of Faculty of Mechanical Engineering
and Naval Architecture University of Zagreb](#)



SVEUČILIŠTE U ZAGREBU
FAKULTET STROJARSTVA I BRODOGRADNJE

DIPLOMSKI RAD

Ivan Halužan

Zagreb, 2022.

SVEUČILIŠTE U ZAGREBU
FAKULTET STROJARSTVA I BRODOGRADNJE

DIPLOMSKI RAD

Mentor:

Prof. dr. sc. Vera Rede

Student:

Ivan Halužan

Zagreb, 2022.

Izjavljujem da sam ovaj rad izradio samostalno koristeći znanja stečena tijekom studija i navedenu literaturu.

Zahvaljujem mentorici prof. dr. sc. Veri Rede na ukazanoj pomoći, susretljivosti i vremenu pri izradi rada. Zahvaljujem asistentu Ivanu Juriću te svim djelatnicima fakulteta koji su mi pomogli oko izvedbe eksperimentalnog dijela rada. Također, zahvaljujem se obitelji, djevojci i prijateljima koji su mi bili podrška i pomoć tijekom studiranja.

Ivan Halužan



SVEUČILIŠTE U ZAGREBU
FAKULTET STROJARSTVA I BRODOGRADNJE



Središnje povjerenstvo za završne i diplomske ispite
Povjerenstvo za diplomske radove studija strojarstva za smjerove:
proizvodno inženjerstvo, računalno inženjerstvo, industrijsko inženjerstvo i menadžment,
inženjerstvo materijala te mehatronika i robotika

Sveučilište u Zagrebu Fakultet strojarstva i brodogradnje	
Datum:	Prilog:
Klasa:	602-14/22-6/1
Ur. broj:	15-1703-22-

DIPLOMSKI ZADATAK

Student: **IVAN HALUŽAN**

Mat. br.: 0035212008

Naslov rada na hrvatskom jeziku: **Analiza mikrostrukture i mikrotvrdoće dupleks nehrđajućeg čelika dobivenog aditivnom proizvodnjom električnim lukom i žicom**

Naslov rada na engleskom jeziku: **Microstructure and microhardness analyses of duplex stainless steel produced by wire arc additive manufacturing**

Opis zadatka:

U teorijskom dijelu diplomskog rada potrebno je opisati postupak aditivne proizvodnje električnim lukom i žicom s posebnim naglaskom na proizvodnju čelika. Detaljno objasniti kinetiku nastanka pojedinih mikrostrukturnih faza u dupleks čeliku te njihov utjecaj na mehanička i korozivna svojstva. Obraditi recentna istraživanja koja se bave analizom mehaničkih svojstava nehrđajućih čelika proizvedenih postupkom aditivne proizvodnje električnim lukom i žicom.

U eksperimentalnom dijelu rada potrebno je detaljno analizirati mikrostrukturu uzoraka dupleks čelika proizvedenog aditivnom proizvodnjom električnim lukom i žicom uz različite međuprolazne temperature. Na uzorcima izmjeriti mikrotvrdoću metodom po Vickersu uz primjenu različitih opterećenja te analizirati dobivene rezultate. Posebnu pozornost posvetiti analizi rasipanja izmjerenih vrijednosti mikrotvrdoće pri različitim opterećenjima te utvrditi vezu između dobivenog rasipanja i uočenih mikrostrukturnih faza na uzorcima.

Zadatak zadan:
5. svibnja 2022.

Rok predaje rada:
7. srpnja 2022.

Predviđeni datum obrane:
18. srpnja do 22. srpnja 2022.

Zadatak zadao: *Rede*
prof. dr. sc. Vera Rede

Predsjednica Povjerenstva:
Runje
prof. dr. sc. Biserka Runje

SADRŽAJ

SADRŽAJ	I
POPIS SLIKA	III
POPIS TABLICA.....	VI
POPIS OZNAKA	VII
SAŽETAK	VIII
SUMMARY	IX
1. UVOD	1
2. DUPLEKS NEHRĐAJUĆI ČELICI	2
2.1. Povijesni razvoj dupleks nehrđajućih čelika.....	3
2.2. Mikrostruktura dupleks nehrđajućih čelika.....	6
2.3. Legirni elementi u dupleks nehrđajućim čelicima	13
2.4. Svojstva dupleks nehrđajućih čelika	14
2.5. Zavarivanje dupleks nehrđajućih čelika.....	16
3. ADITIVNA PROIZVODNJA ELEKTRIČNIM LUKOM I ŽICOM	17
3.1. Aditivna proizvodnja.....	17
3.2. Aditivna proizvodnja električnim lukom i žicom (engl. <i>Wire and Arc Additive Manufacturing – WAAM</i>)	18
3.3. MIG/MAG postupak zavarivanja.....	21
3.4. TIG postupak zavarivanja	23
3.5. Greške pri zavarivanju	24
3.6. Analiza recentnih istraživanja.....	25
4. TVRDOĆA	28
4.1. Mjerenje tvrdoće po Vickersu.....	28
5. EKSPERIMENTALNI DIO	30
5.1. Cilj rada.....	30
5.2. Materijal za ispitivanje.....	30
5.3. Provođenje ispitivanja.....	34
5.3.1. Mjerenje mikrotvrdoće.....	34

5.3.2. Analiza mikrostrukture	35
5.4. Rezultati ispitivanja.....	37
5.4.1. Rezultati mjerenja mikrotvrdoće.....	37
5.4.2. Rezultati mikrostrukturne analize	43
6. ANALIZA REZULTATA	54
6.1. Utjecaj žarenja na vrijednosti mikrotvrdoće	54
6.2. Utjecaj međuprolaznih temperatura na vrijednost mikrotvrdoće.....	56
6.3. Utjecaj opterećenja na mikrotvrdoću	63
7. ZAKLJUČAK.....	64
LITERATURA.....	65

POPIS SLIKA

Slika 1.	Kotao od dupleks čelika oznake 453E [3].....	3
Slika 2.	Izmjenjivač topline od čelika oznake X2CrNiMoN22-5-3 [5]	5
Slika 3.	Schaefflerov dijagram [1].....	6
Slika 4.	Mikrostruktura dupleks čeličnog lijeva (a) i mikrostruktura toplo valjanog dupleks čelika (b) [4]	7
Slika 5.	Pseudobinarni dijagram stanja Cr-Ni-Fe uz 70 % Fe [1]	8
Slika 6.	Shematski prikaz tipičnih precipitacija u dupleks strukturi [6].....	9
Slika 7.	Nastanak sigma-faze u dupleks čeliku [7].....	10
Slika 8.	Mikrostruktura dupleks lijeva (GX2CrNiMoN 25-6-3) žarenog 60 min na 750 °C [8]	11
Slika 9.	TTT-dijagram nastanka sigma-faze i chi-faze za dupleks čelik X2CrNiMoN 22-5-3 [6]	12
Slika 10.	Djelovanje dušika na svojstva dupleks čelika X2CrNiMoN 22-5-3 [4].	14
Slika 11.	Svojstva dupleks čelika (X2CrNiMoCuN25-6-3) u ovisnosti o udjelu sigma-faze [4]	15
Slika 12.	Faze aditivne proizvodnje [10].....	17
Slika 13.	Dijelovi WAAM sustava [11]	18
Slika 14.	Ilustracija WAAM postupka [12].....	19
Slika 15.	Dio opreme za slijetanje od titanija proizveden WAAM postupkom [13].....	20
Slika 16.	Aluminijski bicikl proizveden WAAM postupkom [15]	21
Slika 17.	Shema zavarivanja MIG/MAG postupka [16]	22
Slika 18.	Shema zavarivanja TIG postupkom [18].....	23
Slika 19.	Deformacija nastala uslijed velikog unosa topline [19]	25
Slika 20.	Mikrostruktura elementa od austenitnog čelika (X2CrNiMo17-12-2) dobivenog aditivnom proizvodnjom električnim lukom i žicom [24]	27
Slika 21.	Indentor u obliku dijamentne piramide kod metode po Vickersu [26]	29
Slika 22.	Zid dupleks čelika neposredno nakon nanošenja zadnjeg sloja	31
Slika 23.	Zid od dupleks čelika nakon hlađenja	31
Slika 24.	Rezanje uzorka na tračnoj pili IMET GBS 185 Eco Autocut	32
Slika 25.	Uzorci izrezani iz navarenog zida (lijevo je žareni, desno nežareni uzorak)	33
Slika 26.	Komorna peć za žarenje	33
Slika 27.	Područja ispitivanja uzoraka	34

Slika 28.	Mikrotvrdomjer PMT-3.....	35
Slika 29.	Optički mikroskop OLYMPUS GX51	36
Slika 30.	Mikrostruktura toplinski neobrađenog uzorka snimljena pri povećanju 50×.....	43
Slika 31.	Mikrostruktura toplinski obrađenog uzorka snimljena pri povećanju 50×	43
Slika 32.	Mikrostruktura toplinski neobrađenog uzorka u 1. području	44
Slika 33.	Mikrostruktura toplinski neobrađenog uzorka u 2. području	45
Slika 34.	Mikrostruktura toplinski neobrađenog uzorka u 3. području	45
Slika 35.	Mikrostruktura toplinski neobrađenog uzorka u 4. području	46
Slika 36.	Mikrostruktura toplinski neobrađenog uzorka u 5. području	46
Slika 37.	Mikrostruktura toplinski neobrađenog uzorka u 6. području	47
Slika 38.	Mikrostruktura toplinski obrađenog uzorka u 1. području	47
Slika 39.	Mikrostruktura toplinski obrađenog uzorka u 2. području.....	48
Slika 40.	Mikrostruktura toplinski obrađenog uzorka u 3. području.....	48
Slika 41.	Mikrostruktura toplinski obrađenog uzorka u 4. području.....	49
Slika 42.	Mikrostruktura toplinski obrađenog uzorka u 5. području.....	49
Slika 43.	Mikrostruktura toplinski obrađenog uzorka u 6. području.....	50
Slika 44.	Mikrostruktura toplinski obrađenog uzorka	52
Slika 45.	Sigma-faza u mikrostrukturi toplinski obrađenog uzorka	52
Slika 46.	Feritna faza u mikrostrukturi toplinski obrađenog uzorka	53
Slika 47.	Srednje vrijednosti mikrotvrdoće HV0,2 po područjima za uzorke T0 i T1	54
Slika 48.	Srednje vrijednosti mikrotvrdoće HV0,1 u svim područjima za uzorke T0 i T1	55
Slika 49.	Srednje vrijednosti mikrotvrdoće HV0,05 u svim područjima za uzorke T0 i T1	55
Slika 50.	Srednje vrijednosti mikrotvrdoće HV0,02 u svim područjima za uzorke T0 i T1	56
Slika 51.	Utjecaj međuprolazne temperature na srednje vrijednosti mikrotvrdoće za toplinski neobrađeni uzorak	57
Slika 52.	Utjecaj međuprolazne temperature na srednje vrijednosti mikrotvrdoće za toplinski obrađeni uzorak	57
Slika 53.	Rasipanje svih izmjerenih vrijednosti mikrotvrdoća za oba uzorka.....	58
Slika 54.	Rasipanja izmjerenih vrijednosti mikrotvrdoće HV0,2 za toplinski neobrađeni uzorak	59
Slika 55.	Rasipanja izmjerenih vrijednosti mikrotvrdoće HV0,2 za toplinski obrađeni uzorak.....	59
Slika 56.	Rasipanja izmjerenih vrijednosti mikrotvrdoće HV0,1 za toplinski neobrađeni uzorak	60
Slika 57.	Rasipanja izmjerenih vrijednosti mikrotvrdoće HV0,1 za toplinski obrađeni uzorak.....	60

Slika 58.	Rasipanja izmjerenih vrijednosti mikrotvrdoće HV0,05 za toplinski neobrađeni uzorak	61
Slika 59.	Rasipanja izmjerenih vrijednosti mikrotvrdoće HV0,05 za toplinski obrađeni uzorak	61
Slika 60.	Rasipanja izmjerenih vrijednosti mikrotvrdoće HV0,02 za toplinski neobrađeni uzorak	62
Slika 61.	Rasipanja izmjerenih vrijednosti mikrotvrdoće HV0,02 za toplinski obrađeni uzorak	62
Slika 62.	Utjecaj opterećenja na vrijednosti mikrotvrdoće za toplinski obrađeni i neobrađeni uzorak	63

POPIS TABLICA

Tablica 1.	Vrijednosti sile pritiska kod metode po Vickersu [26]	29
Tablica 2.	Kemijski sastav žice za zavarivanje.....	30
Tablica 3.	Međuprolazne temperature po visini uzorka.....	32
Tablica 4.	Rezultati mjerenja mikrotvrdoće u 1. području za oba uzorka	37
Tablica 5.	Rezultati mjerenja mikrotvrdoće u 2. području za oba uzorka	38
Tablica 6.	Rezultati mjerenja mikrotvrdoće u 3. području za oba uzorka	39
Tablica 7.	Rezultati mjerenja mikrotvrdoće u 4. području za oba uzorka	40
Tablica 8.	Rezultati mjerenja mikrotvrdoće u 5. području za oba uzorka	41
Tablica 9.	Rezultati mjerenja mikrotvrdoće u 6. području za oba uzorka	42
Tablica 10.	Volumni udjeli pojedinih faza.....	51

POPIS OZNAKA

Oznaka	Jedinica	Opis
PRE		Vrijednost djelotvorne sume
<i>HV</i>		Tvrdoća po Vickersu
<i>KV</i>	J	Udarni rad loma
<i>F</i>	N	Sila

SAŽETAK

U diplomskom radu provedena je kvalitativna i kvantitativna analiza mikrostrukture te mjerenje mikrotvrdoće pri različitim opterećenjima na dupleks nehrđajućem čeliku koji je dobiven aditivnom proizvodnjom električnim lukom i žicom.

Mikrostruktura navarenog zida dupleks čelika sastoji se od ferita i austenita. Moguće je da su u mikrostrukтури nastale još neke nepoželjne faze koje nisu vidljive na svjetlosnom mikroskopu. Omjer austenita i ferita nadilazi omjer od 60:40 koji je dopušten za dupleks čelike. Izmjerene vrijednosti tvrdoće ovise o primijenjenom opterećenju te se povećavaju s povećanjem opterećenja. Rasipanja izmjerenih vrijednosti mikrotvrdoće su relativno velika i povećavaju se sa smanjenjem opterećenja.

Žarenje dupleks čelika (800 °C/1 h) izaziva formiranje tvrde i krhke sigma-faza, smanjenje udjela ferita i povećanje udjela austenita u mikrostrukтури. Ove promjene povisuju mikrotvrdoću za sva primijenjena opterećenja, a najveći prirast uočen je pri najmanjem opterećenju HV0,02. Žarenjem se povisuju rasipanja vrijednosti mikrotvrdoće.

Utjecaj međuprolaznih temperatura na vrijednosti mikrotvrdoće nije jasno izražen.

Ključne riječi: aditivna proizvodnja, dupleks nehrđajući čelici, analiza mikrostrukture, tvrdoća

SUMMARY

A qualitative and quantitative analysis of the microstructure and measurement of microhardness at different loads on duplex stainless steel obtained by wire arc additive manufacturing was conducted in master's thesis.

The microstructure of duplex steel's welded wall consists of ferrite and austenite. It is possible that some other unwanted phases, not visible on the optical microscope, were formed in the microstructure. The austenite and ferrite ratio exceeds the allowed duplex steel ratio of 60:40. The measured hardness values depend on the applied load and increase with rising load. Dissipations of measured microhardness values are relatively large and increase with decreasing load.

Annealing of duplex steel (800 °C/1 h) causes the formation of a hard and brittle sigma-phase, a reduction of ferrite content, and an increase of austenite content in the microstructure. These changes increase microhardness for all applied loads, and the largest growth was noticed at the lowest load HV0.02. Annealing increases the dissipation of the microhardness values.

The influence of intermediate temperatures on the microhardness values is not clearly expressed.

Key words: additive manufacturing, duplex stainless steels, microstructure analysis, hardness

1. UVOD

Dupleks čelici dobili su ime po mikrostrukturi koja sadrži feritnu i austenitnu fazu u podjednakim volumnim udjelima. Svojstva dupleks čelika posjeduju kombinaciju svojstava feritnih i austenitnih nehrđajućih čelika. Uglavnom imaju veću čvrstoću te otpornost na rupičastu i napetosnu koroziju od austenitnih čelika te imaju veću žilavost od feritnih čelika. Zbog povoljnih mehaničkih svojstava te dobre otpornosti na koroziju dupleks čelici svoju primjenu nalaze u industriji nafte i plina, industriji papira i celuloze te u kemijskoj i petrokemijskoj industriji. Dupleks nehrđajući čelici stvoreni su kao zamjena austenitnim čelicima sa niskim sadržajem nikla. Prisutnost odgovarajućih legirnih elemenata u mikrostrukturi dupleks nehrđajućih čelika omogućuje jednake volumne omjere austenitne i feritne faze. Zbog moguće pojave izlučivanja neželjenih mikrostrukturnih faza koje utječu na mehanička svojstva, navedena vrsta nehrđajućih čelika se ne primjenjuje na temperaturama iznad 315 °C [1], [2].

Aditivna proizvodnja je napredna tehnologija proizvodnje u kojoj se materijali dodaju sloj po sloj kako bi se formirao proizvod. Glavna prednost aditivne proizvodnje u usporedbi s konvencionalnim metodama proizvodnje je izrada dijelova složene geometrije u kratkom vremenu. Pri proizvodnji metalnih dijelova složene geometrije koristi se postupak aditivne proizvodnje električnim lukom i žicom. Ovaj postupak, koji se sastoji od navarivanja materijala u slojevima, prikladan je za izradu dijelova od dupleks čelika. Visoke vrijednosti mehaničkih svojstava čine ove čelike teško obradivima što je rezultiralo upotrebom aditivne proizvodnje električnim lukom i žicom.

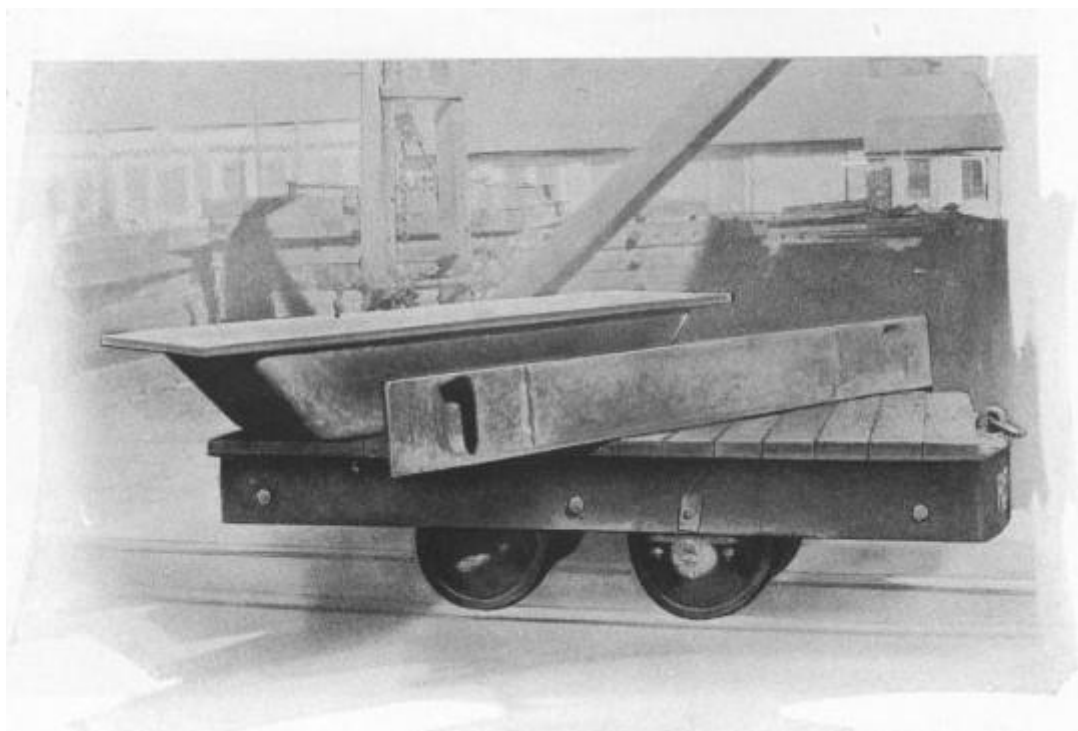
2. DUPLEKS NEHRĐAJUĆI ČELICI

Korozijska postojanost je sposobnost materijala da se suprotstavi agresivnom djelovanju medija ili okoline. Nehrđajući čelici koriste se u agresivnijim medijima nego ostale vrste čelika. Korozijski postojani čelici u svome sastavu sadrže minimalno 12 % kroma, a osim kroma sadrže i druge legirne elemente pomoću kojih se postižu najpovoljnije kombinacije kemijskih, mehaničkih i tehnoloških svojstava. Krom mora biti posve otopljen u metalnoj osnovi, s time da ne smije biti sastavni dio karbida ili drugih strukturnih tvorevina. Navedeni udio kroma osigurava nastajanje stabilnog oksidnog sloja na površini koji sprječavaju daljnju oksidaciju i koroziju. Također, korozijska postojanost postiže se kod čelika monofazne strukture. Prisutnošću samo jedne faze u mikrostrukturi čelika izbjegava se nastanak galvanskih članaka koji mogu izazvati pojavu korozije. Monofazna mikrostruktura nije obavezan uvjet korozijske postojanosti s obzirom na to da postoje nehrđajući čelici čija se mikrostruktura sastoji od dviju ili više faza. Primjer višefazne strukture su dupleks nehrđajući čelici koji se sastoje od austenitne i feritne faze u podjednakim volumnim udjelima. Optimalan volumni udio je onaj s 50 % austenita i 50 % ferita, ali zadovoljavajuća svojstva dupleks čelici posjeduju ako je udio austenita 60 %, a ferita 40 % ili obrnuto. Takvi čelici danas imaju široku primjenu zbog vrlo dobrih mehaničkih svojstava i izvrsne korozijske postojanosti. Visoke su čvrstoće, dobre žilavosti i duktilnosti. U usporedbi s austenitnim čelicima posjeduju višu granicu razvlačenja, tvrdoću te otpornost na abrazijsko trošenje. Glavna prednost dupleks nehrđajućih čelika naspram drugih čelika je izvrsna otpornost na koroziji u kombinaciji s vrlo dobrim mehaničkim svojstvima [1].

2.1. Povijesni razvoj dupleks nehrđajućih čelika

Prvi dupleks nehrđajući čelik, oznake 453E, proizveden je u Švedskoj (Avesta Jernverk) 1929. godine. Ovaj je čelik proizveden kako bi smanjio utjecaj interkristalne korozije u prvim visokougličnim austenitnim nehrđajućim čelicima te se koristio u proizvodnji papira. Navedeni se čelik sastojao od otprilike 25 % kroma i 5 % nikla. Sljedeći zabilježeni dupleks nehrđajući čelik pojavio se u Francuskoj (J. Holtzer) 1930. godine. Pogrešnim taljenjem austenitnog čelika s 18 % Cr, 9 % Ni i 2,5 % Mo, dobiven je čelik s 20 % Cr, 8 % Ni i 2,5 % Mo koji sadrži veći volumni udio ferita u austenitnoj matrici. Ako se spomenuti čelik pravilno toplinski obradi, pokazuje bolju otpornost na interkristalnu koroziju u različitim korozivnim medijima u odnosu na austenitne nehrđajuće čelike [2].

Slika 1 prikazuje kotao za olovnu kupku napravljen od dupleks čelika oznake 453E.



Slika 1. Kotao od dupleks čelika oznake 453E [3]

Nakon Drugog svjetskog rata u Sjedinjenim Američkim Državama razvijen je čelik AISI 329 koji se koristio za cijevi izmjenjivača topline. Povoljna svojstva dupleks čelika kao što su otpornost na interkristalnu koroziju i dobra mehanička svojstva potaknula su tvrtke na daljnji razvoj dupleks nehrđajućih čelika. U usporedbi s kasnije razvijenim dupleks nehrđajućim čelicima, tadašnji čelici nisu sadržavali dušik te su imali niža mehanička svojstva i nižu otpornost na koroziju. Pri procesu zavarivanja visoki udio ugljika uzorkuje senzibilizaciju u zoni utjecaja topline te dolazi do izlučivanja nepoželjnih faza i precipitata u mikrostrukturi. Ujedno, kod zavarivanja je dolazilo do povećanja udjela ferita u zoni utjecaja topline što je dovelo do smanjenja žilavosti i otpornosti na koroziju u području zavora [2].

Razvojem proizvodnje čelika i novih peći 1960-ih i 1970-ih, omogućilo se dobivanje čelika s malim postotkom nečistoća, niskim sadržajem ugljika i kontroliranim sadržajem dušika. U tom periodu došlo je do nedostatka nikla što je uzrokovalo povećanje cijene austenitnih nehrđajućih čelika. Kako je sve više rasla potreba za uporabom nehrđajućih čelika u naftnoj industriji, dupleks čelici s niskim sadržajem ugljika počinju se ubrzano razvijati i primjenjivati [4].

Glavna je značajka čelika proizvedenih 1970-ih i početkom 1980-ih rješavanje problema sa zavarivanjem dodavanjem dušika u mikrostrukturu. Prednosti dušika su stabilizacija austenitne faze i pomicanje početka formiranja austenitne faze. Na temelju tih prednosti razvijen je čelik oznake X2CrNiMoN22-5-3 (AISI 2205, 1.4462) čije su glavne odlike bile dobra otpornost na koroziju, visoka čvrstoća i temperaturna stabilnost pri zavarivanju. Ovaj je čelik primjenjivan u raznim industrijama i proizvodnim oblicima gdje se zahtjeva visoka otpornost na koroziju. Nakon što je utvrđeno da navedeni čelik pokazuje zadovoljavajuća svojstva u primjeni, razvijeni su dupleks čelici sposobni izdržati još agresivnije medije. Za te je čelike utvrđeno da su skloniji izlučivanju precipitata radi povišenog sadržaja legirnih elemenata. Troškovi proizvodnje dupleks čelika oznake X2CrNiMoN22-5-3 bili su visoki radi visoke cijene legirnih elemenata što im je ograničilo primjenu. Stoga je bilo potrebno proizvesti nove dupleks nehrđajuće čelike s poboljšanom zavarljivošću, visokom otpornosti na koroziju i nižim troškovima proizvodnje u usporedbi s austenitnim čelicima [2].

Slika 2 prikazuje izmjenjivač topline od dupleks čelika oznake X2CrNiMoN22-5-3.



Slika 2. Izmjenjivač topline od čelika oznake X2CrNiMoN22-5-3 [5]

Dupleks čelici dijele se prema vrijednosti djelotvorne sume PRE (Pitting Resistance Equivalent) koja pokazuje postojanost dupleks čelika na rupičastu koroziju. Djelotvorna suma izračunava se prema izrazu:

$$PRE = \%Cr + 3,3 \times \%Mo + 16 \times \%Ni \quad (1)$$

Dupleks čelici se danas dijele u pet skupina:

- Fe-23Cr-4Ni-0,1N ili dupleks čelici bez Mo
- Fe-22Cr-5,5Ni-3Mo-0,15N ili dupleks čelici s 22 % Cr
- Fe-25Cr-5Ni-2,5Mo-0,17N-Cu ili dupleks čelici s 25 % Cr (DS < 40)
- Fe-25Cr-7Ni-3,5Mo-0,25N-W-Cu ili super dupleks čelici (DS = 40 do 45)
- Fe-32Cr-7Ni-4Mo-0,5N-Cu ili hiper dupleks čelici (DS > 45).

Super dupleks čelici su podskupina dupleks čelika s vrijednošću djelotvorne sume veće od 40. Ovi čelici sadrže više legiranih elemenata, a karakterizira ih vrlo dobra otpornost na rupičastu koroziju, koroziju u procjepu, napetosnu koroziju u kloridnim otopinama te erozijsku koroziju. Ujedno, ovi čelici posjeduju dobru zavarljivost te vrlo visoku čvrstoću. Hiper dupleks čelici sadrže viši udio

kroma, molibdena, nikla i dušika, za razliku od super duplex čelici. Čvrstoću, otpornost na umor te korozivnu postojanost hiper duplex čelika povisuju Cr, Mo i N [1].

2.2. Mikrostruktura duplex nehrđajućih čelika

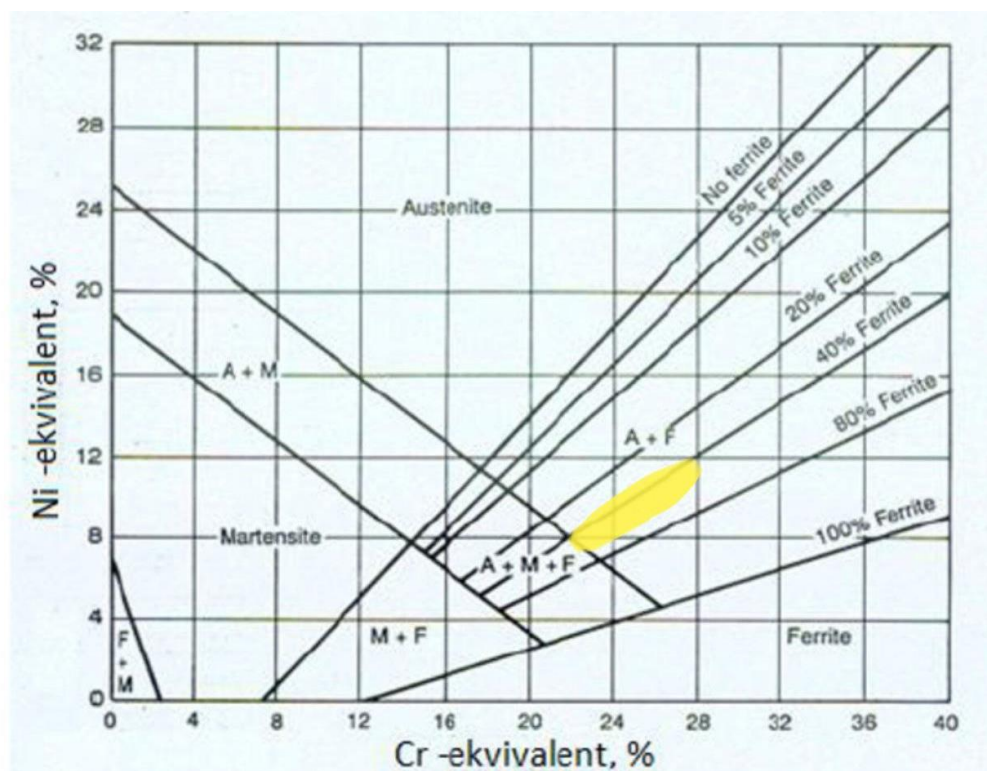
Prema Schaefflerovom dijagramu moguće je definirati mikrostrukturu čelika pomoću kemijskog sastava. Na x-osi u dijagramu prikazane su vrijednosti Cr-ekvivalenta, a na y-osi Ni-ekvivalenta. Prema prikazanim izrazima mogu se odrediti Cr- i Ni-ekvivalenti:

$$Cr_{ekv} = \%Cr + 2(\%Si) + 1,5(\%Mo) + 5(\%V) + 5,5(\%Al) + 1,75(\%Nb) + 1,5(\%Ti) + 0,75(\%W) \quad (2)$$

$$Ni_{ekv} = \%Ni + \%Co + 30(\%C) + 25(\%N) + 0,5(\%Mn) + 0,3(\%Cu) \quad (3)$$

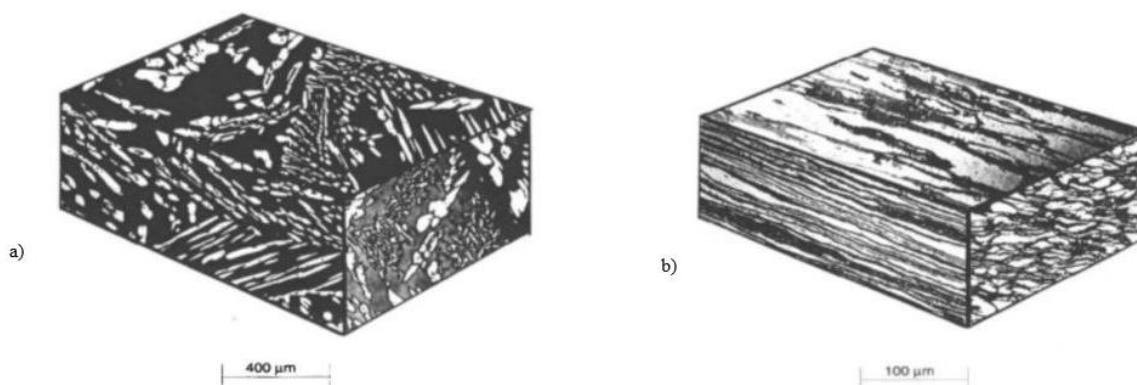
Navedeni dijagram, koji nije ravnotežni, daje prikaz mikrostrukture dobivene naglim hlađenjem s temperature od 1050 °C do sobne temperature [1].

Slika 3 prikazuje položaj duplex čelika u Schaefflerovom dijagramu.



Slika 3. Schaefflerov dijagram [1]

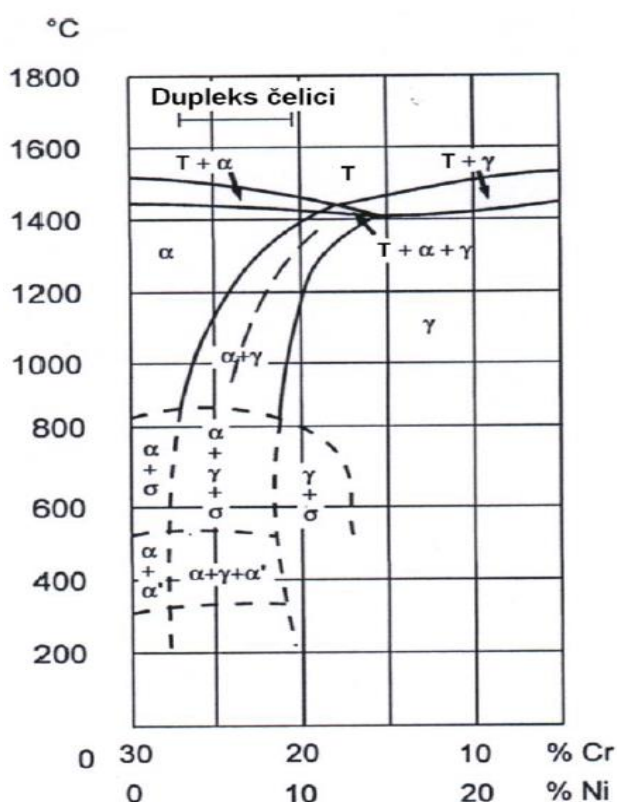
Slika 4 prikazuje mikrostrukture dupleks nehrđajućeg čeličnog lijeva u odljevenom stanju i mikrostrukturu dupleks čelika u toplo valjanom stanju.



Slika 4. Mikrostruktura dupleks čeličnog lijeva (a) i mikrostruktura toplo valjanog dupleks čelika (b) [4]

Na stvaranje mikrostrukture čelika utječe režim toplinske obrade. Potrebno je točno podesiti temperaturu žarenja i brzinu ohlađivanja kako bi se formirala očekivana mikrostruktura. Dupleks čelici primarno kristaliziraju kao ferit te daljnjim ohlađivanjem dolazi do formiranja austenitne faze, prvo po granicama zrna, a zatim i unutar feritne faze. Kod procesa transformacije feritne faze u austenitnu, legirni elementi koji promiču ferit (krom, molibden, volfram) otapaju se u feritu, a legirni elementi koji podržavaju austenit (ugljik, nikal, dušik, bakar) difundiraju u austenit. Brzina ohlađivanja ferita, udio i vrsta legirnih elemenata te brzina difuzije svakog elementa utječu na udio austenita u mikrostrukтури. Kad su volumni udjeli austenita i ferita podjednaki, pojavljuje se idealna fazna ravnoteža. Za definirani kemijski sastav, parametri ohlađivanja određuju se tako da se u temperaturnom području od 1050 do 1150 °C u mikrostrukтури nalazi omjer austenita i ferita 50:50 [1].

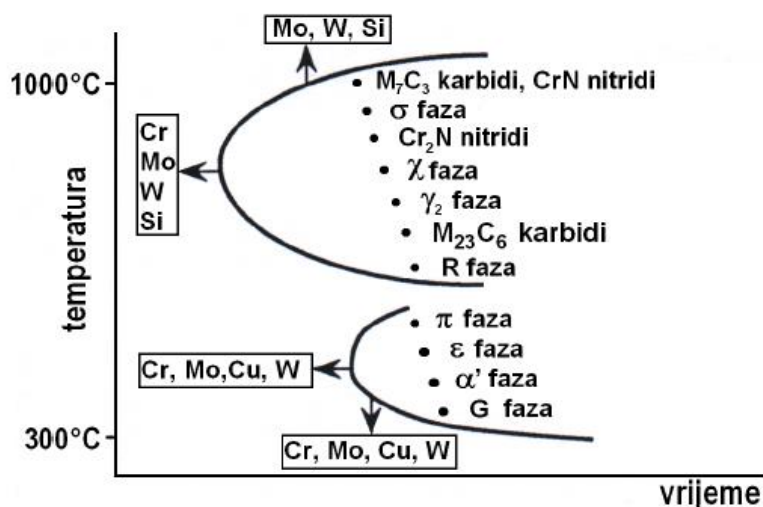
Slika 5 prikazuje formiranje dupleks strukture u pseudobinarnom dijagramu.



Slika 5. Pseudobinarni dijagram stanja Cr-Ni-Fe uz 70 % Fe [1]

Gašenjem u vodi zadržava se izbalansirani omjer faza do sobne temperature. Tim postupkom se također onemogućuje nastanak neželjenih mikrostrukturnih izlučevina koje mogu nastati u uvjetima sporog ohlađivanja na temperaturama nižim od 1000 °C. Brzina hlađenja prilikom procesa toplinske obrade utječe na nastanak tih mikrostrukturnih faza. Nastale faze mogu izazvati snižavanje vrijednosti mehaničkih svojstava i korozijske postojanosti [1].

U ovisnosti o temperaturama na kojima dolazi do njihove formacije, neželjene faze kod dupleks čelika mogu se razvrstati u dva područja kako je prikazano na slici 6. Karbidi ($M_{23}C_6$, M_7C_3), nitridi (CrN , Cr_2N), sigma-faza (σ), chi-faza (χ), Lavesova faza (η), R-faza (Fe_2Mo) i sekundarni austenit (γ_2) formiraju se u temperaturnom rasponu od 600 do 1300 °C. Od navedenih faza, najveći problem predstavlja izlučivanje sigma-faze, chi-faze te kromovih nitrida. Suvremeni dupleks čelici sadrže niski udio ugljika što rezultira vrlo rijetkim pojavljivanjem karbida M_7C_3 i karbida $M_{23}C_6$. U temperaturnom području između 300 °C i 550 °C moguća je formacija bakrom bogate ϵ -faze, π -faze, α' -faze te G-faze. Izrazito štetna faza u navedenom temperaturnom intervalu jest α' -faza, koja izaziva pad žilavosti, a pojava je poznata pod nazivom „krhkost 475 °C“. Navedena pojava, koja se formira u feritu, razlog je ograničene primjene dupleks čelika do 315 °C [1].



Slika 6. Shematski prikaz tipičnih precipitacija u dupleks strukturi [6]

Karbidi

Zbog sniženog sadržaja ugljika kod modernih dupleks čelika, reducirano je formiranje karbida. Ukoliko do formacije dođe, nastaju karbidi tipa M_7C_3 , $M_{23}C_6$, M_3C i M_6C , kao i monokarbidi tipa MC te karbonitridi tipa $M(C,N)$. Nastanak karbida odvija se zadržavanjem na temperaturnom području između 820 °C i 480 °C ili sporim ohlađivanjem. Karbid $M_{23}C_6$ nastaje na granicama feritnog i austenitnog zrna. Navedeni karbid formira se izlaganjem na temperaturnom području između 900 i 700 °C manje od pola sata, ili duljim izlaganjem na temperaturnom području između 700 i 550 °C . Nastankom karbida s visokim udjelom kroma, reducira se sadržaj kroma u prostoru oko granice zrna. U feritnom području intenzivnije je smanjenje koncentracije kroma nego u austenitu [6], [7].

Nitridi

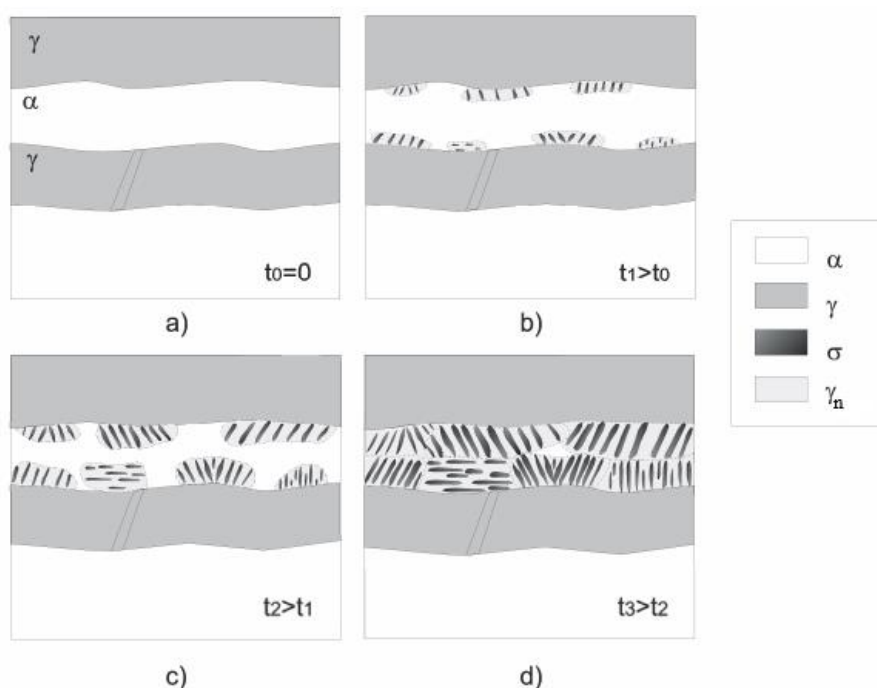
Tijekom naglog hlađenja s temperature oko 1200 °C u velikim feritnim zrnima nastaje kromov nitrid Cr_2N . Izlučivanje male količine Cr_2N može se pojaviti u istom temperaturnom intervalu i simultano s karbidom tipa $M_{23}C_6$. Nitrid Cr_2N formira se zbog prezasićenja ferita dušikom te uzrokuje pad žilavosti i otpornosti na rupičastu koroziju [6], [7].

Sigma-faza

Sigma-faza nastaje u austenitnim, feritnim i dupleks čelicima. Precipitacija ove faze u malim količinama uzrokuje pad žilavosti i istežljivosti te smanjuje otpornost na koroziju. Navedena faza

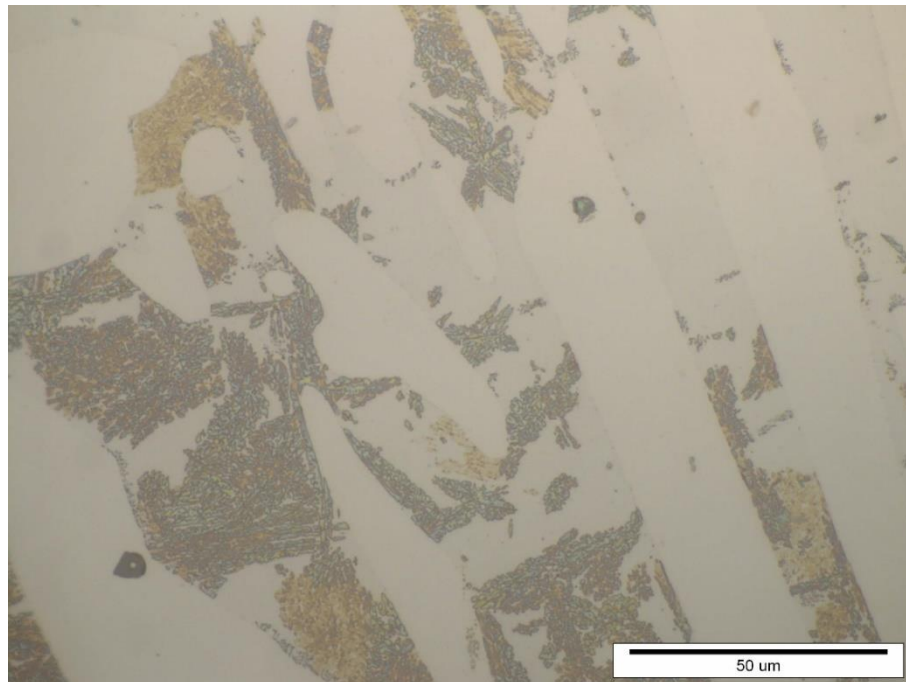
je tvrda, krhka, nemagnetična te sadrži visoki udio kroma. Formira se zadržavanjem dupleks čelika u temperaturnom području između 980 i 560 °C. Afinitet nastanka sigma-faze raste povećanjem sadržaja molibdena, kroma i ostalih alifagenih elemenata, a najveći utjecaj ima molibden. Formiranje sigma-faze kreće eutektoidnom pretvorbom ferita, odnosno ferit prekrystalizira u sigma-fazu i austenit. Formacija sigma-faze početno se odvija na faznim granicama između ferita i austenita te se potom širi dalje u ferit. Novonastali austenit sadrži jako malo kroma i molibdena. Povećani sadržaj austenita u dupleks čelicima potiče stvaranje sigma-faze. Radi formacije sigma-faze postoji opasnost od nastanka lokalne korozije. Kemijski sastav navedene faze većinom je FeCr te zavisi o sastavu legure u kojoj dolazi do njena formiranja. Nastanak sigma-faze može povećati makrotvrdoću dupleks čelika do 450 HV50, dok se vrijednosti tvrdoće sigma-faze kreću oko 940 HV (68 HRC) [6], [7].

Slika 7 prikazuje mehanizam nastanka sigma-faze u dupleks čeliku.



Slika 7. Nastanak sigma-faze u dupleks čeliku [7]

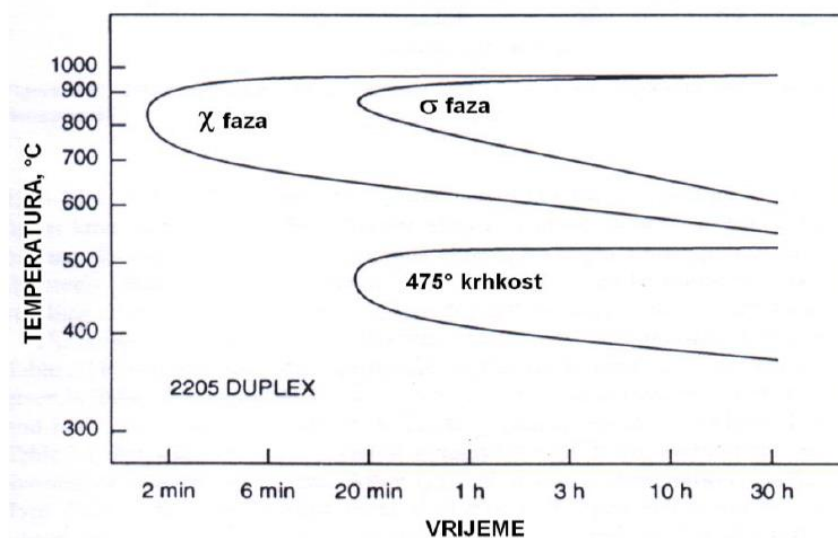
Mikrostruktura dupleks lijeva (GX2CrNiMoN 25-6-3) žarenog na 750 °C tijekom 60 min pri povećanju od 1000× prikazana je na slici 8. U mikrostrukturi se može uočiti povećani udio austenita, reducirani udio ferita te izlučena sigma-faza u odnosu na početno stanje s 50 % austenitne faze i 50 % feritne faze. Najtamnija faza je sigma-faza, feritna faza je srednjeg intenziteta, dok je austenitna faza najsvjetlija, odnosno nenagrizena [8].



Slika 8. Mikrostruktura dupleks lijeva (GX2CrNiMoN 25-6-3) žarenog 60 min na 750 °C [8]

Chi-faza

Chi-faza može nastati u austenitnim, feritnim i dupleks čelicima. Sadrži više molibdena, a manje kroma nego sigma-faza. Chi-faza formira se pri temperaturnom području od 730 do 1010 °C ako je u čeliku prisutno minimalno 2 % molibdena. Navedena Fe-Ni-Cr-Mo intermetalna faza je kubične mikrostrukture. Uglavnom sadrži 20-28 % Cr, 3-5,5 % Ni, 9-22 % Mo u čelicima bez volframa, dok u čelicima s volframom, uz Cr i Ni, sadrži i 4-17 % Mo i 3-16 % W. Chi-faza negativno utječe na kemijsku postojanosti mehanička svojstva, poglavito žilavost. Chi faza nastaje brže nego sigma-faza te se duljim zadržavanjem na visokim temperaturama posve transformira u sigma-fazu. Vrijeme inkubacije formiranja sigma- i chi-faze u ovisnosti o temperaturi za dupleks čelik oznake X2CrNiMoN 22-5-3 pokazano je TTT-dijagramom na slici 9 [6], [7].



Slika 9. TTT-dijagram nastanka sigma-faze i chi-faze za dupleks čelik X2CrNiMoN 22-5-3 [6]

Ostale značajnije štetne faze koje se mogu pojaviti u dupleks čelicima su sekundarni austenit (γ_2) i alfa-prim-faza (α'). Alfa-prim-faza nastaje kada se Fe-Cr legura nađe u temperaturnom intervalu između 400 i 520 °C na dulje vrijeme. Iste je kristalne strukture kao feritna faza, ali različitog kemijskog sastava. Alfa-prim-faza sadrži visoki udio kroma, dok feritna faza sadrži visoki udio željeza. Navedena faza povisuje vlačnu čvrstoću i mikrotvrdoću te smanjuje žilavost, istežljivost i kemijsku postojanost. Najveći pad žilavosti i istežljivosti događa se pri temperaturi od oko 475 °C. Sekundarni austenit, koji može biti Widmannstättenovog ili globularnog oblika, nastaje na temperaturnom području između 700 i 900 °C. Sekundarni austenit Widmannstättenovog tipa uglavnom se pojavljuje u metalu zavara te smanjuje otpornost na rupičastu koroziju. Nepoželjne faze koje nastaju u dupleks nehrđajućim čelicima uklanjaju se homogenizacijskim žarenjem na temperaturama između 1050 i 1100 °C te naglim ohlađivanjem, s time da se ovakav režim toplinske obrade ne može uvijek izvesti [6].

2.3. Legirni elementi u dupleks nehrđajućim čelicima

Na formiranje mikrostrukture dupleks čelika uz režim toplinske obrade utječe i kemijski sastav čelika. Kako bi se postigla optimalna kombinacija mehaničkih i kemijskih svojstava, dupleks čelicima se dodaju legirni elementi. Bitni elementi pri formaciji izbalansirane strukture dupleks čelika su krom, nikal, dušik, molibden, silicij, volfram i bakar. Navedeni elementi mogu biti alfa-geni i gama-geni, odnosno stabiliziraju feritno, to jest austenitno područje. Radi različitog utjecaja velikog broja legirnih elemenata, potrebno je točno odrediti njihov sadržaj kako ne bi došlo do narušavanja podjednakog omjera austenita i ferita [6].

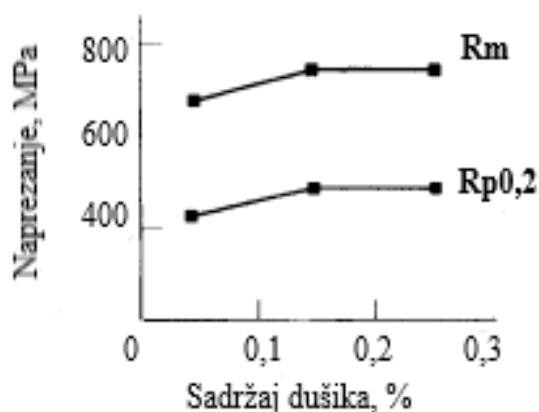
Alfa-geni element s najvećim sadržajem u dupleks čelicima je krom. Rastom sadržaja kroma, kojeg u dupleks čelicima ima između 21 i 33 %, dolazi do stabilizacije feritne faze u mikrostrukтури. Također, rastom udjela kroma raste otpornost prema oksidaciji na povišenim temperaturama te otpornost na koroziju. Povišeni udio kroma u mikrostrukтури može imati i negativan utjecaj jer povećava afinitet nastanka nepoželjnih intermetalnih precipitata. Porastom udjela kroma, potrebno je povišiti udio nikla kako ne bi došlo do narušavanja izbalansiranog omjera dupleks strukture. Sukladno tome, sadržaj nikla u dupleks čelicima ovisi primarno o sadržaju kroma. Nikal, kojeg u dupleks čelicima ima između 4 i 9 %, za razliku od kroma stabilizira austenitnu fazu u mikrostrukтури. Nikal reducira izlučivanje nepoželjnih faza te utječe na povećanje žilavosti. Dušik, kao i nikal, stabilizira austenitnu strukturu i tako poboljšava zavarljivost dupleks čelika. Prisutnost dušika u dupleks čeliku dovodi do rasta čvrstoće i otpornosti na rupičastu koroziju. Povišeni udio dušika smanjuje rizik nastajanja nitrida, sigma-faze i chi-faze. Molibden stabilizira feritnu strukturu te uzrokuje bolju otpornost na rupičastu koroziju i koroziju u procjepu u medijima koji sadrže kloride. Sadržaj molibdena u dupleks čelicima kreće se do 4 % zato što povišeni udio molibdena može uzrokovati formaciju štetnih intermetalnih faza. Bakar, silicij i volfram povišuju otpornost na rupičastu koroziju i koroziju u procjepu. Volfram potiče stvaranje sekundarnog austenita u metalu zavora. Preporučeni udio silicija je oko 1 % jer povećava mogućnost nastajanja sigma-faze [1], [4].

2.4. Svojstva dupleks nehrđajućih čelika

Dupleks nehrđajući čelici, poput ugljičnih čelika, imaju niski koeficijent toplinskog istezanja. Toplinska vodljivost dupleks čelika veća je nego kod austenitnih čelika. U kombinaciji s boljim mehaničkim svojstvima, navedena svojstva dupleks čelicima omogućuju primjenu pri izradi tlačnih posuda i cijevi [4].

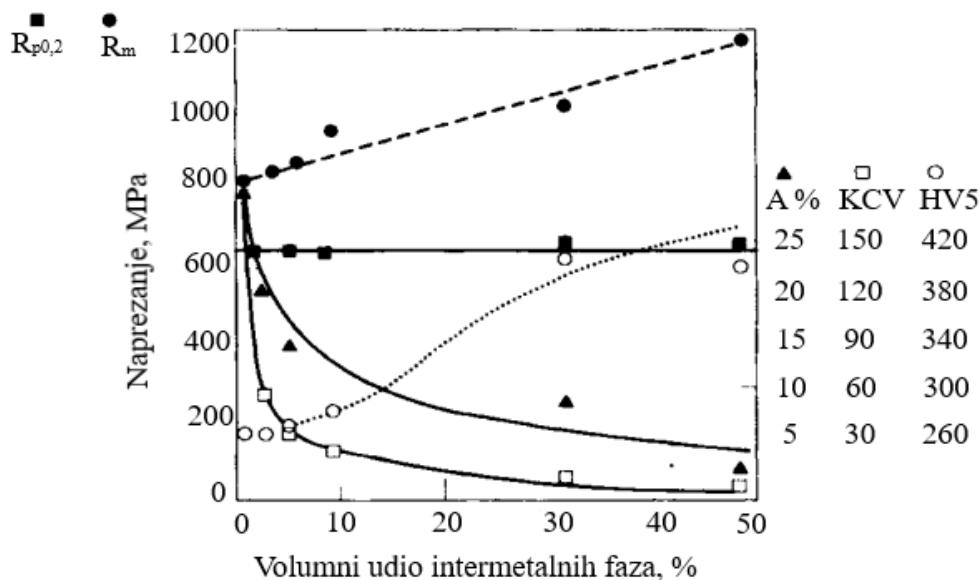
Mehanička svojstva dupleks čelika ovise o veličini zrna, stupnju segregacije i orijentaciji mikrostrukture. Dupleks čelici imaju veće vrijednosti konvencionalne granice razvlačenja i vlačne čvrstoće za razliku od austenitnih i feritnih čelika. Granica tečenja dupleks čelika pri sobnoj temperaturi duplo je veća nego kod austenitnih čelika. Navedena svojstva posljedica su nekoliko različitih mehanizama kao što su: intersticijsko očvrnuće, supstitucijsko očvrnuće, očvrnuće uzrokovano formacijom sekundarnog austenita, očvrnuće radi prisutnosti feritne faze te naprezanja uzrokovana kontrakcijom faza tijekom hlađenja. Omjer austenita i ferita ima najznačajniji utjecaj na svojstva dupleks čelika. Donja temperatura primjene dupleks čelika je oko $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ s obzirom na to da uslijed visokog udjela ferita brzo prelaze iz žilavog područja u krhko. Radi mogućnosti izlučivanja razlikih štetnih faza na povišenim temperaturama, ponajviše radi *krhkosti* $475\text{ }^{\circ}\text{C}$, primjena im je ograničena na $315\text{ }^{\circ}\text{C}$. Mikrostrukturne izlučevine narušavaju korozijsku postojanost i mehanička svojstva čelika. Sastav i sadržaj legiranih elemenata, posebice dušika, također ima značajan utjecaj na svojstva dupleks čelika. Pri udjelu dušika većem od 0,2 % austenitna faza poprima više vrijednosti granice razvlačenja, dok za niže udjele dušika (manje od 0,1 %) ferit ima višu vrijednost granice razvlačenja [4], [6].

Slika 10 prikazuje utjecaj dušika na svojstva dupleks čelika X2CrNiMoN22-5-3 (1.4462).



Slika 10. Djelovanje dušika na svojstva dupleks čelika X2CrNiMoN 22-5-3 [4].

Slika 11 prikazuje utjecaj mikrostrukturnih promjena nastalih tijekom toplinske obrade na vlačna svojstva i tvrdoću.



Slika 11. Svojstva dupleks čelika (X2CrNiMoCuN25-6-3) u ovisnosti o udjelu sigma-faze [4]

Vrijednosti mehaničkih svojstava dupleks čelika kreću se oko navedenih vrijednosti [6]:

- udarni rad loma (KV): do 170 J
- tvrdoća: od 250 do 350 HV
- mikrotvrdoća: austenitna faza oko 300 HV_{0,02}, feritna faza od 300 do 550 HV_{0,02}
- konvencionalna granica razvlačenja: od 500 do 800 N/mm²
- vlačna čvrstoća: od 700 do 1100 N/mm².

Dupleks čelici posjeduju visoku tvrdoću te otpornost na abrazijsko trošenje. Radi specifične mikrostrukture i kemijskog sastava, visoke su otpornosti na koroziju te posjeduju veću otpornost na napetosnu i rupičastu koroziju nego austenitni nehrđajući čelici [1].

2.5. Zavarivanje dupleks nehrđajućih čelika

Tijekom zavarivanja dupleks čelika postoji opasnost od narušavanja korozijske postojanosti. Dupleks čelici prve generacije nisu sadržavali dušik što je dovelo do pojavljivanja visokog udjela ferita u metalu zavara i zoni utjecaja topline. Samim time, dolazi do degradacije kemijske postojanosti i mehaničkih svojstava. Udio ferita u metalu zavara mora biti između 25 i 60 % kako bi se postigla zadovoljavajuća svojstva. Dodatni materijal može imati drugačiji sastav od osnovnog materijala te najčešće sadrži povišeni udio nikla, kroma i molibdena. Povišenjem sadržaja nikla u dodatnom materijalu, smanjuje se povišeni udio ferita i narušena svojstva u metalu zavara, ali ne i u zoni utjecaja topline. Reduciranje feritizacije i zadovoljavajuća korozijska postojanost i mehanička svojstva rezultat su dodavanja dušika u kemijski sastav. Proces zavarivanja uzrokuje smanjeni udio austenita u materijalu zavara jer se pri ponovnom zagrijavanju smanjuje udio elemenata koji promiču austenitnu fazu te dolazi do formiranja ferita. Kako ne bi došlo do navedenog procesa, pri zavarivanju se koriste čelici povišenog udjela austenita, dok dodatni materijal sadrži viši udio nikla. Zavarljivost modernih dupleks čelika zadovoljava konstrukcijske kriterije, iako pogrešan odabir postupka zavarivanja može dovesti do grešaka u zavarenom spoju. Izbor postupka zavarivanja ovisi o tipu zavarenog spoja, debljini materijala i ostalim faktorima [4], [6].

Postupci zavarivanja dupleks čelika dijele se na [6]:

- TIG (engl. *Tungsten Inert Gas*) - elektrolučno zavarivanje netaljivom elektrodom u zaštiti inertnog plina
- MIG (engl. *Metal Inert Gas*) - elektrolučno zavarivanje taljivom žicom u zaštiti neutralnog plina
- MAG (engl. *Metal Active Gas*) - elektrolučno zavarivanje taljivom žicom u zaštiti aktivnog plina
- REL - ručno elektrolučno zavarivanje
- EPP - elektrolučno zavarivanje pod zaštitnim praškom
- FCAW (engl. *Flux Cored Arc Welding*) - zavarivanje praškom punjenom žicom
- PAW (engl. *Plasma Arc Welding*) - plazma zavarivanje
- LW (engl. *Laser Welding*) - zavarivanje laserom.

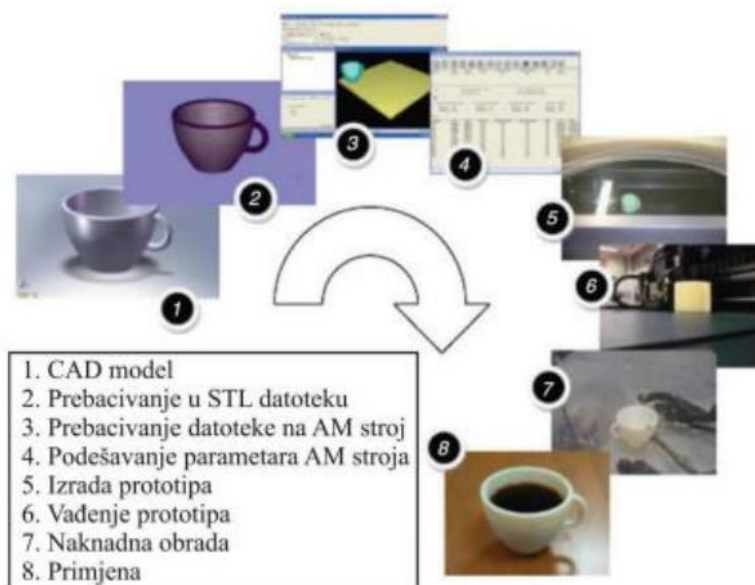
3. ADITIVNA PROIZVODNJA ELEKTRIČNIM LUKOM I ŽICOM

3.1. Aditivna proizvodnja

Aditivna proizvodnja je dio proizvodnog strojarstva koji se bavi izradbom elemenata nanošenjem čestica u tankim slojevima. Proizvodni postupak počinje konstruiranjem trodimenzionalnog modela pomoću računalnih CAD programa koji služe pri modeliranju. Proces proizvodnje može početi i digitalizacijom prostornog oblika prethodno konstruiranog predmeta pomoću skenera. Model se zatim prikazuje preko vodoravnih poprečnih presjeka koji se nakon toga slažu sloj po sloj do željenog oblika proizvoda pomoću stroja za aditivnu proizvodnju. Navedenim je postupkom proizvodnje moguće dobiti kalupe, prototipove i alate[9].

Brza proizvodnja prototipova (engl. *Rapid Prototyping*) krenula je napredovati 1980-ih kada se koristila samo za izradu prototipova. Daljnjim razvojem proizvodnje nastaju postupci kojima se mogu izraditi dijelovi složene geometrije pomoću računalnog 3D modela tvorevine u kratkom vremenu. Navedeni postupci spadaju u aditivnu proizvodnju (engl. *Additive Manufacturing*). Postupak aditivne proizvodnje počinje konstruiranjem 3D modela na računalu i njegovim rezanjem na slojeve podjednake debljine. Slojevi se zatim slažu jedan na drugi [10].

Slika 12 prikazuje faze izrade u aditivnoj proizvodnji.

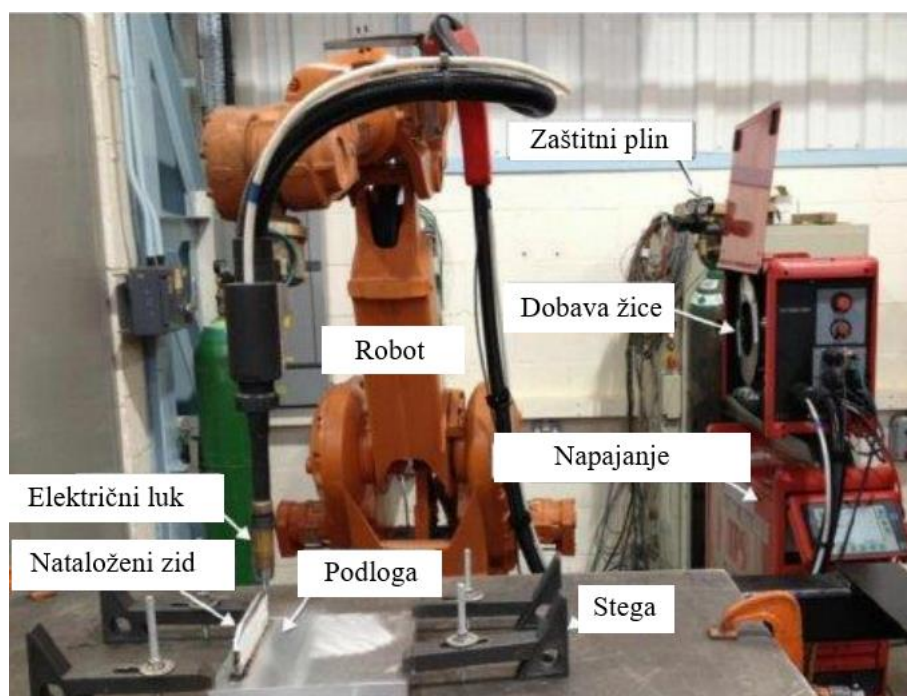


Slika 12. Faze aditivne proizvodnje [10]

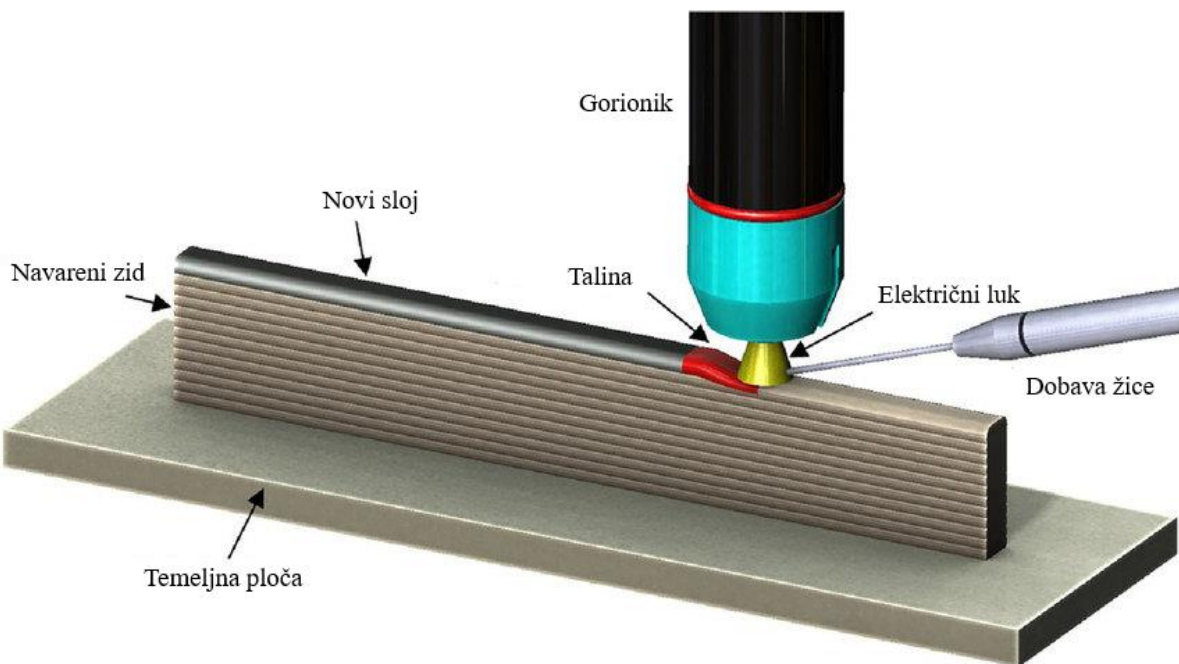
3.2. Aditivna proizvodnja električnim lukom i žicom (engl. *Wire and Arc Additive Manufacturing – WAAM*)

Aditivna proizvodnja električnim lukom i žicom (engl. *Wire and Arc Additive Manufacturing – WAAM*) je kombinacija procesa zavarivanja i aditivne proizvodnje. Ova tehnologija ispitivana je posljednjih tridesetak godina, a jedna od budućih primjena ove metode je proizvodnja dupleks nehrđajućih čelika. Karakteristika ovih čelika je odlična otpornost na koroziju uz vrlo dobra mehanička svojstva što ih povoljnim izborom materijala u industrijama nafte i plina. Obradivost ovih čelika složenija je nego kod drugih čelika radi visoke čvrstoće, zbog toga su postali predmet istraživanja aditivne proizvodnje. WAAM za dodatni materijal koristi metalnu žicu i električni luk kao izvor topline. Sustav se sastoji od obične opreme za zavarivanje u kombinaciji s robotskom rukom ili CNC strojem koji se koriste za upravljanje kretanja električnog luka i upravljanje dobave žice. Nakon izrade 3D modela, konstruirani dio se zatim sprema u STL format iz kojeg se izvlače slojevi. Kontura sloja koristi se za formiranje putanje alata iza čega slijedi odabir odgovarajućih parametara zavarivanja, kao što su jakost struje, brzina dodavanja žice, brzina zavarivanja i ostali. Slojevi se zatim nanose jedan na drugi, sloj po sloj, s time da se prvi sloj nanosi na temeljnu ploču. Proizvod se nakon izrade može podvrgnuti mehaničkoj i toplinskoj obradi [11].

Slika 13 prikazuje osnovni WAAM sustav, a slika 14 nanošenje slojeva WAAM postupkom.

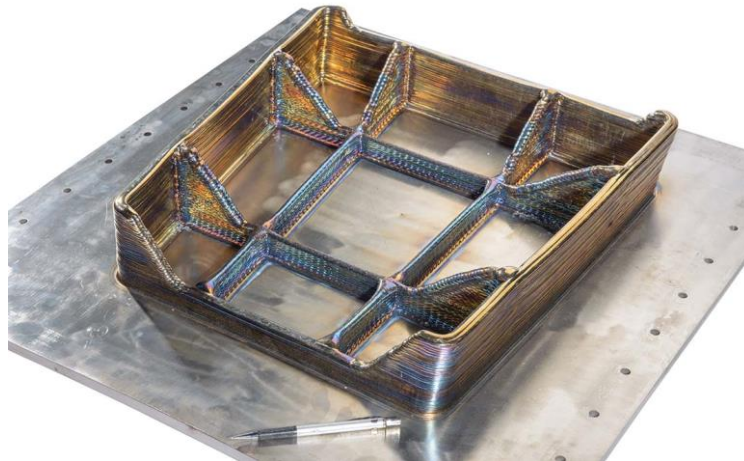


Slika 13. Dijelovi WAAM sustava [11]



Slika 14. Ilustracija WAAM postupka [12]

Ovom tehnologijom proizvode se funkcionalni metalni dijelovi i to uglavnom zrakoplovne industrije. Također, ovaj se postupak aditivne proizvodnje koristi u automobilske industriji i arhitekturi. Razlog primjene ove metode u navedenim industrijama je mogućnost izrade metalnih dijelova složene geometrije. Velika prednost u odnosu na klasične metode proizvodnje je ekonomična izrada geometrijski zahtjevnih proizvoda načinjenih od materijala koji imaju visoku cijenu na tržištu, kao što su titanij i nikal, slika 15. WAAM postupkom moguće je riješiti probleme sa zavarivanjem nekih vrsta čelika. Glavni nedostaci dupleks čelika su problemi koji se javljaju pri zavarivanju i strojnoj obradi. Zavarivanje tih čelika predstavlja problem radi visokog sadržaja legiranih elemenata i konstantnog zagrijavanja i hlađenja što uzrokuje stvaranje štetnih intermetalnih faza. Prednost WAAM postupka je upotreba žice za zavarivanje bez potrebe za korištenjem odgovarajućeg dodatnog materijala [11], [14].



Slika 15. Dio opreme za slijetanje od titanija proizveden WAAM postupkom [13]

Ostale prednosti WAAM proizvodnog postupka [14]:

- velika količina depozita
- mogućnost automatizacije
- ekonomična proizvodnja dijelova od skupih materijala
- jeftinija proizvodnja u usporedbi s postupcima s praškom
- strojna obradivost tijekom procesa proizvodnje
- proizvodnja elemenata kompleksne geometrije.

Nedostaci WAAM proizvodnog postupka [14]:

- javljanje zaostalih napreznja te deformacija zbog velikih vrijednosti unosa topline
- geometrija zavora je neujednačena duž sloja
- poroznost
- potreba za naknadnom obradom odvajanjem čestica
- teško praćenje parametara zavora
- nedostatak iskustva u primjeni tehnologije
- potreba za zaštitom kod materijala koji zahtijevaju inertnu atmosferu
- potreba za visokoobrazovanom radnom snagom.

Pri aditivnoj proizvodnji električnim lukom i žicom kao izvor energije najčešće se koristi MIG/MAG postupak kojim se zavaruju čelik i aluminij, dok se za zavarivanje titanija koristi TIG ili plazma [14].

Slika 16 prikazuje aluminijski bicikl proizveden WAAM postupkom.

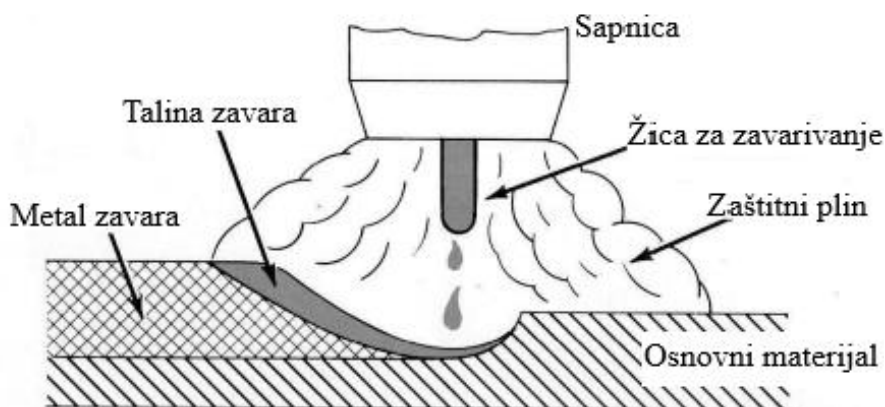


Slika 16. Aluminijski bicikl proizveden WAAM postupkom [15]

3.3. MIG/MAG postupak zavarivanja

Elektrolučno zavarivanje taljivom elektrodom u zaštitnoj atmosferi inertnog/aktivnog plina naziva se MIG/MAG (engl. *Metal Inert Gas/Metal Active Gas*). To je postupak spajanja metala taljenjem i očvršćivanjem dijela osnovnog metala i dodatnog metala pri čemu se za zaštitu rastopljenog metala koriste inertni (MIG), aktivni plinovi (MAG) ili njihove mješavine. Električni luk se u ovom postupku zavarivanja održava između taljive elektrode u obliku žice i osnovnog materijala. Metalna žica se kroz zavarivački pištolj dovodi do mjesta zavara, čijim se taljenjem nanosi dodatni materijal. Proces zavarivanja odvija se u zaštitnoj atmosferi pod utjecajem inertnih plinova, koji mogu biti argon (Ar) ili helij (He), ili aktivnih plinova, koji pretežno čine ugljikov dioksid (CO₂) ili mješavine [16].

Slika 17 prikazuje shemu MIG/MAG postupka zavarivanja.



Slika 17. Shema zavarivanja MIG/MAG postupka [16]

Parametri kod MIG/MAG postupka zavarivanja su: jakost struje zavarivanja, brzina zavarivanja, napon električnog luka, veličina dodatnog induktiviteta, dužina slobodnog kraja žice i protočna količina zaštitnog plina. Parametri zavarivanja utječu na način prijenosa materijala koji može biti: prijelaznim lukom, kratkim spojevima, štrcajućim lukom i impulsnim zavarivanjem [16], [17].

Prednosti MIG/MAG postupka zavarivanja [17], [18]:

- upotrebljiv pri zavarivanju većine metala
- širok izbor parametara i načina prijenosa materijala
- mogućnost zavarivanja u svim položajima
- upotreba raznih plinskih mješavina
- mogućnost upotrebe žice punjene praškom
- široki raspon debljina
- visoka proizvodnost i efikasnost
- prikladan za automatizaciju i mogućnost robotizacije postupka
- primjenjiv za lemljenje.

Nedostaci MIG/MAG postupka zavarivanja [17], [18]:

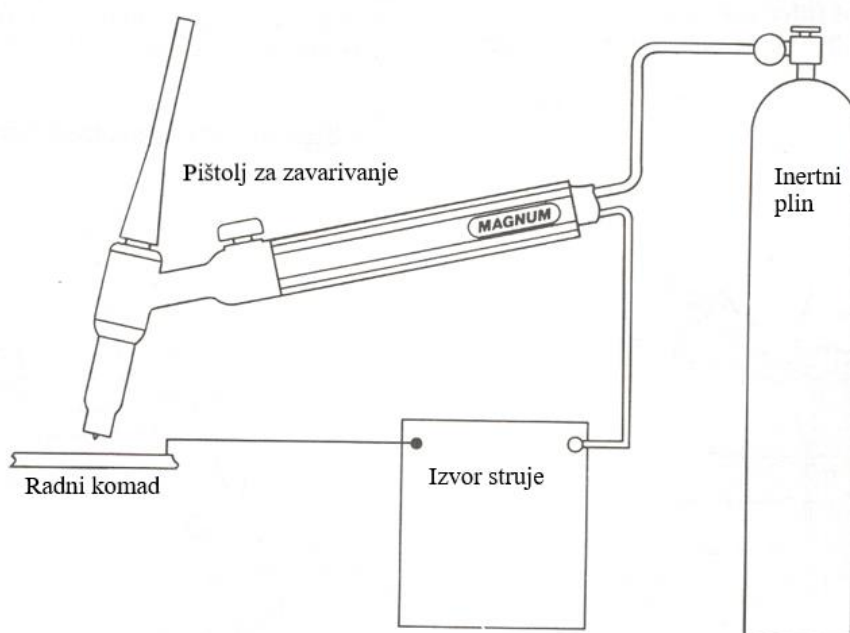
- veći broj grešaka kod neprikladne tehnike rada i parametara zavarivanja (naljepljivanje, poroznost)
- problemi pri dobavi žice
- štrcanje pri zavarivanju kratkim spojevima (gubici i naknadna obrada)
- složenost opreme i uređaja za zavarivanje (dovođenje žice, automatska regulacija)
- pri zavarivanju na otvorenom nužna je zaštita od vjetra
- ograničenost zavarivačkog pištolja.

3.4. TIG postupak zavarivanja

TIG (engl. *Tungsten Inert Gas*) je elektrolučni postupak zavarivanja kod kojeg se električni luk ostvaruje i održava između netaljive volframove elektrode (ili volframovih legura) te osnovnog materijala. Mjesto zavarivanja štiti se od nepoželjnog djelovanja okolne atmosfere inertnim plinovima, od kojih se najčešće koriste argon (Ar) i helij (He), s time da se mogu koristiti i njihove mješavine. Ovim postupkom dobivaju se vrlo kvalitetni zavari. Postupak se može provoditi ručno, poluautomatizirano i automatizirano. Automatizirani TIG postupak prikladan je za primjenu WAAM postupkom [17].

Materijali koji su pogodni za zavarivanje ovim postupkom su: magnezij i legure, bakar i legure, aluminij i legure, nehrđajući čelici, titan i legure te nelegirani i niskolegirani čelici [18].

Slika 18 prikazuje shemu opreme za TIG postupak zavarivanja.



Slika 18. Shema zavarivanja TIG postupkom [18]

Prednosti TIG postupka zavarivanja [17], [18]:

- upotrebljiv pri zavarivanju širokog spektra materijala
- ne dolazi do rasprskavanja kapljica
- kvaliteta zavara je vrlo visoka
- mogućnost zavarivanja u svim položajima

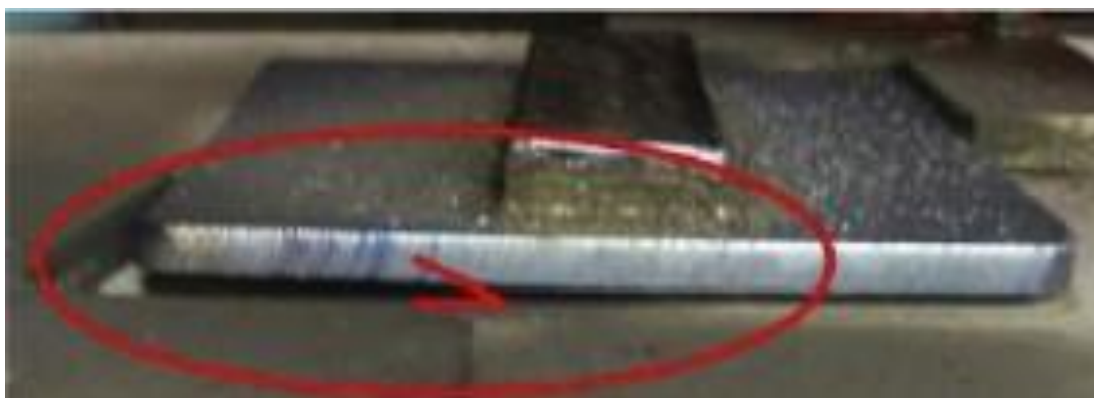
- nema dima, troske i isparavanja
- brzina dodavanja dodatnog materijala nezavisna je o energiji električnog luka
- moguća automatizacija postupka
- odličan izgled zavarenog spoja.

Neki od nedostataka zavarivanja TIG postupkom [17], [18]:

- neekonomičnost u zavarivanju debljih materijala
- otežano zavarivanje na otvorenom
- zahtjeva kvalitetnu pripremu spoja
- zahtjeva čistoću površine koja se zavaruje
- mala brzina zavarivanja
- visoka cijena opreme
- složenost izvođenja te utjecaj ljudskog faktora.

3.5. Greške pri zavarivanju

Veliki unosi topline tijekom procesa aditivne proizvodnje električnim lukom i žicom uzrokuju zaostala naprezanja te deformaciju podloge, slika 19. Navedena naprezanja najveća su u pravcu nanošenja materijala te djeluju na tolerancije izratka i izazivaju greške. U slučaju da struktura ne podnosi deformiranje, dolazi do loma ili pojave zaostalih naprezanja. Utjecaj zaostalih naprezanja i nastanak deformacija mogu se reducirati na nekoliko načina. Jedan od načina je simetrično slaganje. Ravnina simetrije postavlja se u skladu s volumenom izratka. Taloženje materijala vrši se naizmjenično sa svake strane prema ravnini simetrije. Na taj se način jedan dio hladi, a na drugi nanosi novi sloj. Nakon ove metode potrebna je dodatna obrada. Drugi način koji omogućava dobro upravljanje topline naziva se „*back to back*“ slaganje. Kako bi se smanjila zaostala naprezanja, prije razdvajanja dijelova izradak se toplinski obrađuje. Naredna metoda bazira se na optimiranju orijentacije dijelova. Svrha ove metode je dobiti što kraće slojeve taloženja jer su kod njih manje deformacije, ali i zaostala naprezanja. Posljednja metoda je visokotlačno valjanje koje se koristi za dobivanje optimalne mikrostrukture i eliminaciju zaostalih naprezanja. Nedostatak ove metode je primjena samo na jednostavnim izradcima [14].



Slika 19. Deformacija nastala uslijed velikog unosa topline [19]

Ostale greške koje se javljaju kod WAAM postupka su nadvišenje, poroznost i ugorine. Poroznost uzrokuje nedovoljan protok zaštitnog plina, niska čistoća zaštitnog plina, pogrešni parametri zavarivanja, prevelika brzina zavarivanja te nečistoće u materijalu. Ugorine nastaju radi prevelike brzine i struje zavarivanja, pogrešnog kuta zavarivanja, kemijskog sastava materijala te nedovoljnog dodavanja žice. Uzrok stvaranja nadvišenja je prevelika brzina zavarivanja [20].

3.6. Analiza recentnih istraživanja

U radu [21], korištena je aditivna proizvodnja električnim lukom i žicom kako bi se izradila dva dijela, zid i cijev, od dupleks nehrđajućeg čelika oznake 2209. Proučavana je veza između izračunatih faza ohlađivanja i formacije faza u dobivenim dijelovima. Sporije brzine ohlađivanja navarenih slojeva na višim temperaturama potiču stvaranje austenitne faze u feritu. S ciljem dobivanja željene mikrostrukture potrebno je kontrolirati parametre proizvodnog procesa i brzinu ohlađivanja te razumjeti njihov utjecaj na svojstva materijala. Pri zavarivanju je korištena žica promjera 0,9 mm, a kao zaštitni plin argon. Mikrostrukturna analiza pokazala je da se udio ferita u dijelovima dobivenim WAAM postupkom smanjio do 30 %. Visoke brzine ohlađivanja sprječavaju formaciju intermetalnih faza kao što je sigma-faza. Mjerenjem nanotvrdoće dobivene se više vrijednosti tvrdoće u feritnoj fazi nego u austenitnoj fazi. Na proizvedenim dijelovima dobivene su niže vrijednosti tvrdoće u usporedbi s osnovnim materijalom radi nižeg sadržaja ferita u navarenim slojevima [21].

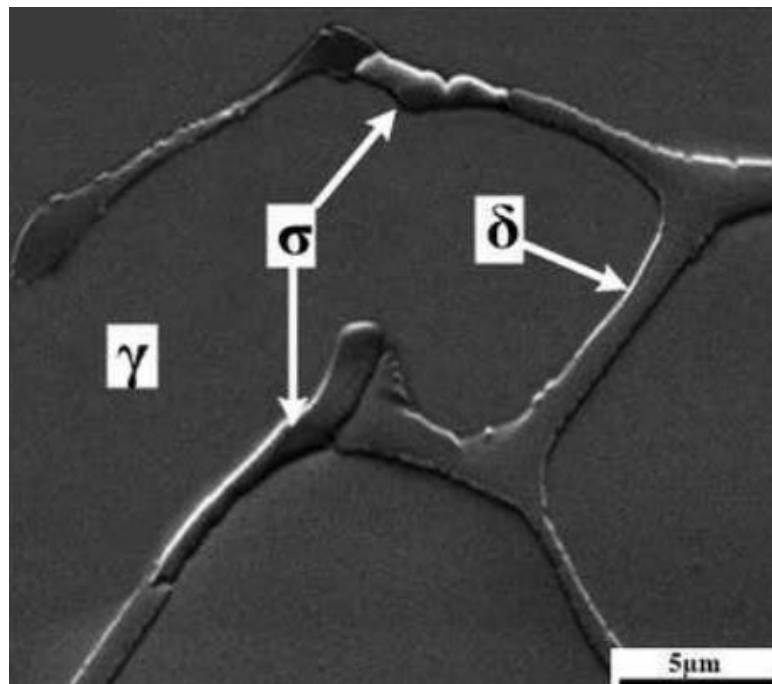
Mehanička svojstva i mikrostrukturnu karakterizaciju zida od super dupleks čelika dobivenog aditivnom proizvodnjom električnim lukom i žicom analizirali su u svom radu [22], P. P. Nikam,

D. Arun i drugi. Za proizvodnju navarenog zida koristili su žicu super dupleks čelika oznake ER2594. Prosječni udio ferita u navarenom zidu kreće se između 24,5 i 32,2 %. Porast udjela precipitata kao što su karbidi, nitridi i sigma-faza uzrokuju povećanje vrijednosti tvrdoće navarenog zida. Rastom visine navarenog zida, povećavao se udio austenita, dok su vrijednosti mikrotvrdoće po Vickersu ostale konstantne. Ciklusi ponovnog zagrijavanja tijekom proizvodnog procesa narušili su izbalansirani omjer austenita i ferita te uzrokovali povećanje tvrdoće [22].

Super dupleks nehrđajući čelici se već dugi niz godina koriste u industriji nafte i plina zbog svoje visoke čvrstoće i izvrsne otpornosti na koroziju. Uporaba aditivne proizvodnje omogućuje ekonomičnu izradu složenih dijelova te povećava iskoristivost materijala. M. Lervåg, C. Sørensen i drugi, [23], su u svome radu pomoću aditivne proizvodnje električnim lukom i žicom ispitivali svojstva navarenog zida od super dupleks nehrđajućeg čelika sa različitim unosima topline. Ciklusi naizmjeničnog zagrijavanja i hlađenja tijekom navarivanja mogu prouzročiti nastanak sigma-faze u mikrostrukturi. Pri ispitivanju korištena su tri uzorka navarenog zida sa različitim rasponom unosa topline (od 0,4 do 0,87 kJ/mm). Utvrđeno je da nije došlo do formiranja intermetalnih faza radi niskih međuprolaznih temperatura i visokog sadržaja nikla u žici za zavarivanje. Kod viših vrijednosti unosa topline zabilježena su niža mehanička svojstva radi nižeg udjela ferita, precipitacije kromovih nitrida i formacije sekundarnog austenita. U usporedbi s osnovnim metalom, izmjerene su niže vrijednosti granice elastičnosti [23].

Mikrostrukturu i mehanička svojstva navarenog elementa od austenitnog nehrđajućeg čelika, oznake X2CrNiMo17-12-2 (316L), dobivenog aditivnom proizvodnjom električnim lukom i žicom istraživali su X. Chen, J. Li, Z. Huang, H. Wang, X. Cheng i B. He, [24]. U istraživanju je korišten MIG/MAG postupak zavarivanja i žica promjera 1,2 mm. Mikrostruktura navarenog dijela sastoji se od austenita, ferita i sigma-faze. Vlačna čvrstoća navarenog elementa može se usporediti s kovanim austenitnim čelikom oznake X2CrNiMo17-12-2. Sigma-faza pozitivno djeluje na mikrotvrdoću i vlačnu čvrstoću, ali ima negativan utjecaj na granicu elastičnosti, istezanje i kontrakciju. Pri utvrđivanju tipa loma, zaključeno je da se radi o žilavom lomu radi prisutnih udubljenja na lomnoj površini. Mikropukotine koje su nastale u unutrašnjosti sigma-faze, propagirale su u veće pukotine koje su uzrokovale konačni lom materijala [24].

Slika 20 prikazuje mikrostrukturu austenitnog čelika oznake X2CrNiMo17-12-2 dobivenog aditivnom proizvodnjom električnim lukom i žicom koja se sastoji od austenita, ferita i sigma-faze.



Slika 20. Mikrostruktura elementa od austenitnog čelika (X2CrNiMo17-12-2) dobivenog aditivnom proizvodnjom električnim lukom i žicom [24]

4. TVRDOĆA

Tvrdoća je mehaničko svojstvo materijala koje se definira kao otpornost materijala prema prodiranju drugog tijela veće tvrdoće. Ono ovisi o strukturi i sastavu materijala, brzini prodiranja, temperaturi tijela i drugim faktorima [25].

Mjerenje vrijednosti tvrdoće sastoji se od dva koraka:

1. utiskivanje indentora u ispitni uzorak pri određenim uvjetima
2. određivanje karakterističnih dimenzija otiska (srednja vrijednost dijagonale, srednja vrijednost promjera ili dubina otiska).

Pri ispitivanju tvrdoće dovoljno je pripremiti plohe uzorka na kojima se pomoću uređaja za mjerenje tvrdoće pod određenom silom utiskuje indentor, a zatim mjeri veličina ili dubina otiska. Ovaj postupak spada u nerazorna ispitivanja materijala s obzirom na to da minimalno oštećuje površinu ispitnog uzorka.

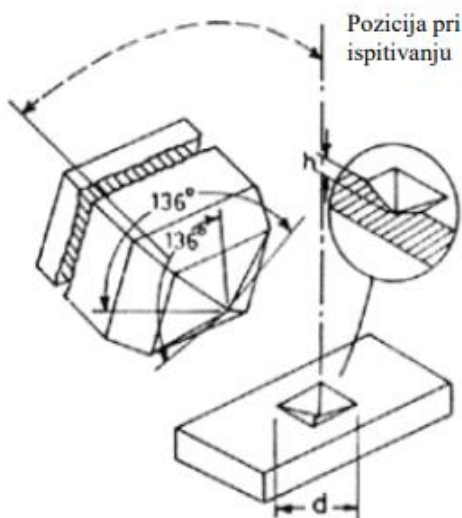
Uređaji za ispitivanje tvrdoće nazivaju se tvrdomjeri. Utiskivanjem indentora određenom silom, moguća je pojava plastične deformacije u metalnim materijalima. Indentori, ovisno o metodi ispitivanja, mogu biti u obliku piramide, stošca ili kuglice te su izrađeni od materijala visoke tvrdoće.

Najkorištenije metode za mjerenje tvrdoće su Brinell, Vickers i Rockwell [26].

4.1. Mjerenje tvrdoće po Vickersu

Metoda po Vickersu jedna je od metoda koje su nastale najkasnije. Ovom metodom riješeni su određeni problemi koji su se pojavljivali kod metode po Brinellu. Kao indentor pri mjerenju tvrdoće po Vickersu koristi se dijamant čiji je oblik četverostrana piramida s vršnim kutem između nasuprotnih stranica od 136° [26].

Slika 21 prikazuje indentor kod Vickersove metode.



Slika 21. Indentor u obliku dijamantne piramide kod metode po Vickersu [26]

Metoda po Vickersu računa se iz sile pritiska F (N) i srednje vrijednosti dijagonale otiska d (mm²) pomoću sljedećeg izraza:

$$HV = 0,1891 \frac{F}{d^2} \quad (4)$$

Vrijednosti sile pritiska najčešće iznose 49 do 980 N. Pri mjerenju tvrdoće tankih slojeva koriste se sile pritiska od 2 do 50 N, dok se za mjerenje mikrotvrdoće koriste i manje sile od 2 N, tablica 1 [27].

Tablica 1. Vrijednosti sile pritiska kod metode po Vickersu [26]

Kovencionalna tvrdoća		Semimikrotvrdoća		Mikrotvrdoća	
Oznaka	Ispitna sila F , N	Oznaka	Ispitna sila F , N	Oznaka	Ispitna sila F , N
HV5	49,03	HV0,2	1,961	HV0,01	0,09807
HV10	98,07	HV0,3	2,942	HV0,015	0,147
HV20	196,1	HV0,5	4,903	HV0,02	0,1961
HV30	294,2	HV1	9,807	HV0,025	0,2452
HV50	490,3	HV2	19,61	HV0,05	0,4903
HV100	980,7	HV3	29,42	HV0,1	0,9807

5. EKSPERIMENTALNI DIO

5.1. Cilj rada

Cilj rada je analiza mikrostrukture na uzorku zida dupleks nehrđajućeg čelika proizvedenog aditivnom proizvodnjom električnim lukom i žicom te utjecaj mikrostrukturnih promjena na vrijednosti mikrotvrdoće u pojedinim slojevima zida, s obzirom na različite međuprolazne temperature. Mikrotvrdoća je izmjerena uz primjenu različitih opterećenja, a za svako opterećenje određena su rasipanja rezultata.

5.2. Materijal za ispitivanje

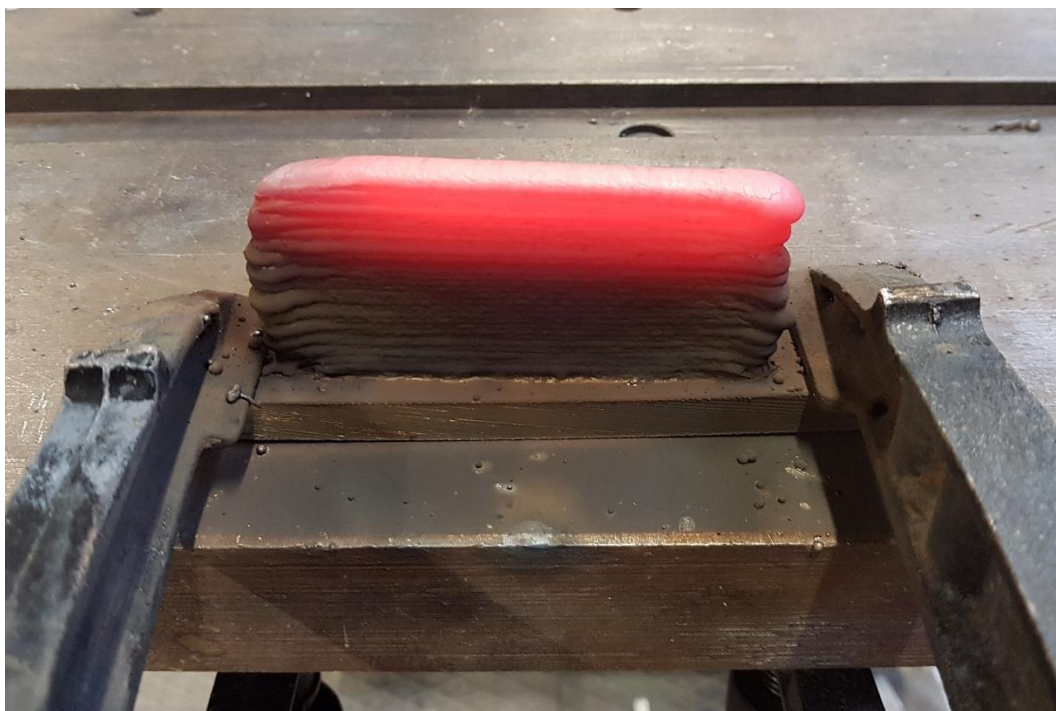
Ispitivanja su provedena na uzorcima proizvedenim aditivnom proizvodnjom električnim lukom i žicom. Navareni zid izrađen je MAG postupkom, impulsnim strujama. Kao zaštitni plin korištena je mješavina argona i dušika s 97,5 % Ar i 2,5 % N₂, protoka 18 l/min. Zid je izrađen naizmjeničnom promjenom smjera zavarivanja za svaki sloj. Kao dodatni materijal pri izradi uzorka korištena je žica od dupleks čelika čiji je kemijski sastav prikazan u tablici 2.

Tablica 2. Kemijski sastav žice za zavarivanje

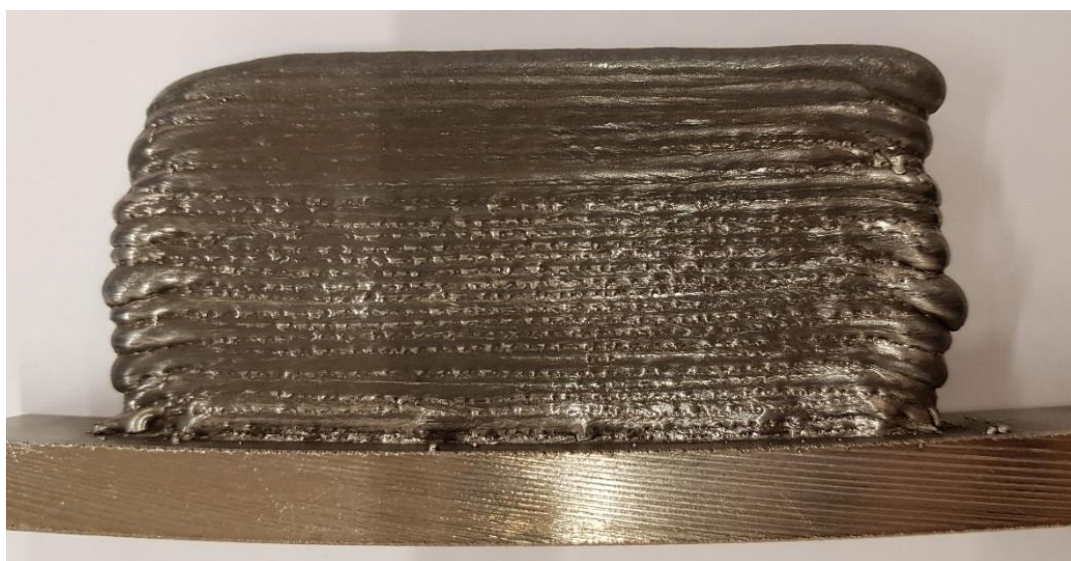
Maseni udio elemenata, %											
C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Cu	Co	S	P	N	Fe
0,009	0,37	1,63	8,76	22,8	3,15	0,05	0,028	0,001	0,013	0,1405	ostatak

Prvi sloj žice navaren je na podlogu od nehrđajućeg čelika. Ukupna duljina navarenog zida iznosila je oko 150 mm, visina oko 46 mm, a širina oko 7 mm.

Slika 22 prikazuje navareni zid od dupleks čelika proizveden WAAM postupkom neposredno nakon nanošenja zadnjeg sloja, a na slici 23 prikazan je isti zid nakon hlađenja.



Slika 22. Zid dupleks čelika neposredno nakon nanošenja zadnjeg sloja



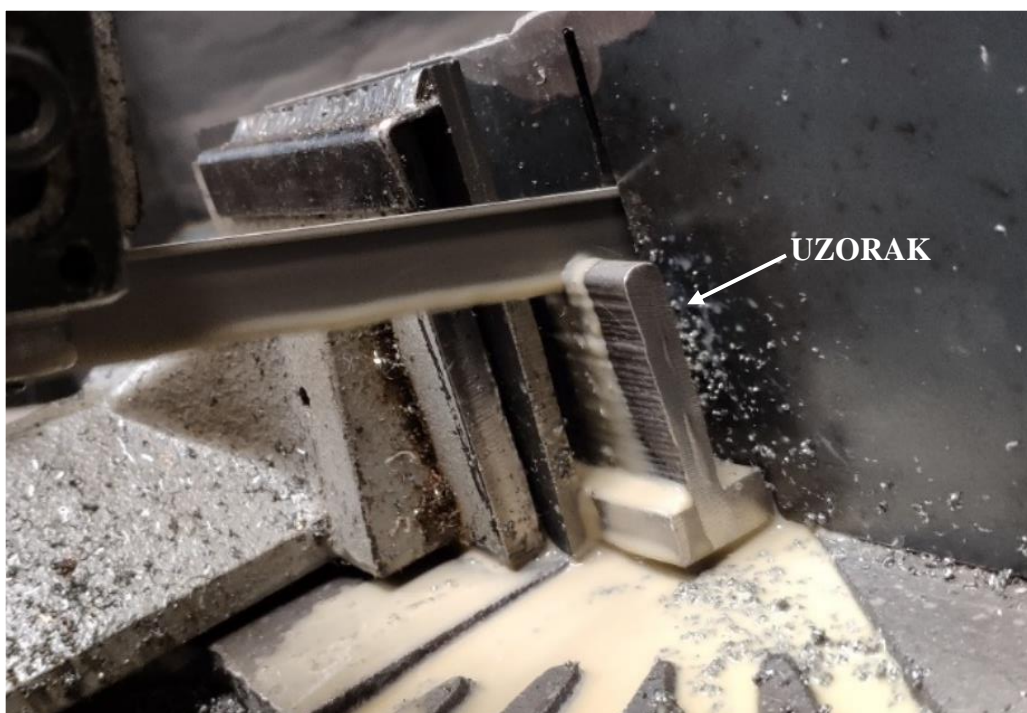
Slika 23. Zid od dupleks čelika nakon hlađenja

Tijekom postupka navarivanja mjerene su međuprolazne temperature po visini navarenog zida. Međuprolazna temperatura mjerena je prethodno kalibriranim infracrvenim termometrom. Izmjerene vrijednosti međuprolaznih temperatura, po visini uzorka, prikazane su u tablici 3.

Tablica 3. Međuprolazne temperature po visini uzorka

Međuprolazna temperatura, °C	Visina zida, mm
50	0-10,7
150	10,7-16,6
250	16,6-25,2
350	25,2-30,7
450	30,7-37,9
∞	37,9-46,3

Rezanje uzoraka na kojima su provedena planirana ispitivanja obavljeno je tračnom pilom u Laboratoriju za zavarivanje Fakulteta strojarstva i brodogradnje, slika 24.

**Slika 24. Rezanje uzorka na tračnoj pili IMET GBS 185 Eco Autocut**

Uzorci izrezani iz navarenog zida prikazani su na slici 25. Izrezana su dva uzorka na kojima je mjerena mikrotvrdoća te analizirana mikrostruktura. Jedan uzorak je prije ispitivanja podvrgnut toplinskoj obradi. Postupno je zagrijan u komornoj peći na 800 °C i žaren na toj temperaturi u trajanju od 60 minuta nakon čega je gašen u ulju. Ovakva toplinska obrada provedena je s namjerom da se u mikrostrukturi izluči sigma-faza.

Toplinska obrada provedena je u Laboratoriju za toplinsku obradu na Fakultetu strojarstva i brodogradnje. Slika 26 prikazuje komornu peć u kojoj je uzorak žaren.



Slika 25. Uzorci izrezani iz navarenog zida (lijevo je žareni, desno nežareni uzorak)



Slika 26. Komorna peć za žarenje

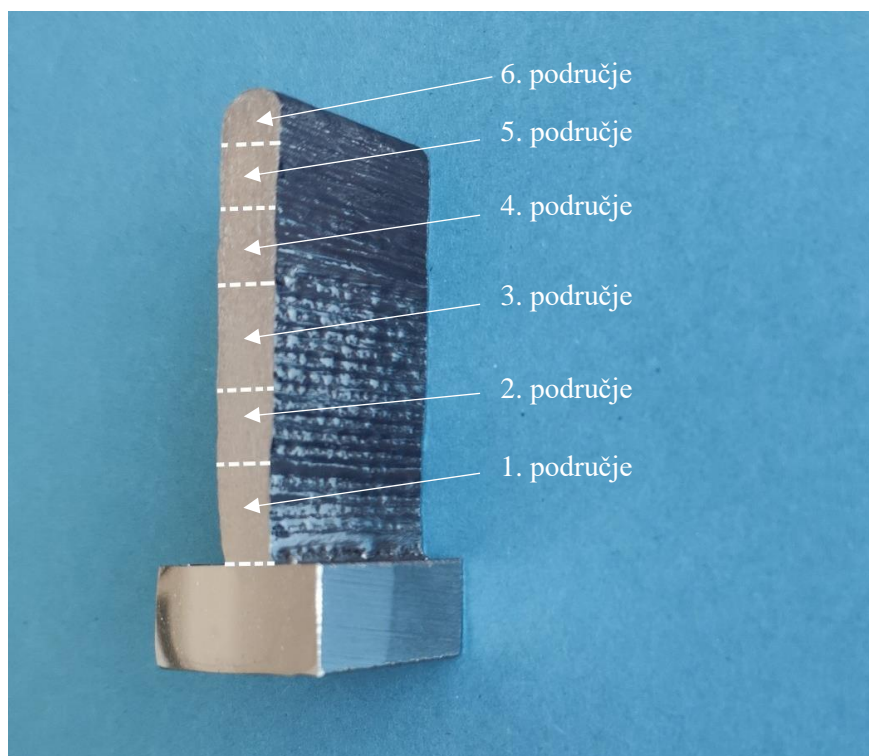
5.3. Provođenje ispitivanja

Kako bi se ostvario postavljeni cilj i provela karakterizacija uzoraka dobivenih aditivnom proizvodnjom električnim lukom i žicom, na izrezanim uzorcima obavljena su sljedeća ispitivanja:

- mjerenje mikrotvrdoće
- analiza mikrostrukture.

Navedena ispitivanja provedena su na toplinski neobrađenom uzorku koji je označen oznakom T0 te na žarenom uzorku označenom oznakom T1. Svaki je uzorak podijeljen u šest područja po visini navarenog zida, a svako područje odgovara jednoj međuprolaznoj temperaturi prema tablici 3.

Slika 27 prikazuje uzorak s karakterističnim područjima na kojima je analizirana mikrostruktura i izmjerena mikrotvrdoća.



Slika 27. Područja ispitivanja uzoraka

5.3.1. Mjerenje mikrotvrdoće

Uzorci su podvrgnuti mjerenju tvrdoće po Vickersu uz primjenu različitih opterećenja. Mjerene su mikrotvrdoće HV0,02 (0,196 N), HV0,05 (0,490 N), HV0,1 (0,981 N) i HV0,2 (1,961 N).

Ispitivanja su provedena u Laboratoriju za materijalografiju Fakulteta strojarstva i brodogradnje u Zagrebu. Za svako od šest područja na oba uzorka provedeno je po dvadeset mjerenja.

Mikrotvrdoća je mjerena na uređaju PMT-3 koji ima povećanje od $500\times$, a prikazan je na slici 28.

Površine uzoraka su prije mjerenja polirane kako bi mjerenje bilo preciznije, a očitavanje dijagonala jednostavnije.



Slika 28. Mikrotvrdomjer PMT-3

5.3.2. Analiza mikrostrukture

Mikrostrukturna analiza uzoraka provedena je u Laboratoriju za materijalografiju Fakulteta strojarstva i brodogradnje u Zagrebu, na optičkom mikroskopu OLYMPUS GX51, pri povećanjima od $50\times$, $100\times$, $200\times$, $500\times$ i $1000\times$.

Slika 29 prikazuje optički mikroskop.



Slika 29. Optički mikroskop OLYMPUS GX51

Površine uzoraka su brušene, a zatim i polirane te promatrane pod mikroskopom u poliranom stanju. S ciljem otkrivanja mikrostrukture uzoraka, površine uzoraka su nakon toga podvrgnute nagrivanju.

Uzorak T0, koji nije toplinski obrađen, nagrizen je elektrokemijski, dok je uzorak T1, odnosno toplinski obrađeni uzorak, nagrizen u Murakami otopini. Uzorak je uronjen u prethodno zagrijanu otopinu na 50 °C oko četrdeset sekundi. Uzorak je nakon toga ispran u vodi, a zatim i u alkoholu te osušen u struji toplog zraka.

Murakami otopina sadrži 100 mL vode, 10 g kalijevog fericijanida te 10 g kalijevog hidroksida. Austenitna faza, za razliku od feritne i sigma-faze, ne reagira s otopinom. Otopina najviše nagriza sigma-fazu pa je ova faza najtamnija. Feritna faza je također nagrizen i može se razlikovati od austenitne faze, ali je puno svjetlija od sigma-faze.

5.4. Rezultati ispitivanja

5.4.1. Rezultati mjerenja mikrotvrdoće

Rezultati mjerenja i srednje vrijednosti mikrotvrdoće na svih šest područja, na oba uzorka, za različita opterećenja, prikazani su u tablicama 4, 5, 6, 7, 8 i 9.

Tablica 4. Rezultati mjerenja mikrotvrdoće u 1. području za oba uzorka

Broj mjerenja	1. područje							
	Uzorak T0				Uzorak T1			
	HV0,02	HV0,05	HV0,1	HV0,2	HV0,02	HV0,05	HV0,1	HV0,2
1	314	191	216	302	601	233	281	241
2	242	349	263	318	176	376	295	273
3	134	241	251	336	139	248	275	383
4	297	196	318	324	397	423	310	287
5	201	362	343	313	297	220	195	369
6	373	196	295	302	397	214	281	302
7	220	202	326	269	282	241	184	376
8	145	273	382	355	519	233	199	302
9	297	207	371	297	352	264	453	324
10	254	302	263	313	297	220	371	369
11	134	302	334	330	139	336	403	355
12	397	313	371	278	452	349	352	355
13	201	141	403	287	230	313	275	383
14	220	196	403	313	163	407	318	391
15	282	202	269	282	423	196	225	355
16	220	171	302	269	332	214	467	355
17	332	181	392	336	452	207	453	349
18	373	226	382	282	558	207	352	355
19	397	324	275	318	297	248	310	336
20	201	159	403	313	210	376	415	383
\bar{x}	262	237	328	307	336	276	321	342

Tablica 5. Rezultati mjerenja mikrotvrdoće u 2. području za oba uzorka

Broj mjerenja	2. područje							
	Uzorak T0				Uzorak T1			
	HV0,02	HV0,05	HV0,1	HV0,2	HV0,02	HV0,05	HV0,1	HV0,2
1	145	362	310	313	230	550	371	383
2	163	220	352	297	163	576	415	423
3	254	110	295	324	156	391	343	355
4	254	202	403	336	220	441	318	355
5	210	336	392	282	267	324	392	355
6	230	220	361	313	651	191	352	407
7	423	302	343	313	769	226	326	313
8	220	159	257	256	601	324	257	324
9	267	336	221	318	242	241	310	399
10	163	226	371	282	397	292	302	369
11	267	220	295	336	558	292	371	302
12	210	273	281	302	397	441	392	407
13	192	151	199	256	332	336	392	297
14	139	256	326	318	483	273	288	432
15	169	233	326	324	558	264	310	415
16	134	292	235	342	483	550	343	391
17	150	233	281	313	452	313	326	415
18	373	171	302	318	242	202	371	376
19	352	171	295	324	282	214	403	324
20	558	196	318	318	483	233	403	233
\bar{x}	244	234	308	309	398	334	349	364

Tablica 6. Rezultati mjerenja mikrotvrdoće u 3. području za oba uzorka

Broj mjerenja	3. područje							
	Uzorak T0				Uzorak T1			
	HV0,02	HV0,05	HV0,1	HV0,2	HV0,02	HV0,05	HV0,1	HV0,2
1	332	256	288	287	220	376	371	349
2	254	362	225	307	210	313	361	391
3	332	134	246	292	267	362	263	369
4	230	186	318	324	483	196	246	362
5	254	148	334	307	282	313	403	376
6	176	233	195	282	297	167	382	342
7	452	207	352	307	352	256	392	423
8	176	362	288	273	373	256	392	318
9	314	273	240	318	352	376	382	376
10	282	391	225	287	297	196	263	342
11	267	163	334	307	558	233	334	399
12	452	407	221	287	176	441	382	256
13	332	362	251	307	254	273	382	318
14	176	186	269	278	267	362	246	302
15	282	176	310	307	373	336	343	399
16	192	191	221	292	373	313	235	313
17	254	324	269	313	220	391	310	391
18	267	186	178	307	184	362	352	376
19	220	159	269	264	373	248	302	391
20	121	362	240	269	267	171	361	391
\bar{x}	268	253	264	296	309	297	335	359

Tablica 7. Rezultati mjerenja mikrotvrdoće u 4. području za oba uzorka

Broj mjerenja	4. područje							
	Uzorak T0				Uzorak T1			
	HV0,02	HV0,05	HV0,1	HV0,2	HV0,02	HV0,05	HV0,1	HV0,2
1	176	292	230	307	423	167	240	383
2	220	349	288	313	201	151	263	307
3	139	233	318	278	314	151	225	369
4	220	226	269	302	373	214	334	292
5	125	362	302	278	314	181	334	336
6	163	248	318	264	558	191	371	342
7	220	241	257	260	519	336	310	330
8	176	163	295	260	230	196	288	349
9	139	376	225	248	267	220	203	407
10	125	248	275	269	282	131	318	376
11	150	273	168	256	282	220	371	292
12	297	226	275	241	210	207	334	407
13	397	241	326	252	156	233	352	313
14	314	282	326	241	332	220	171	391
15	297	407	225	226	373	220	310	391
16	397	376	246	252	332	256	302	362
17	282	256	251	273	373	407	371	355
18	121	336	302	278	230	282	184	376
19	176	151	334	252	332	282	251	423
20	106	196	225	248	332	336	361	376
\bar{x}	212	274	273	265	322	230	295	359

Tablica 8. Rezultati mjerenja mikrotvrdoće u 5. području za oba uzorka

Broj mjerenja	5. područje							
	Uzorak T0				Uzorak T1			
	HV0,02	HV0,05	HV0,1	HV0,2	HV0,02	HV0,05	HV0,1	HV0,2
1	254	214	275	302	267	233	371	355
2	121	191	295	292	452	256	263	376
3	332	214	221	302	314	273	392	324
4	397	391	246	282	184	176	221	383
5	169	336	225	313	519	362	392	376
6	106	171	188	307	163	202	371	369
7	139	302	302	313	267	134	415	302
8	125	167	240	313	397	159	310	355
9	113	191	288	307	352	186	343	349
10	176	159	295	330	373	159	334	330
11	332	376	221	307	332	362	326	362
12	184	349	235	324	373	233	225	399
13	163	163	302	307	519	181	403	369
14	192	202	251	171	169	336	195	336
15	121	248	326	302	519	233	275	362
16	201	302	295	297	314	313	246	376
17	163	207	221	324	332	214	427	383
18	156	233	310	273	163	264	392	349
19	184	214	251	273	242	241	295	383
20	254	391	288	307	201	226	288	349
\bar{x}	194	251	264	297	323	237	324	359

Tablica 9. Rezultati mjerenja mikrotvrdoće u 6. području za oba uzorka

Broj mjerenja	6. područje							
	Uzorak T0				Uzorak T1			
	HV0,02	HV0,05	HV0,1	HV0,2	HV0,02	HV0,05	HV0,1	HV0,2
1	134	336	269	318	242	233	235	376
2	169	313	288	264	254	313	352	451
3	352	207	235	297	230	167	263	355
4	163	241	288	287	254	163	352	383
5	201	226	295	292	230	391	275	307
6	102	273	295	313	373	241	184	307
7	150	207	263	307	452	391	230	399
8	145	186	302	336	267	292	343	342
9	121	376	281	297	230	196	382	336
10	220	163	269	307	220	202	371	307
11	210	292	310	307	267	313	181	278
12	156	273	246	318	297	144	371	287
13	130	141	240	292	220	186	295	383
14	163	137	343	302	220	292	334	349
15	106	207	352	313	176	324	295	376
16	156	186	334	313	297	241	361	349
17	139	134	207	302	282	196	295	383
18	109	313	310	302	282	362	221	383
19	176	155	295	297	332	256	269	349
20	156	376	263	287	483	207	361	391
\bar{x}	163	237	284	303	281	255	299	355

5.4.2. Rezultati mikrostrukturne analize

Kvalitativna analiza mikrostrukture

Mikrostruktura toplinski neobrađenog uzorka u nagrizenom stanju, snimljena pri povećanju $50\times$, prikazana je na slici 30, a na slici 31 prikazana je mikrostruktura toplinski obrađenog uzorka, snimljena pri istom povećanju. Pri ovom povećanju jasno se vide pojedini slojevi navarenog materijala, mikrostruktura je dendritna, ljevačka i tipična za metal zavara. Ne može se uočiti razlika između mikrostrukture toplinski obrađenog i toplinski neobrađenog uzorka.



Slika 30. Mikrostruktura toplinski neobrađenog uzorka snimljena pri povećanju $50\times$



Slika 31. Mikrostruktura toplinski obrađenog uzorka snimljena pri povećanju $50\times$

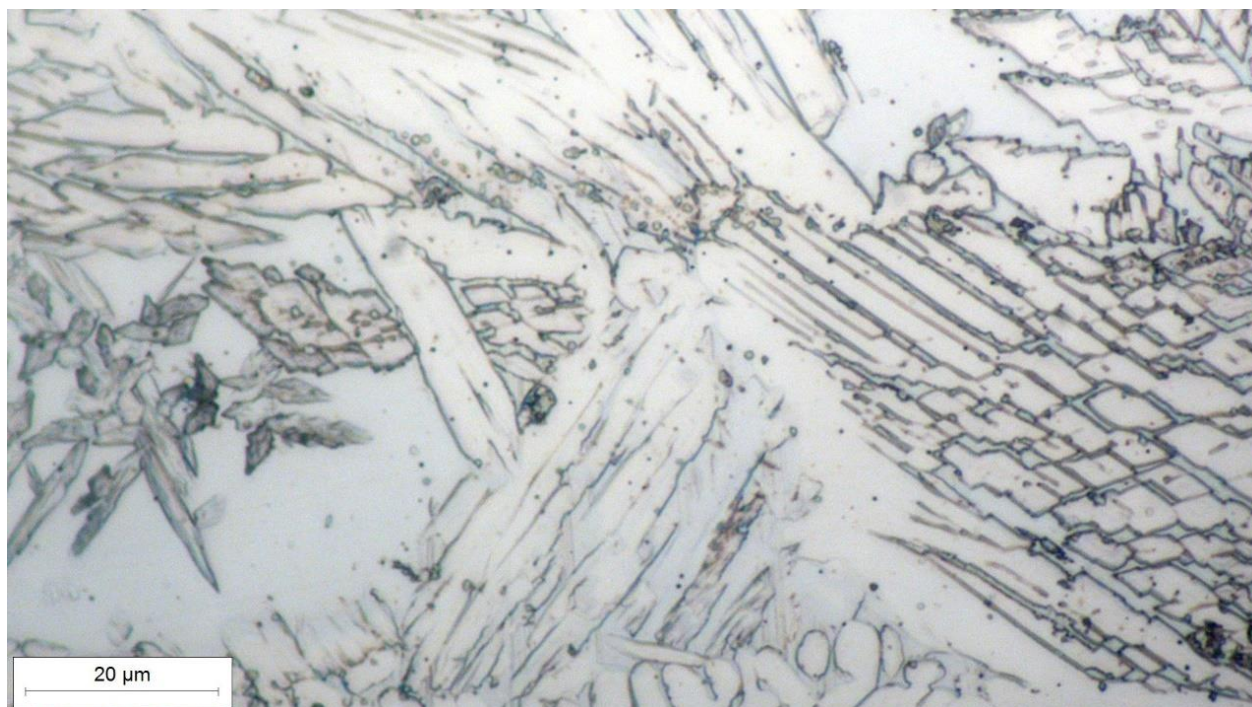
Na slikama 32, 33, 34, 35, 36 i 37 prikazana je mikrostruktura toplinski neobrađenog uzorka u pojedinim područjima, snimljena na svjetlosnom mikroskopu pri povećanju od 1000 \times .

Pri ovom povećanju jasnije se vidi mikrostruktura pojedinih navarenih slojeva, prisutne faze te oblik i veličina kristalnih zrna pojedinih faza. Mikrostruktura se sastoji od ferita i austenita, što je prema kemijskom sastavu dodatnog materijala bilo očekivano.

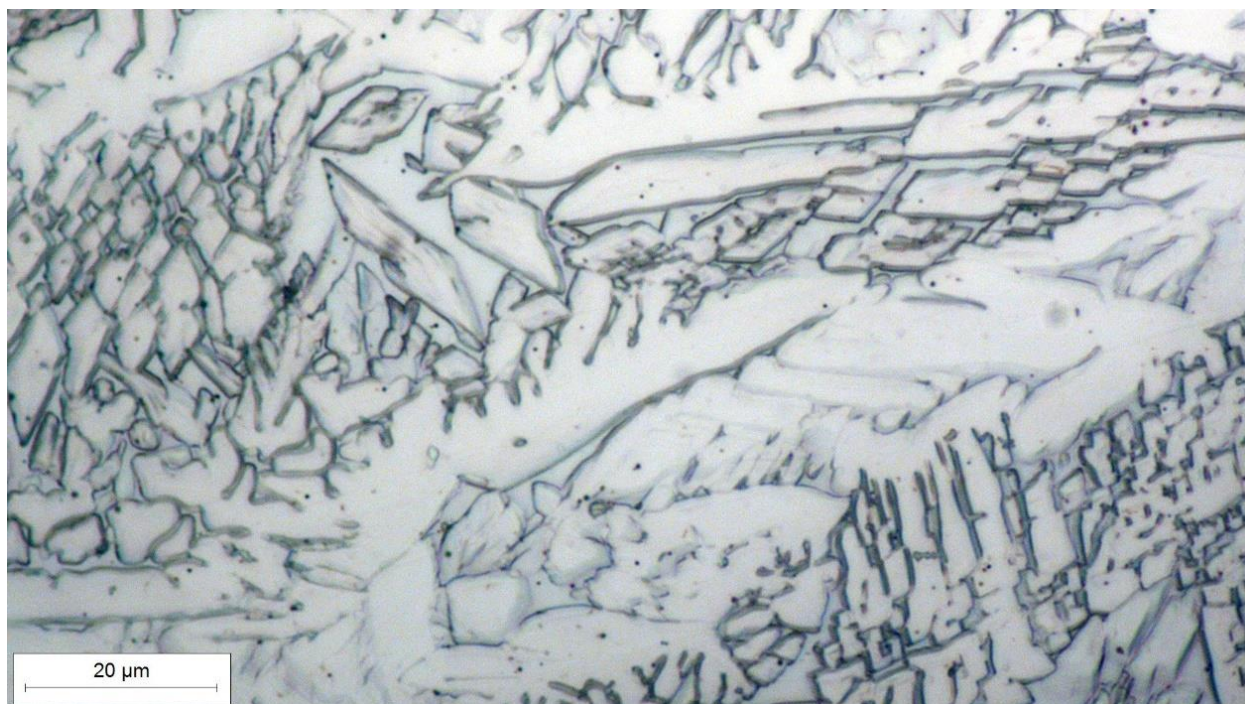
Moguće je da su se zbog režima grijanja i hlađenja, pri nanošenju pojedinih slojeva, određena područja kroz dulje vrijeme zadržavala u temperaturnim intervalima gdje je formiranje nepoželjnih faza vrlo izvjesno. Zbog ograničenja svjetlosnog mikroskopa te sitne faze nisu vidljive. Mjestimice se mogu uočiti samo nešto izraženije granice između kristalnih zrna austenita i ferita.

Na slikama 38, 39, 40, 41, 42 i 43 prikazana je mikrostruktura toplinski obrađenog uzorka u pojedinim područjima, snimljena na svjetlosnom mikroskopu pri povećanju od 1000 \times . Uzorak je žaren na 800 °C kako bi se u mikrostrukturi izazvalo formiranje sigma-faze.

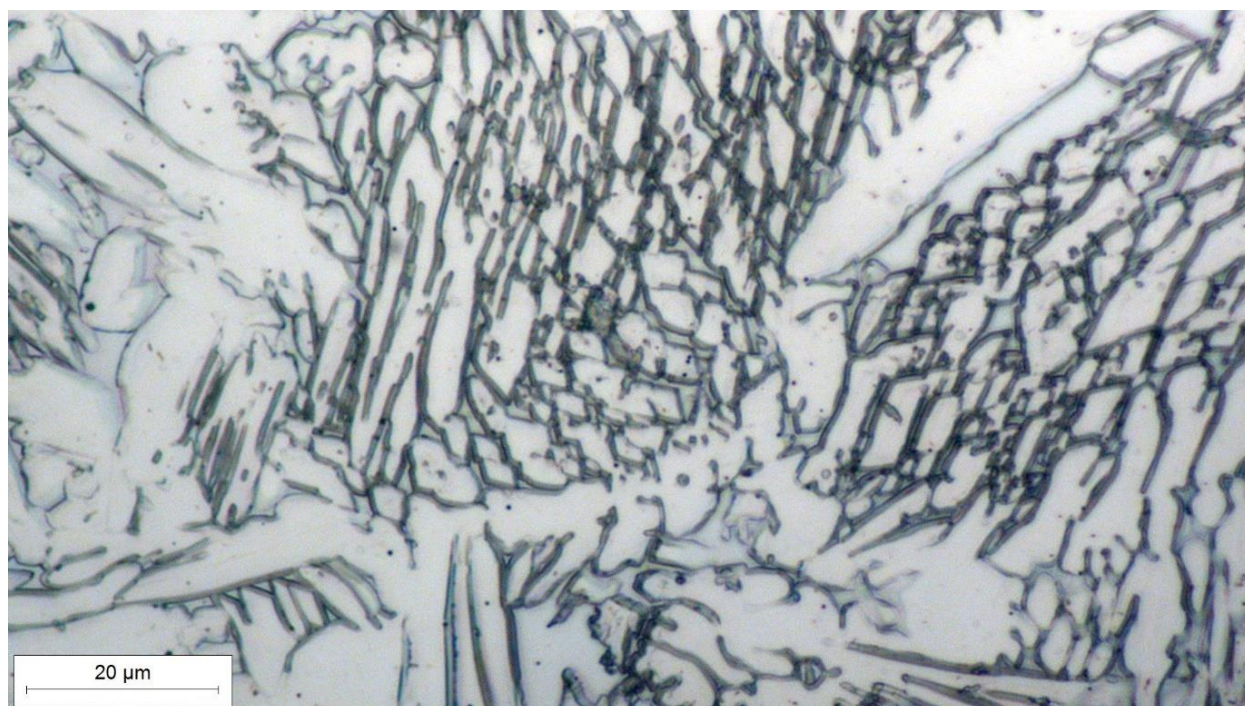
U svim slojevima toplinski obrađenog uzorka, osim ferita i austenita, u mikrostrukturi je uočena i sigma-faza koja se vidi kao najtamnija faza, na granicama između austenitnih i feritnih zrna. U odnosu na nežareni uzorak, povećao se volumni udio austenita i smanjio udio ferita.



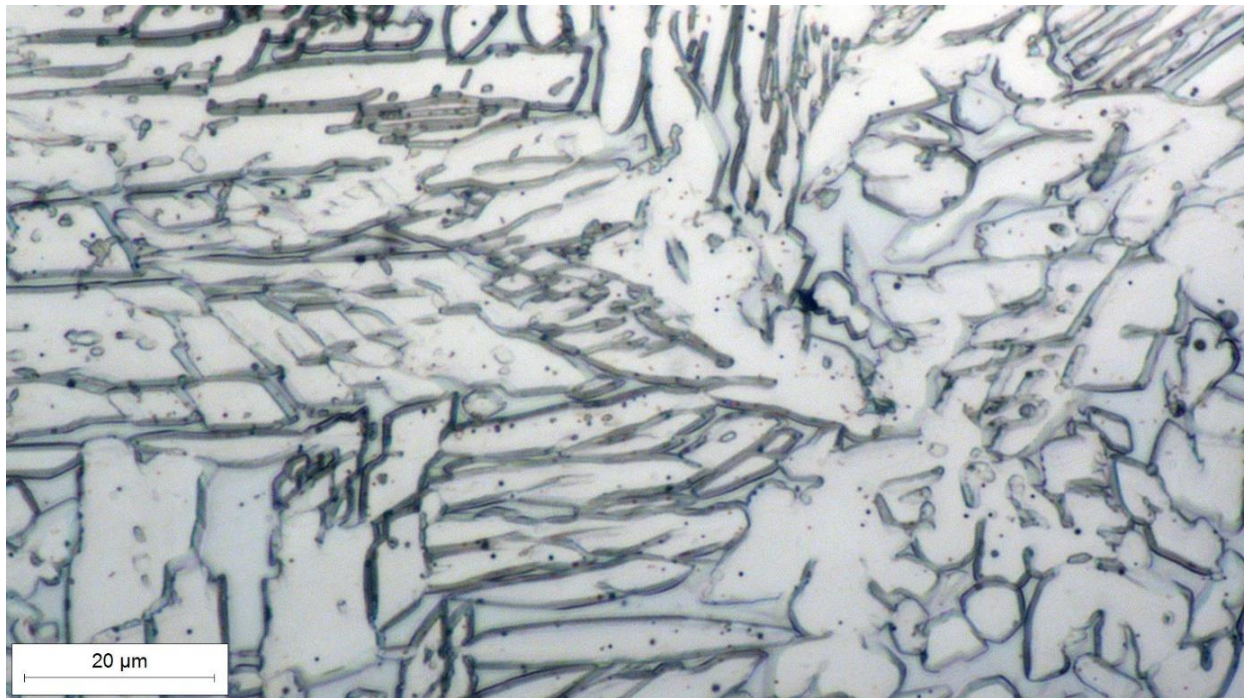
Slika 32. Mikrostruktura toplinski neobrađenog uzorka u 1. području



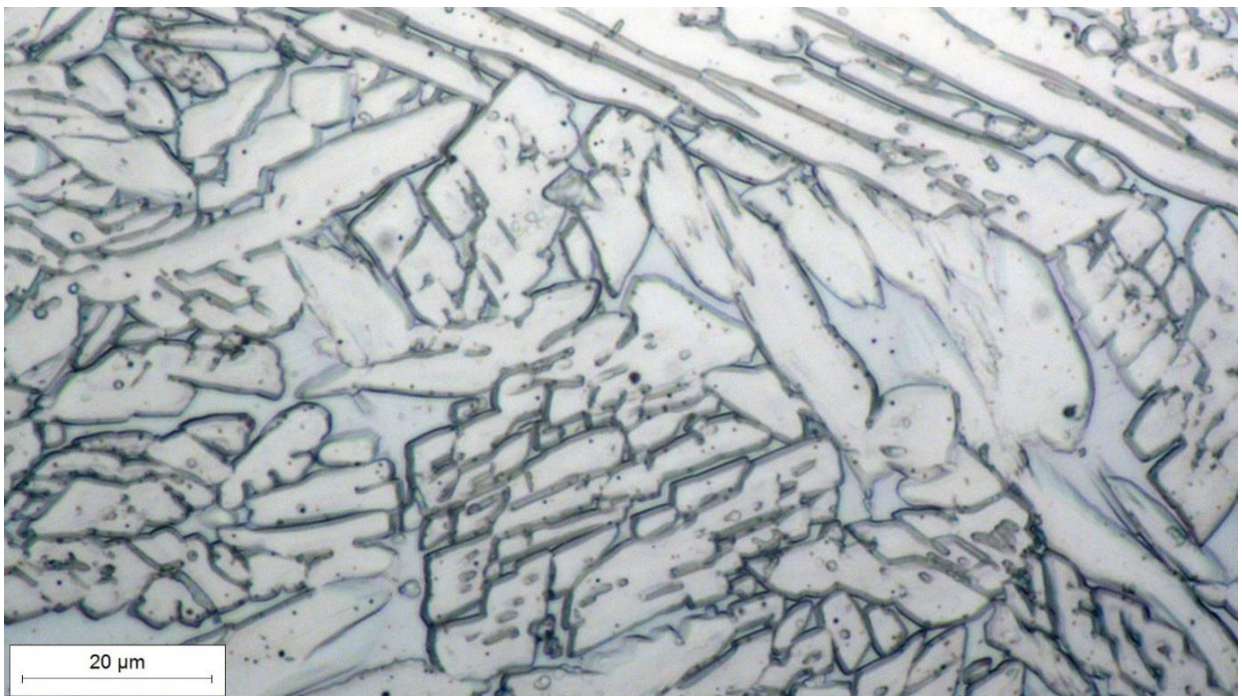
Slika 33. Mikrostruktura toplinski neobrađenog uzorka u 2. području



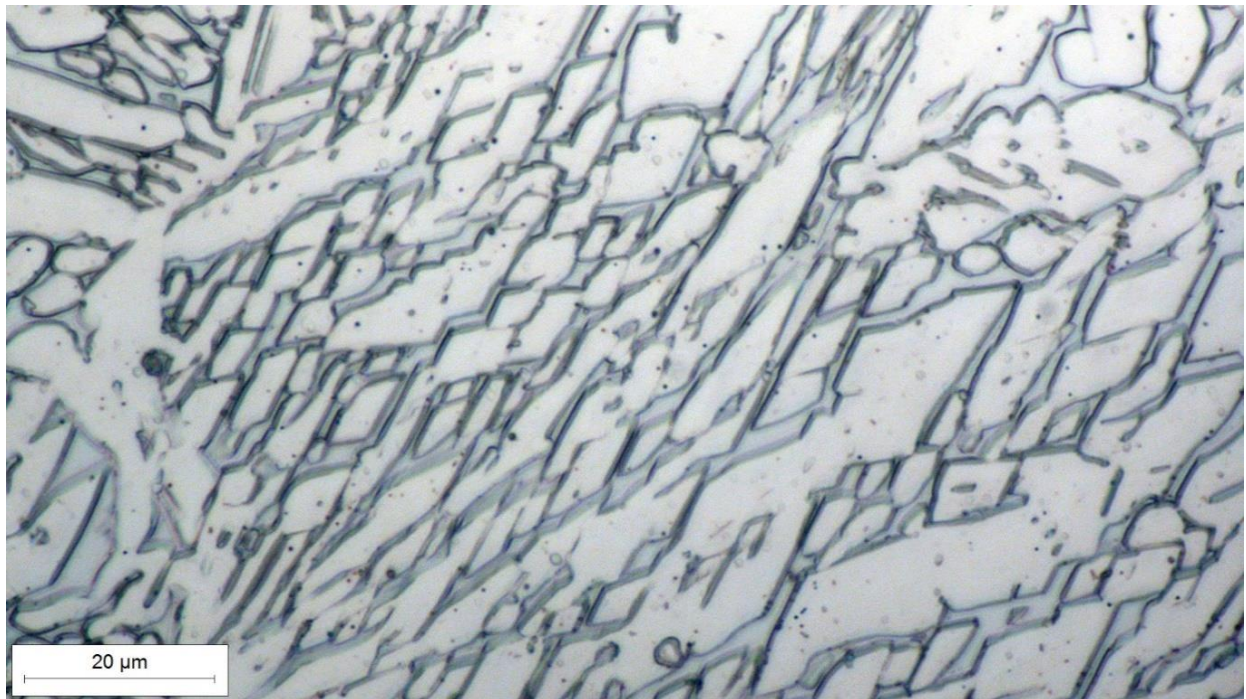
Slika 34. Mikrostruktura toplinski neobrađenog uzorka u 3. području



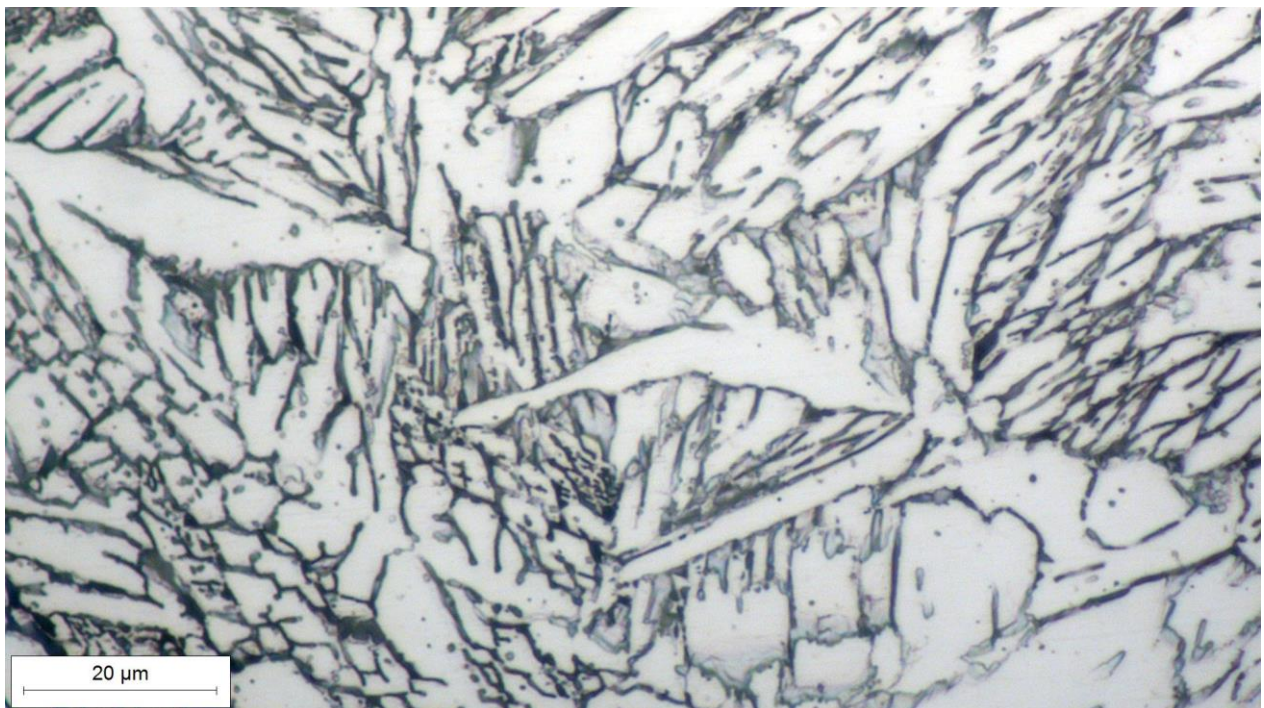
Slika 35. Mikrostruktura toplinski neobrađenog uzorka u 4. području



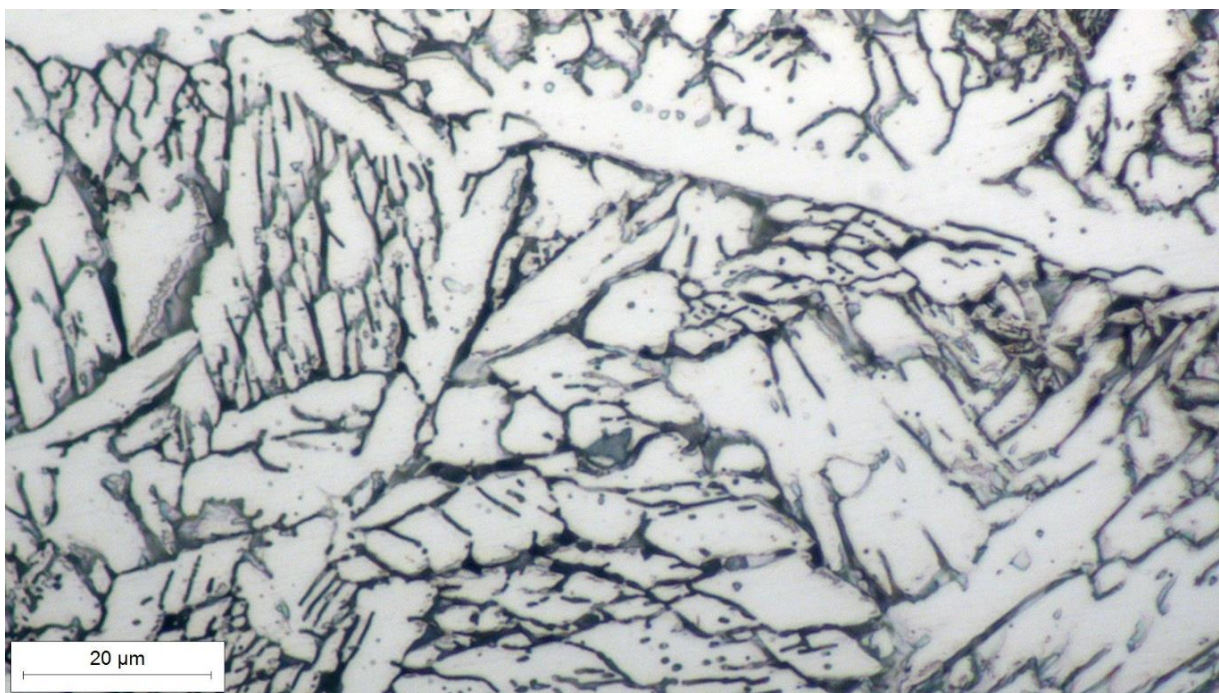
Slika 36. Mikrostruktura toplinski neobrađenog uzorka u 5. području



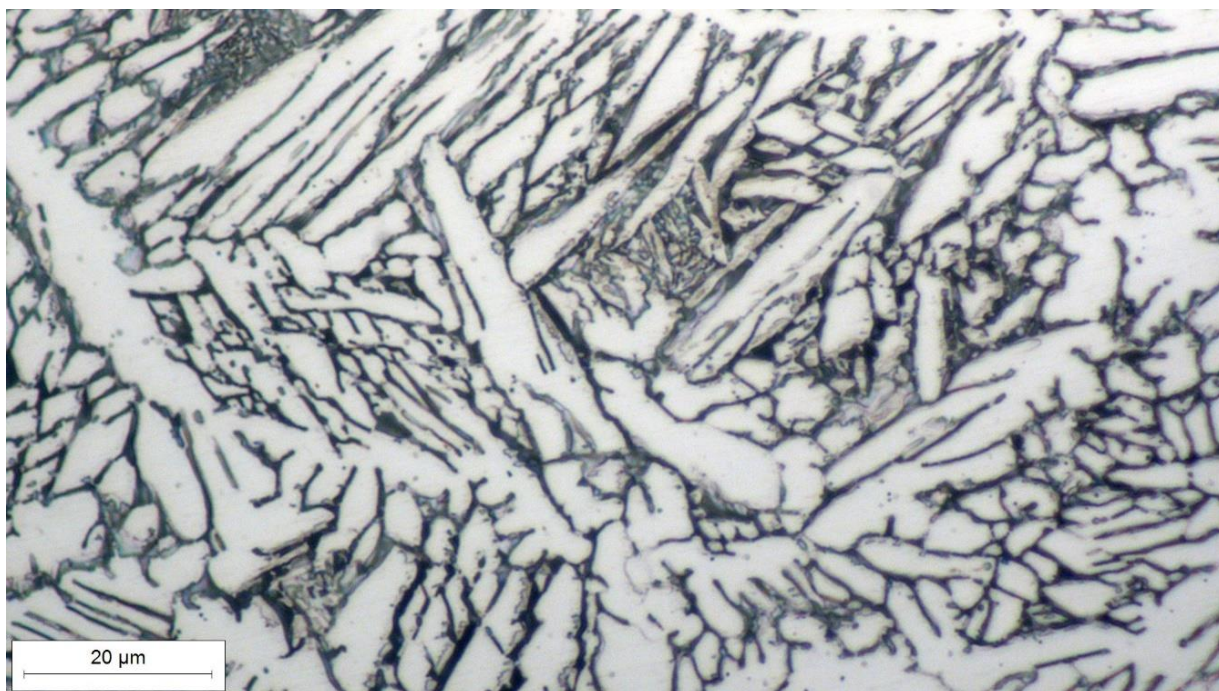
Slika 37. Mikrostruktura toplinski neobrađenog uzorka u 6. području



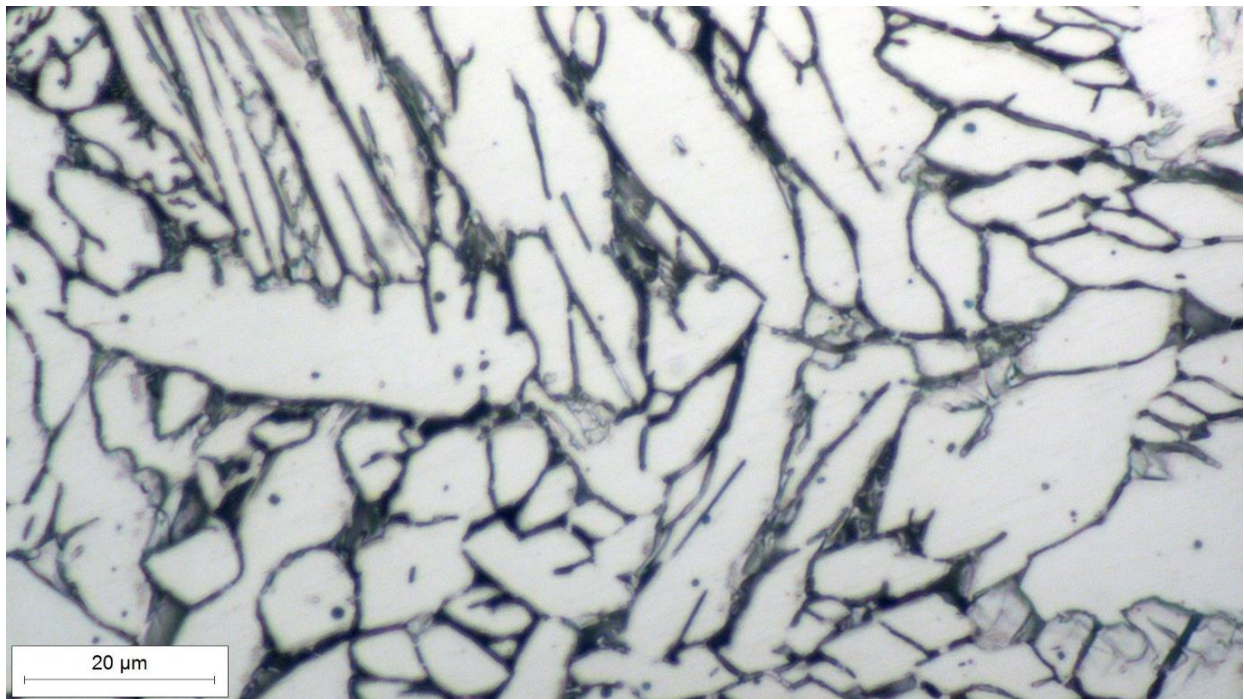
Slika 38. Mikrostruktura toplinski obrađenog uzorka u 1. području



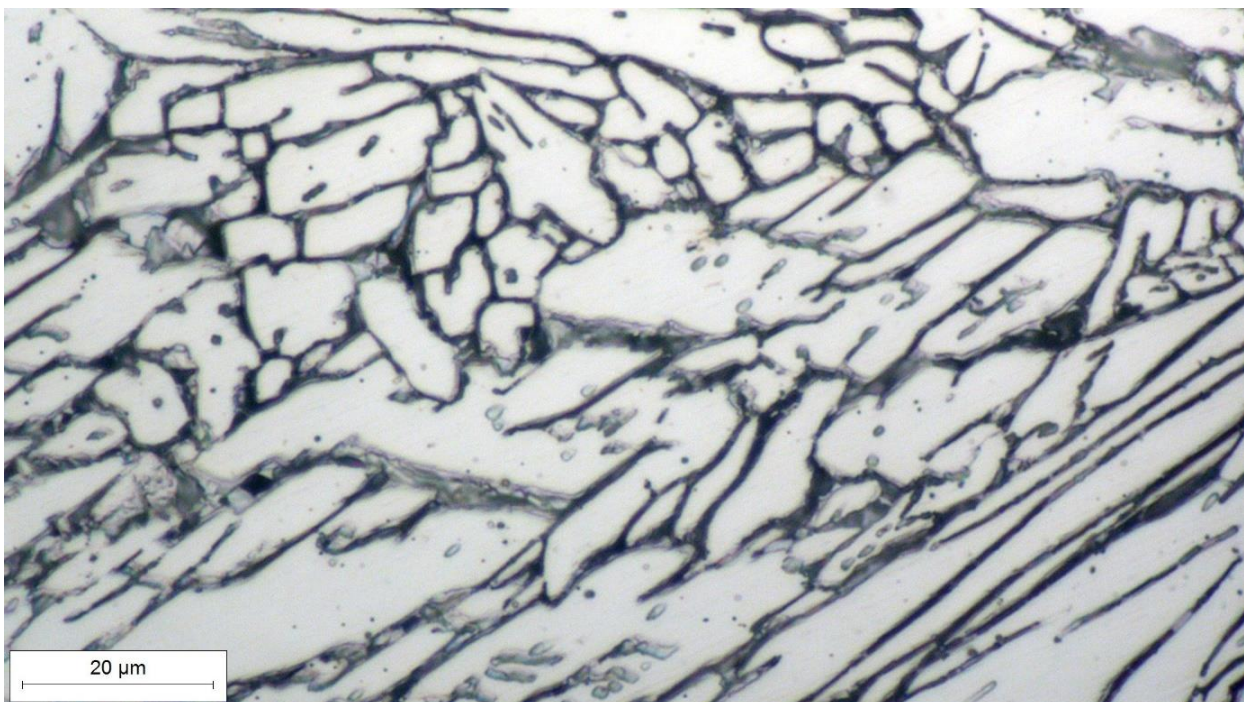
Slika 39. Mikrostruktura toplinski obrađenog uzorka u 2. području



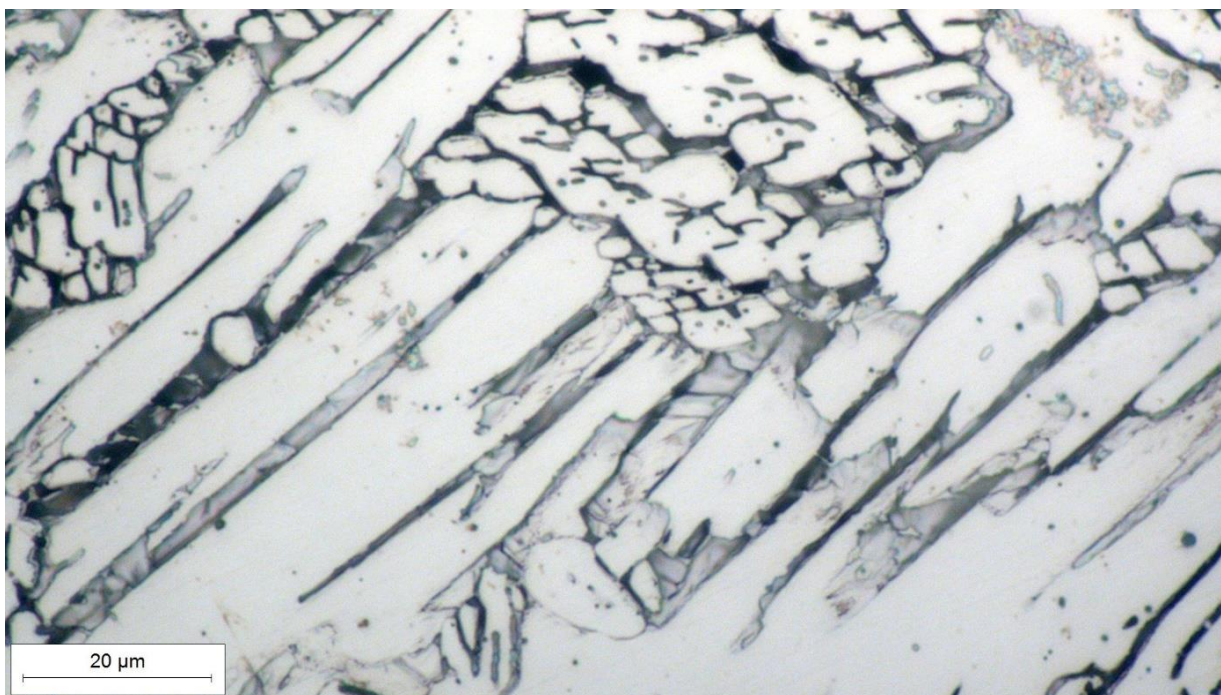
Slika 40. Mikrostruktura toplinski obrađenog uzorka u 3. području



Slika 41. Mikrostruktura toplinski obrađenog uzorka u 4. području



Slika 42. Mikrostruktura toplinski obrađenog uzorka u 5. području



Slika 43. Mikrostruktura toplinski obrađenog uzorka u 6. području

Kvantitativna analiza mikrostrukture

U svim prolazima toplinski neobrađenog i žarenog uzorka napravljena je kvantitativna analiza mikrostrukture. Volumni udjeli pojedinih faza prikazani su u tablici 10.

Volumni udjeli pojedinih faza dobiveni su mjerenjem metodom s točkama i primjenom programskog paketa ImageJ. Obje metode mjerenja dale su vrlo slične rezultate, a u tablici su prikazane vrijednosti dobivene metodom s točkama.

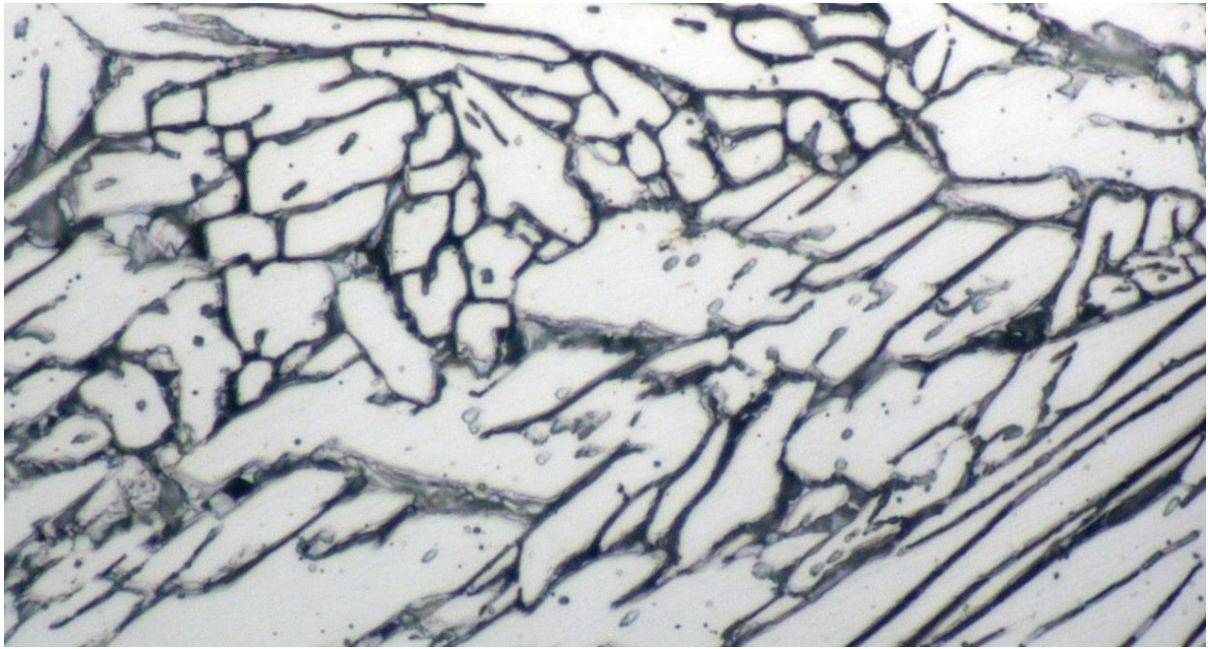
Mikrostruktura toplinski neobrađenog uzorka sastoji se samo od austenita i ferita. Volumni udjeli austenita u pojedinim područjima kreću se između 67 i 74 %, a ferita između 26 i 33 %.

Mikrostruktura toplinski obrađenog uzorka uz ferit i austenit sadrži i sigma-fazu. Austenitne faze ima između 71 i 78 %, feritne faze između 10 i 18 %, a sigma-faze između 9 i 12 %.

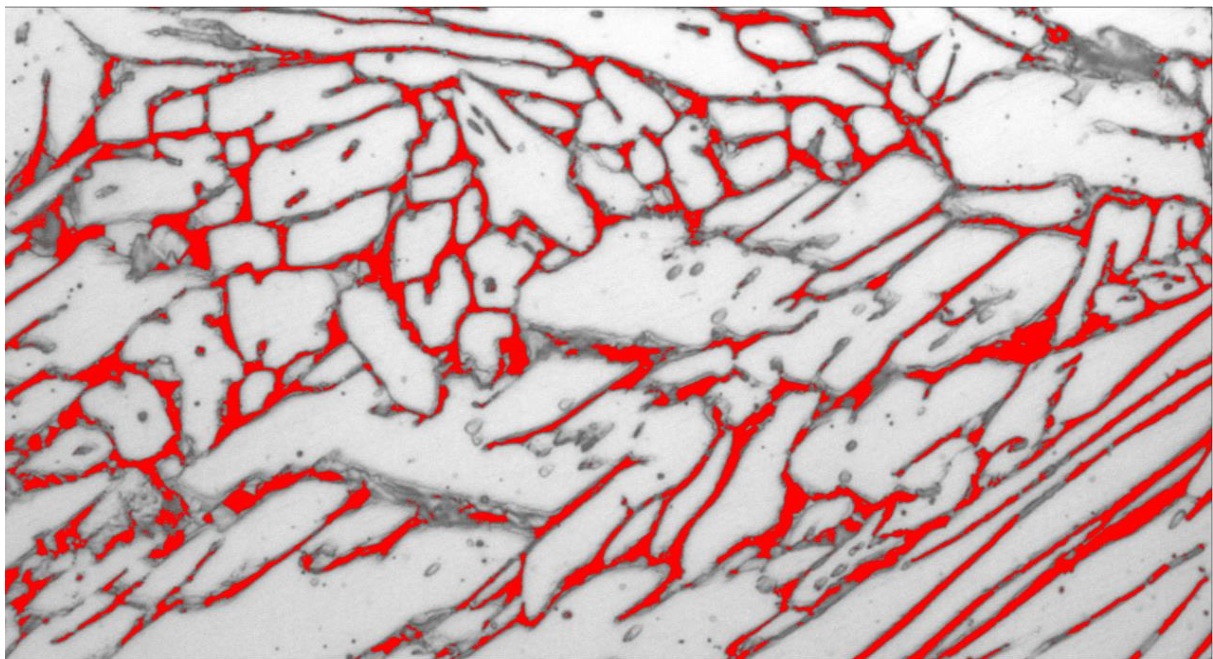
Tablica 10. Volumni udjeli pojedinih faza

Uzorak	Područje	Volumni udjeli faza, %		
		austenit	ferit	sigma-faza
Toplinski neobrađeni uzorak	1. područje	70	30	0
	2. područje	74	26	0
	3. područje	73	27	0
	4. područje	67	33	0
	5. područje	69	31	0
	6. područje	69	31	0
	\bar{x}	70,3	29,7	0
Žareni uzorak 800 °C/1h	1. područje	76	14	10
	2. područje	78	11	11
	3. područje	78	10	12
	4. područje	72	18	10
	5. područje	73	16	11
	6. područje	77	14	9
	\bar{x}	75,7	13,8	10,5

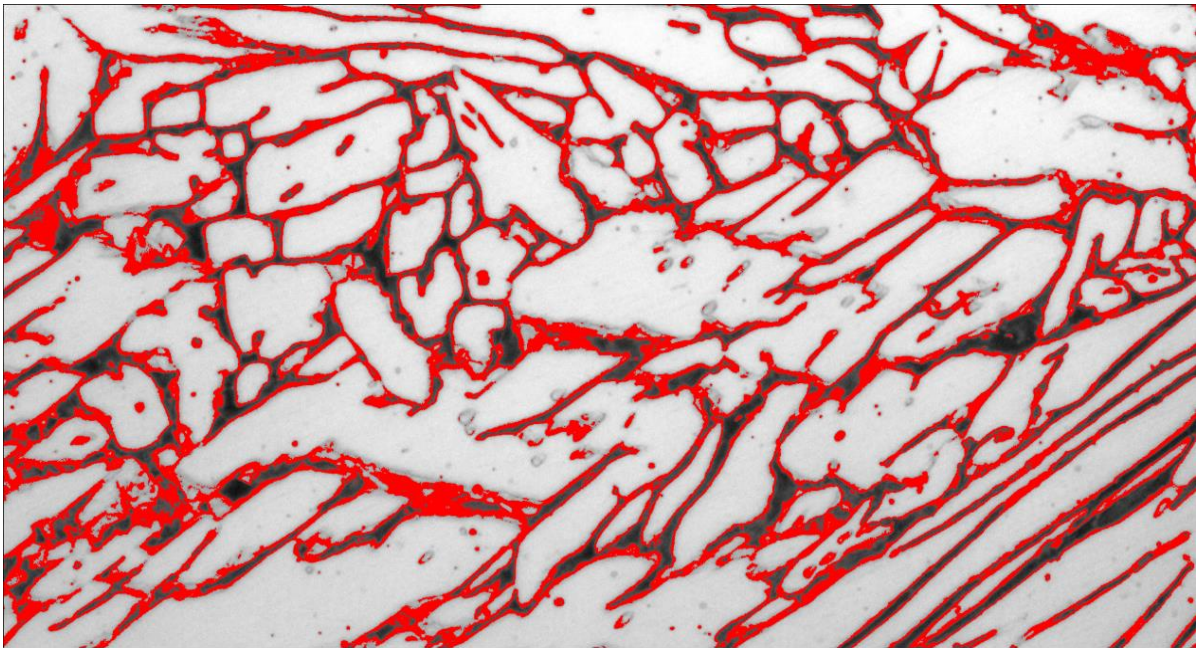
Na slikama 44, 45 i 46 prikazan je način određivanja volumnih udjela ferita i sigma-faze pomoću programa ImageJ. Na slici 44 vidi se originalna fotografija mikrostrukture iz 5. područja toplinski obrađenog uzorka na kojoj su određeni udjeli pojedinih faza. Na slici 45 vidi se ista fotografija s istaknutom sigma-fazom, čiji volumni udio iznosi 11 %. Na slici 46 istaknuta je feritna faza i izmjeren je njezin volumni udio koji iznosi 16 %. Ostatak čini austenitna faza i njezin volumni udio iznosi 73 %.



Slika 44. Mikrostruktura toplinski obrađenog uzorka



Slika 45. Sigma-faza u mikrostrukturi toplinski obrađenog uzorka



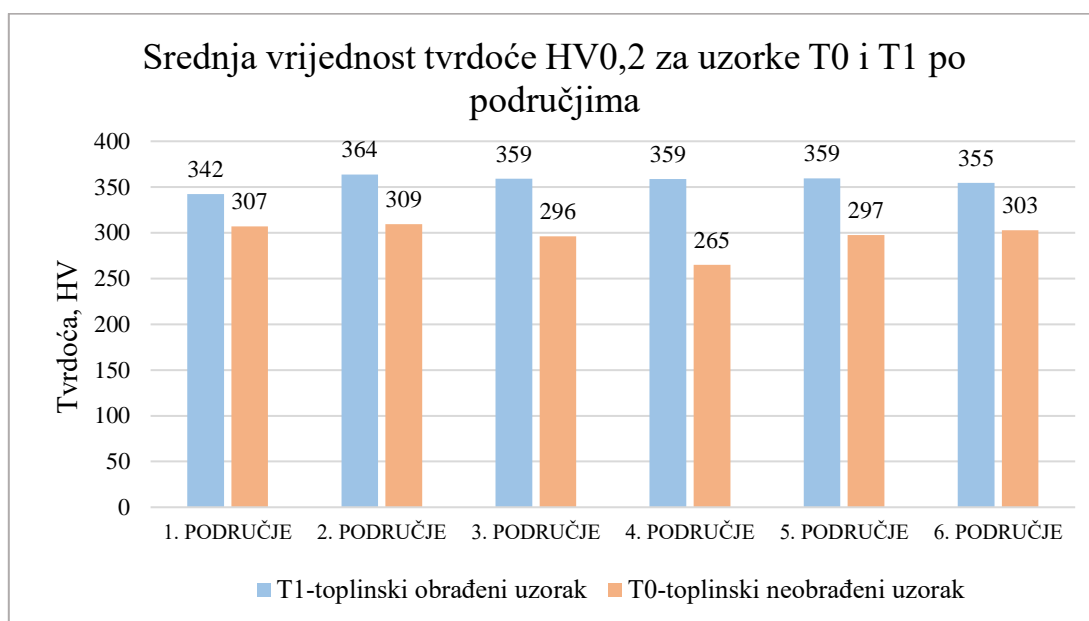
Slika 46. Feritna faza u mikrostrukтури toplinski obrađenog uzorka

6. ANALIZA REZULTATA

6.1. Utjecaj žarenja na vrijednosti mikrotvrdoće

Djelovanje toplinske obrade, odnosno utjecaj držanja uzorka sat vremena na temperaturi 800 °C na mikrotvrdoću, prikazan je grafovima na slikama 47, 48, 49 i 50. Na toplinski obrađenom uzorku T1 izmjerene su više srednje vrijednosti mikrotvrdoće za sva primijenjena opterećenja u gotovo svim područjima s obzirom na međuprolazne temperature. Samo je u prvom području kod mjerenja mikrotvrdoće HV0,1 te u četvrtom i petom području kod mjerenja mikrotvrdoće HV0,05 izmjerena niža vrijednost tvrdoće za toplinski obrađeni uzorak. Povećanje tvrdoće je posljedica mikrostrukturnih promjena pri žarenju, prije svega izlučivanja tvrde i krhke sigma-faze koja se formirala na faznim granicama između ferita i austenita. Nastankom sigma-faze smanjio se udio ferita i povećao udio austenita.

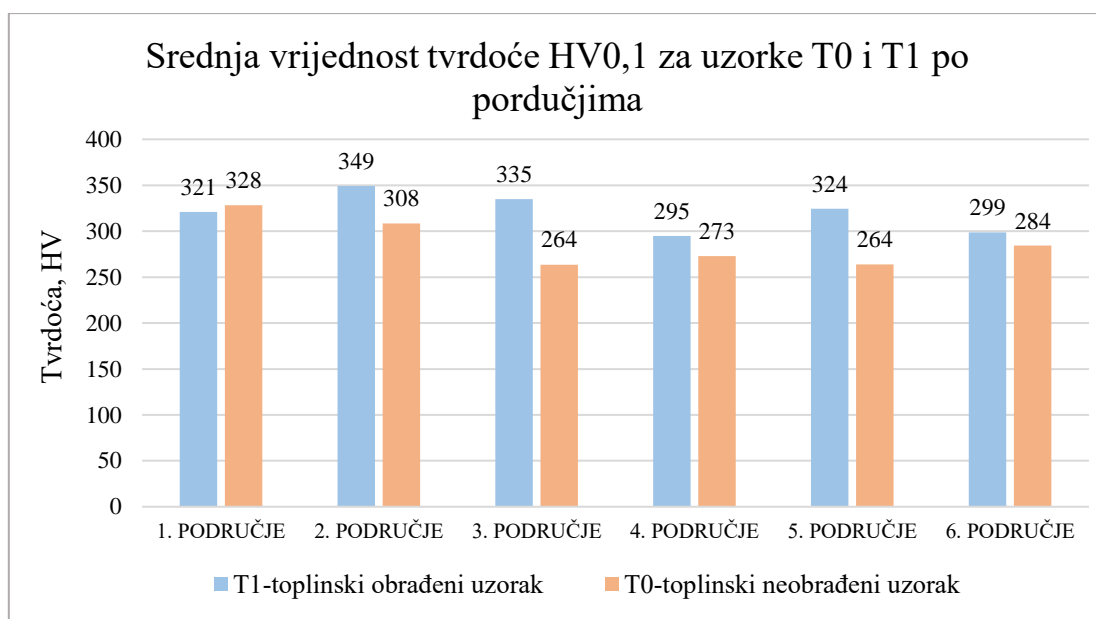
Na slici 47 vide se srednje vrijednosti mikrotvrdoće HV0,2 na toplinski neobrađenom uzorku, koje se kreću u rasponu od 265 do 309 HV0,2. Na toplinski obrađenom uzorku srednje vrijednosti mikrotvrdoće su u vrlo uskom rasponu od 342 do 364 HV0,2.



Slika 47. Srednje vrijednosti mikrotvrdoće HV0,2 po područjima za uzorke T0 i T1

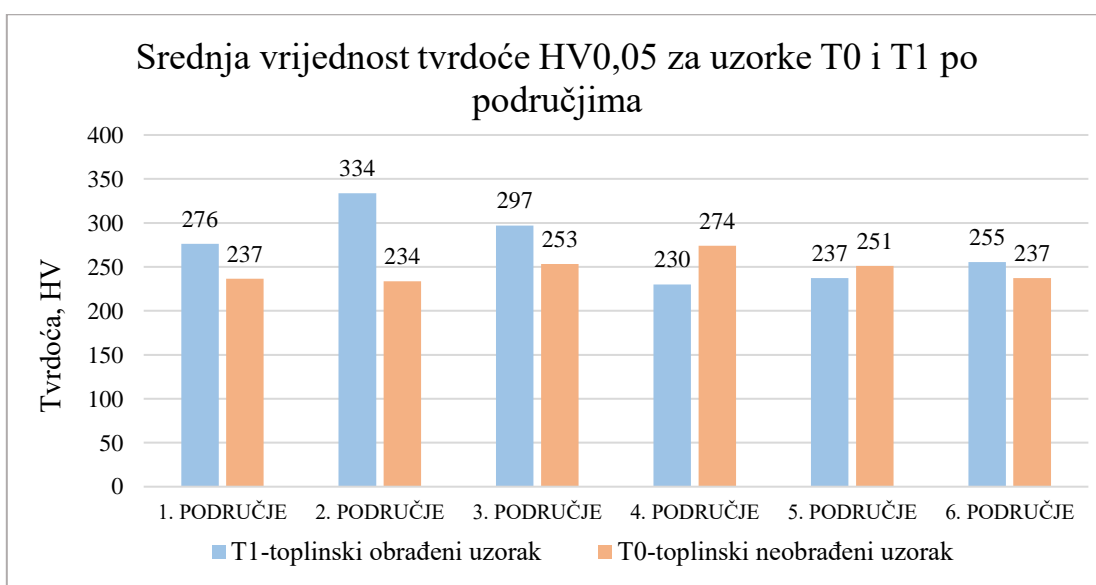
Na slici 48 prikazani su rezultati mjerenja srednjih vrijednosti mikrotvrdoće HV0,1 na toplinski neobrađenom uzorku. Vrijednosti po pojedinim područjima nalaze se u rasponu od 264 do 328 HV0,1. Na toplinski obrađenom uzorku srednje vrijednosti mikrotvrdoće su u rasponu od 295 do

349 HV0,1. U odnosu na prethodno opterećenje (HV0,2) veća su rasipanja srednjih vrijednosti mikrotvrdoće i na toplinski obrađenom i na neobrađenom uzorku.



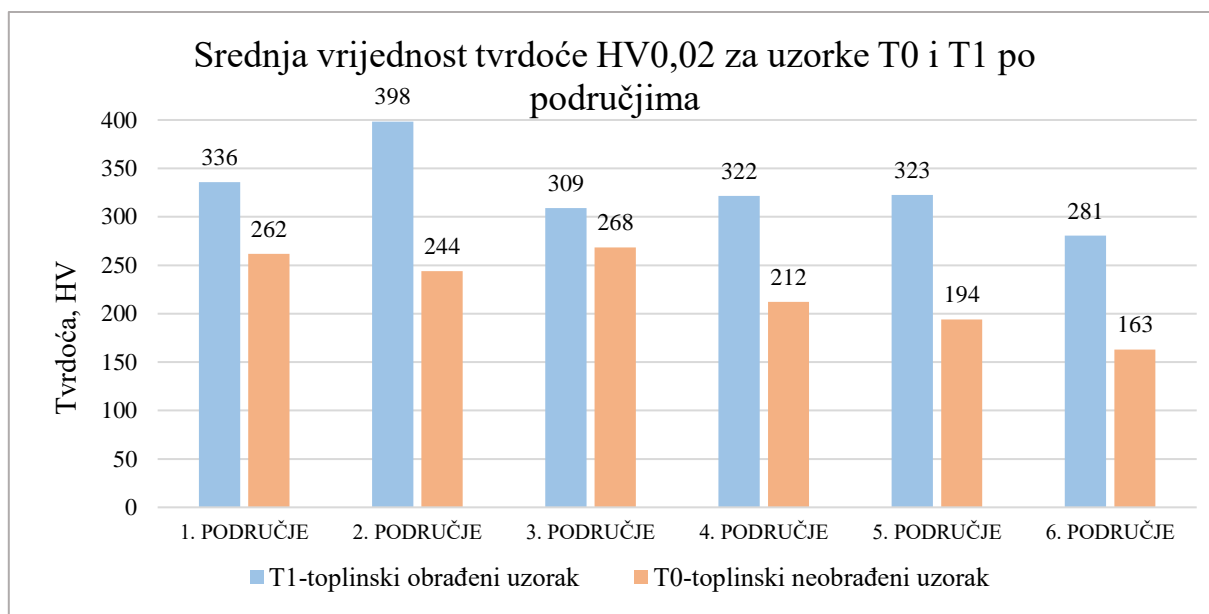
Slika 48. Srednje vrijednosti mikrotvrdoće HV0,1 u svim područjima za uzorke T0 i T1

Na slici 49 vide se srednje vrijednosti mikrotvrdoće HV0,05 na toplinski neobrađenom uzorku, koje se kreću u rasponu od 234 do 274 HV0,05. Na toplinski obrađenom uzorku srednje vrijednosti mikrotvrdoće su u rasponu od 230 do 334 HV0,05. Na toplinski obrađenom uzorku rasipanja vrijednosti su znatno viša nego na toplinski neobrađenom uzorku.



Slika 49. Srednje vrijednosti mikrotvrdoće HV0,05 u svim područjima za uzorke T0 i T1

Slika 50 prikazuje srednje vrijednosti mikrotvrdoće HV0,02 na toplinski neobrađenom uzorku. Vrijednosti se kreću u rasponu od 163 do 268 HV0,02. Srednje vrijednosti mikrotvrdoće na toplinski obrađenom uzorku nalaze se u rasponu od 281 do 398 HV0,02. Kod ovog opterećenja (HV0,02) prisutna su najveća rasipanja srednjih vrijednosti mikrotvrdoće, osobito za toplinski obrađeni uzorak.

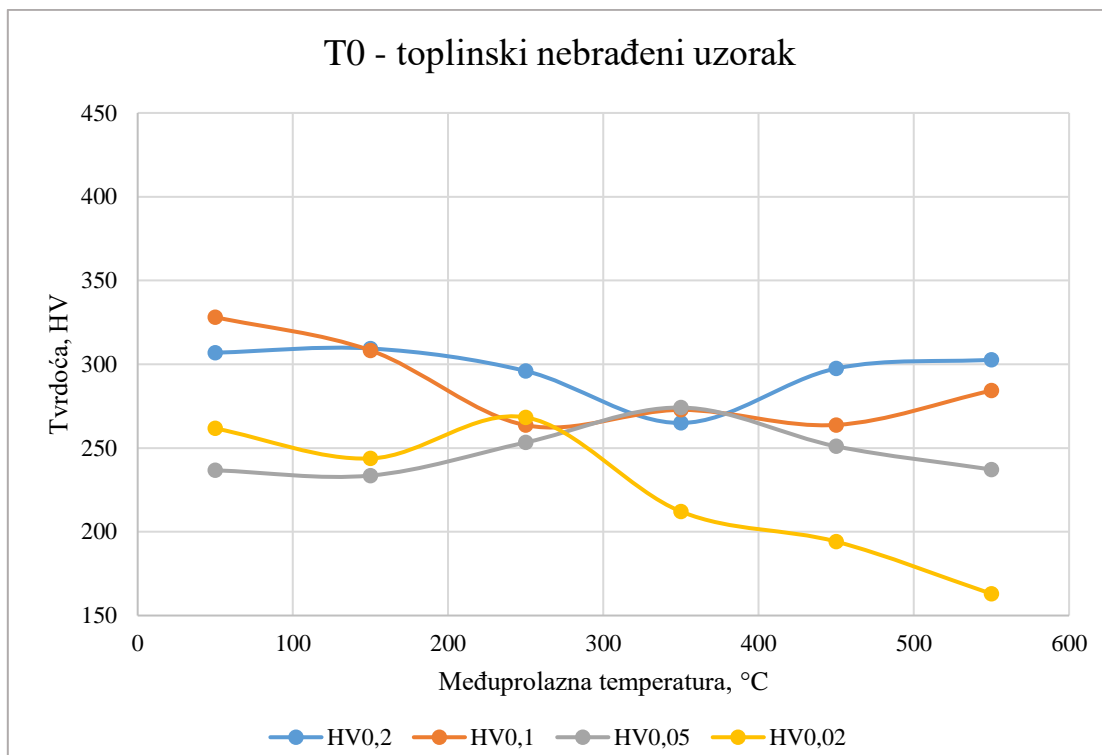


Slika 50. Srednje vrijednosti mikrotvrdoće HV0,02 u svim područjima za uzorke T0 i T1

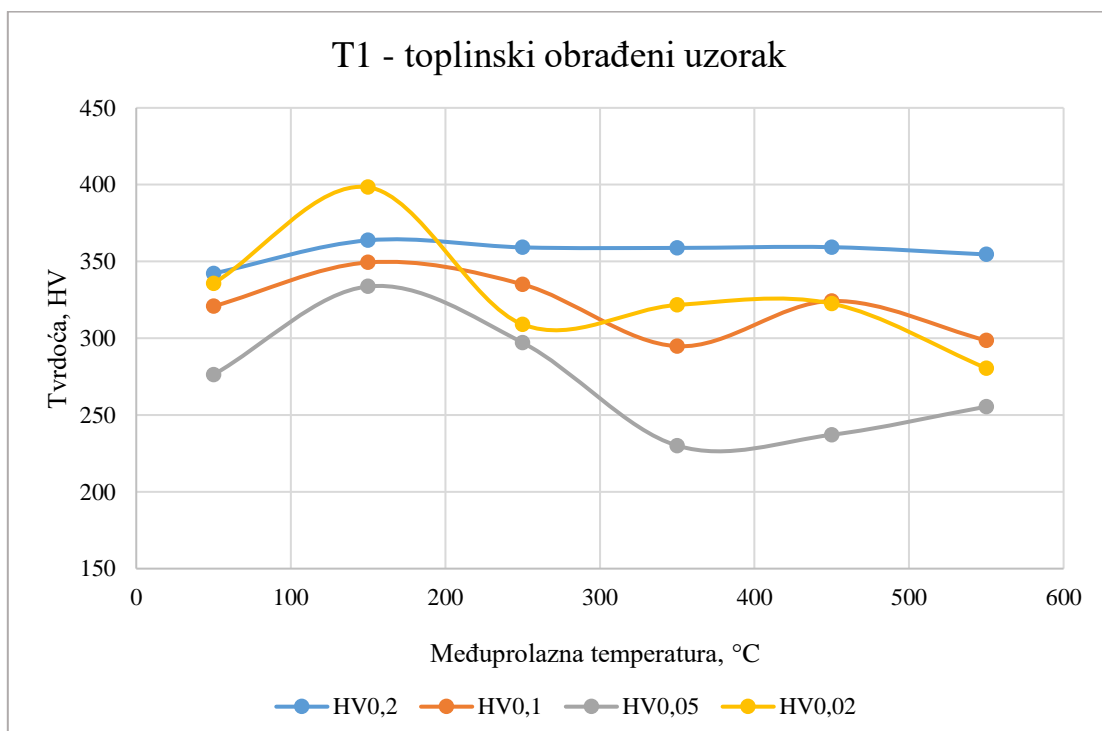
6.2. Utjecaj međuprolaznih temperatura na vrijednost mikrotvrdoće

Na dijagramima na slikama 51 i 52 može se pratiti utjecaj povećanja međuprolaznih temperatura na srednje vrijednosti izmjerenih mikrotvrdoća, za sva četiri opterećenja. Slika 51 prikazuje utjecaj međuprolaznih temperatura na toplinski neobrađenom uzorku. Može se uočiti kako porast međuprolaznih temperatura uzrokuje pad vrijednosti mikrotvrdoće pri najmanjem opterećenju HV0,02. Kod viših opterećenja nema jasno izraženog utjecaja međuprolaznih temperatura na tvrdoću.

Kod toplinski obrađenog uzorka, na slici 52, može se vidjeti da međuprolazne temperature ne utječu na vrijednosti mikrotvrdoće HV0,2, a njihov utjecaj na vrijednosti za niža opterećenja (HV0,1, HV0,05 i HV0,02) nije jasno izražen.

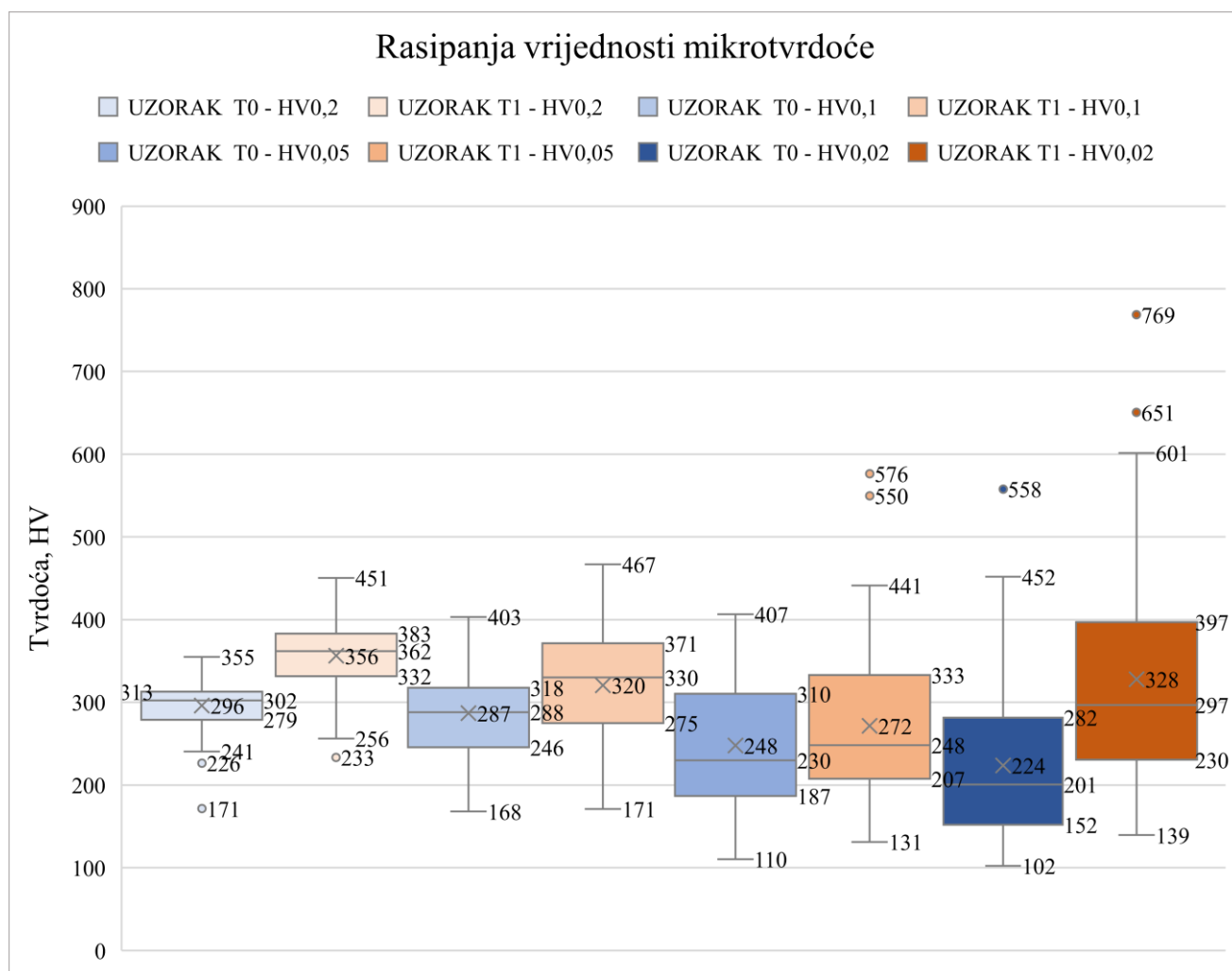


Slika 51. Utjecaj međuprolazne temperature na srednje vrijednosti mikrotvrdoće za toplinski neobrađeni uzorak



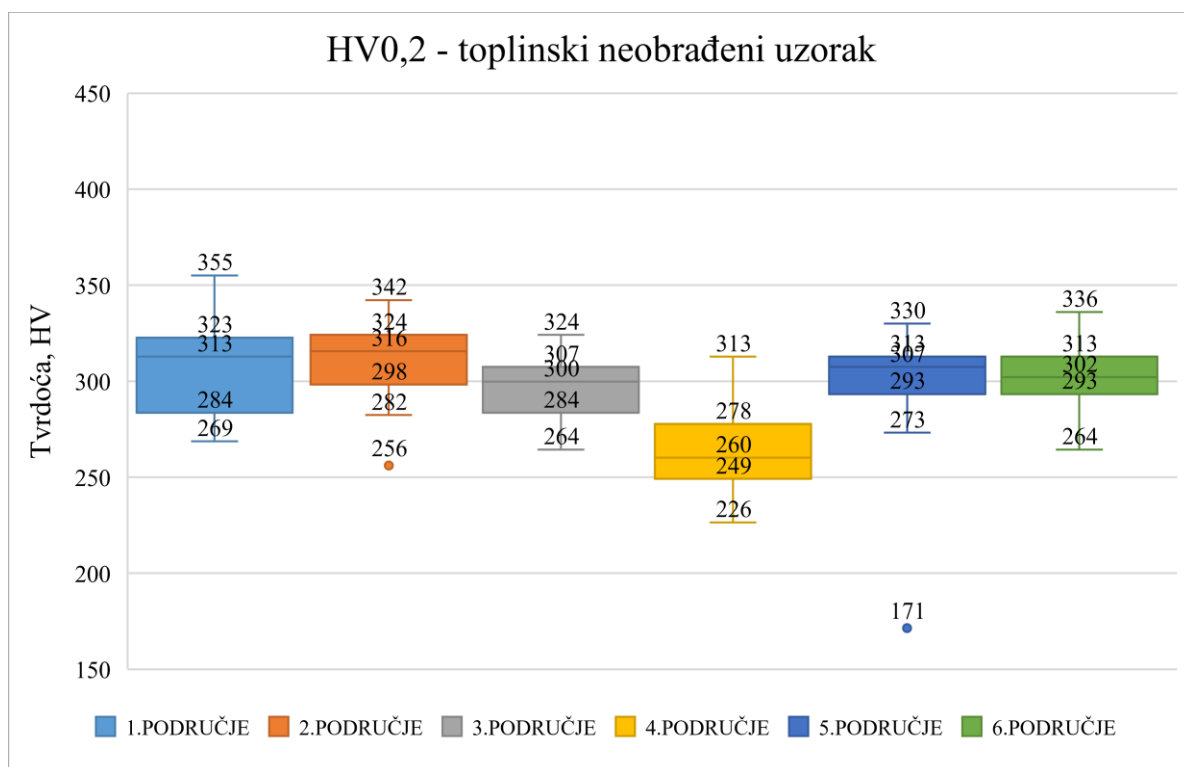
Slika 52. Utjecaj međuprolazne temperature na srednje vrijednosti mikrotvrdoće za toplinski obrađeni uzorak

Slika 53 prikazuje graf rasipanja svih izmjerenih vrijednosti mikrotvrdoća (HV0,2, HV0,1, HV0,05 i HV0,02) na toplinski obrađenom uzorku i toplinski neobrađenom uzorku. Rasipanja izmjerenih vrijednosti mikrotvrdoće povećavaju se sa smanjenjem opterećenja kod oba uzorka. Kod toplinski obrađenog uzorka više su izmjerene vrijednosti mikrotvrdoće, a i rasipanja su veća za sva primijenjena opterećenja. Povećanje udjela austenita i smanjenje udjela ferita, a osobito izlučivanje sigma-faze u mikrostrukturi žarenog uzorka rezultira većim rasipanjem vrijednosti tvrdoće. Vrijednosti tvrdoće sigma-faze puno više od ferita i austenita te mogu dosegnuti vrijednosti do 940 HV.

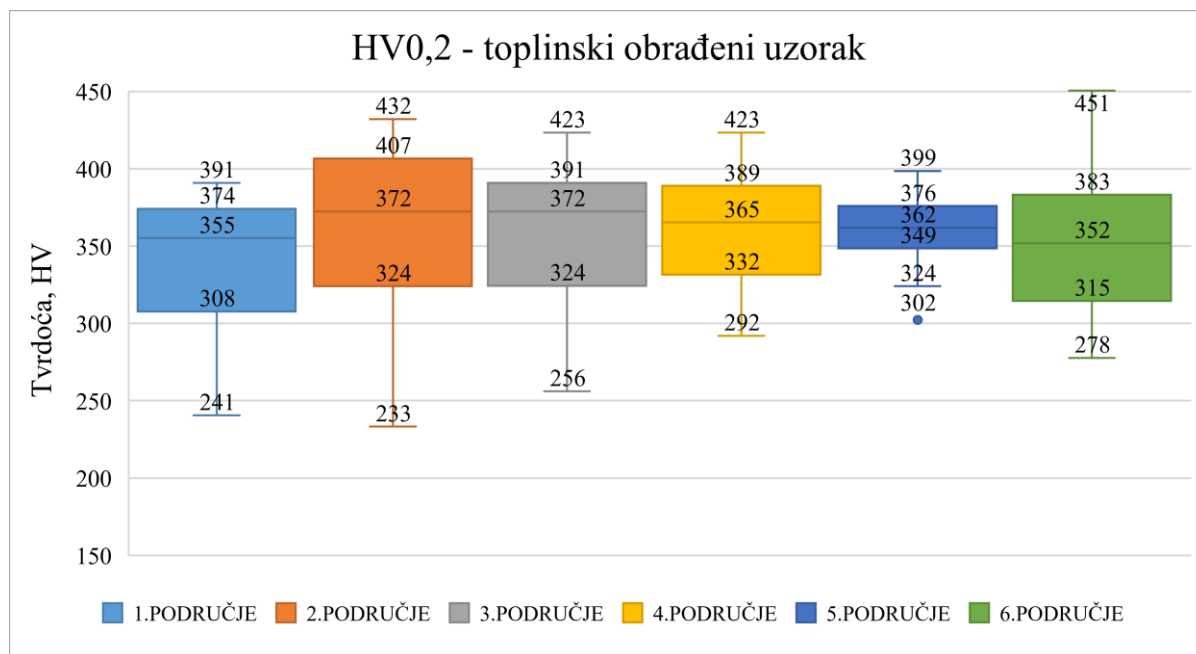


Slika 53. Rasipanje svih izmjerenih vrijednosti mikrotvrdoća za oba uzorka

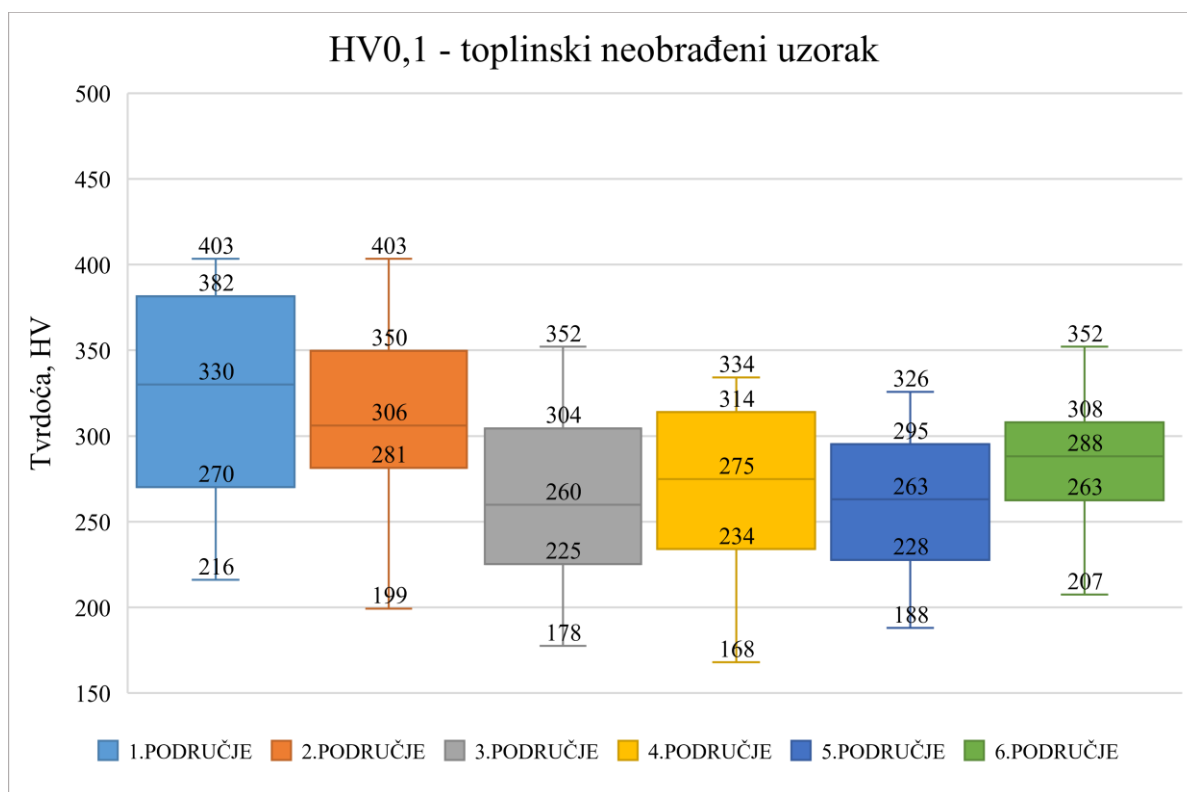
Na grafovima na slikama 54, 55, 56, 57, 58, 59, 60 i 61 prikazana su rasipanja vrijednosti mikrotvrdoće na oba uzorka, na svih šest područja, za različite vrijednosti opterećenja (HV0,02, HV0,05, HV0,1 i HV0,2).



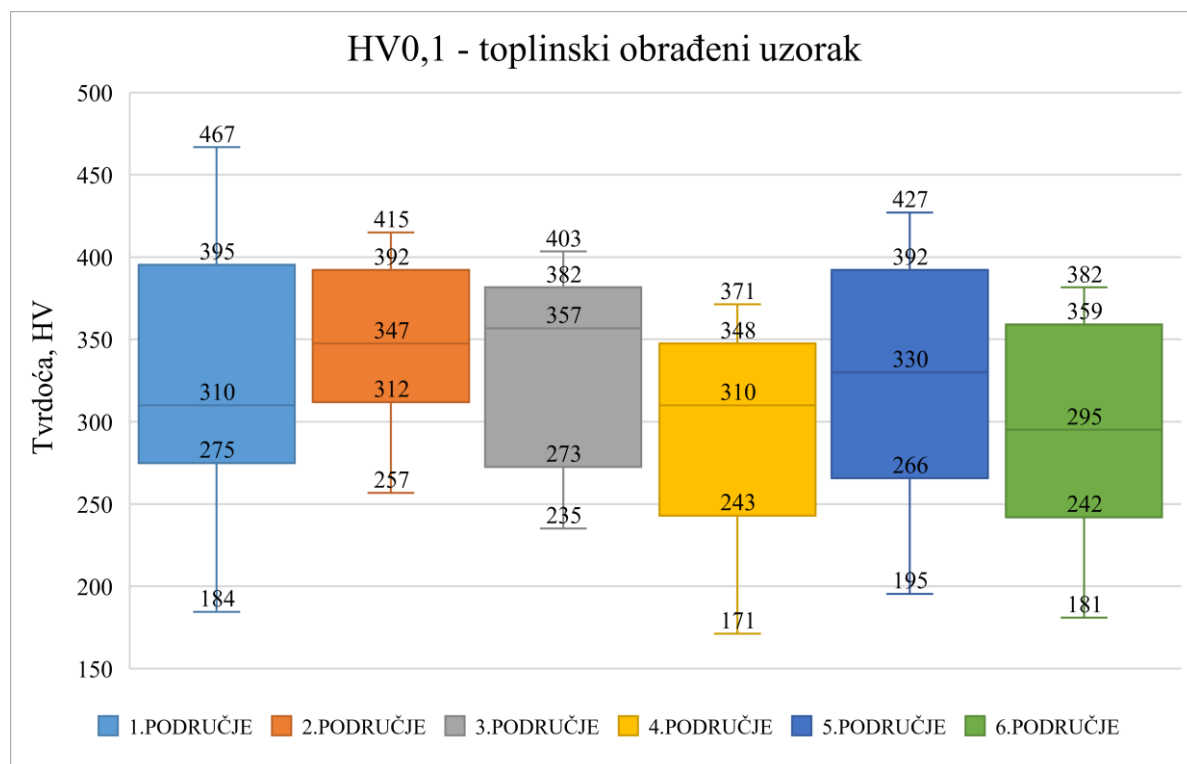
Slika 54. Rasipanja izmjerenih vrijednosti mikrotvrdoće HV0,2 za toplinski neobrađeni uzorak



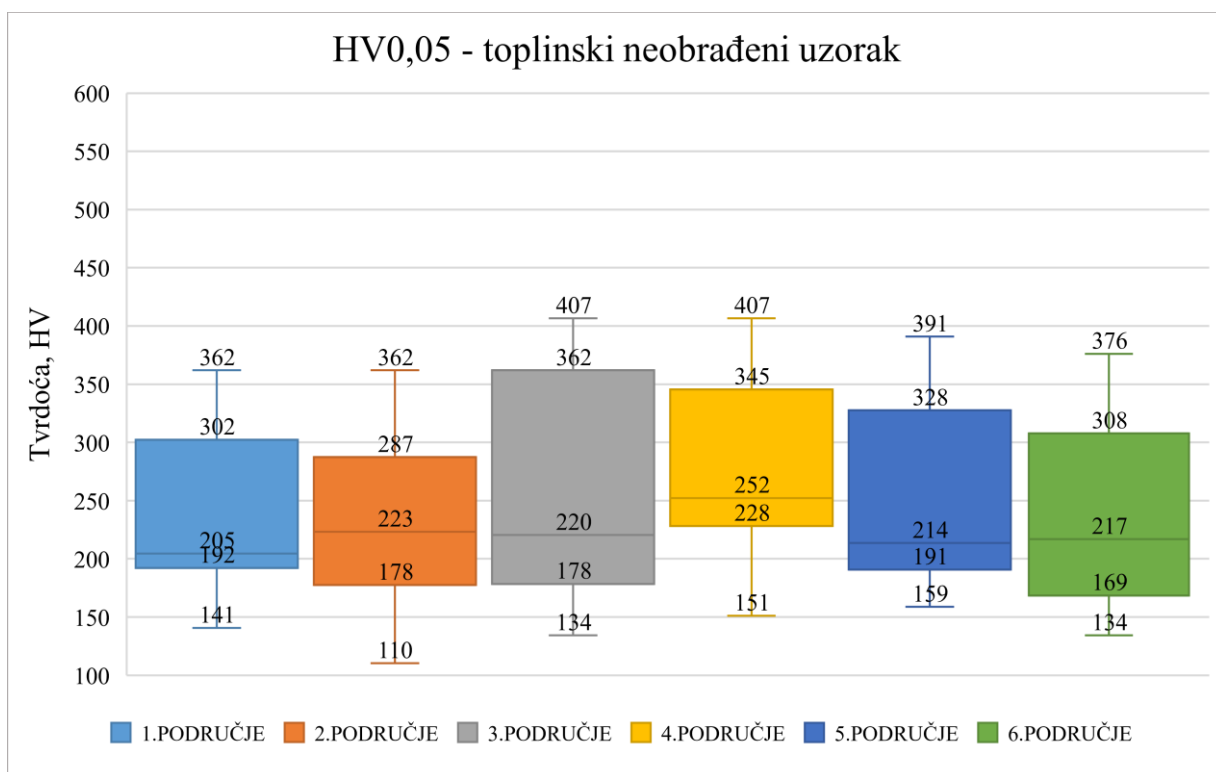
Slika 55. Rasipanja izmjerenih vrijednosti mikrotvrdoće HV0,2 za toplinski obrađeni uzorak



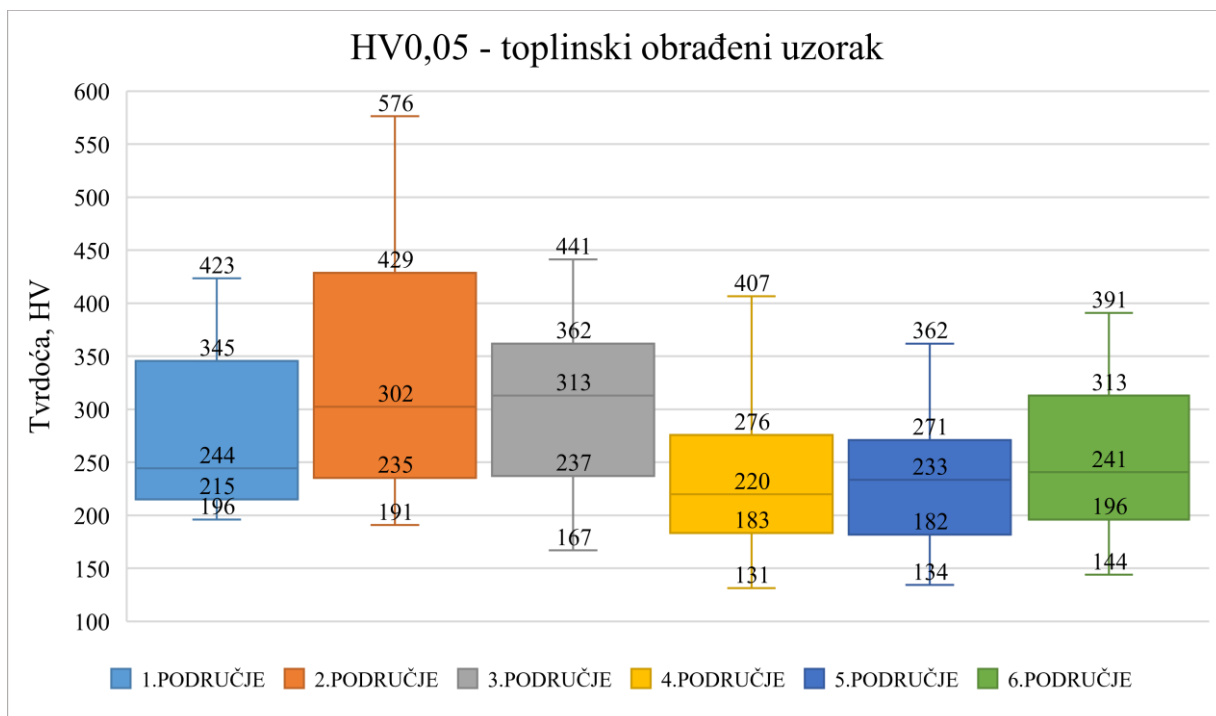
Slika 56. Rasipanja izmjerenih vrijednosti mikrotvrdoće HV0,1 za toplinski neobrađeni uzorak



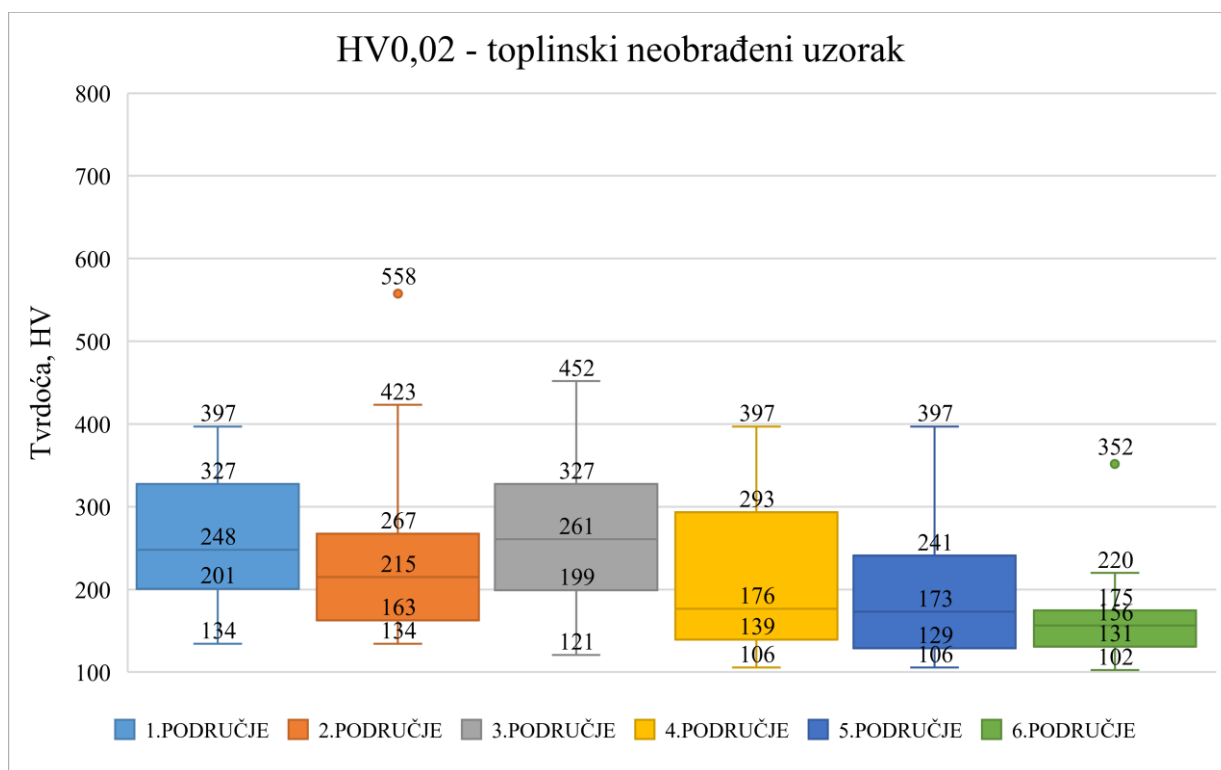
Slika 57. Rasipanja izmjerenih vrijednosti mikrotvrdoće HV0,1 za toplinski obrađeni uzorak



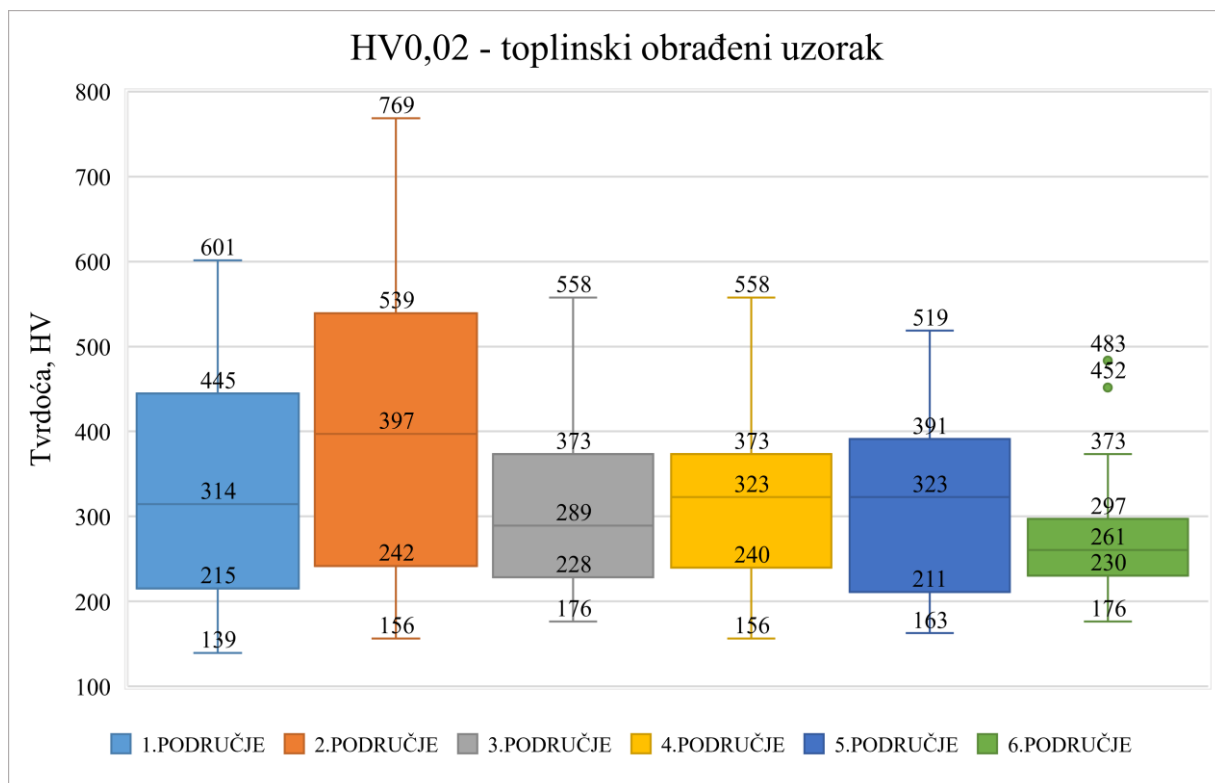
Slika 58. Rasipanja izmjerenih vrijednosti mikrotvrdoće HV0,05 za toplinski neobrađeni uzorak



Slika 59. Rasipanja izmjerenih vrijednosti mikrotvrdoće HV0,05 za toplinski obrađeni uzorak



Slika 60. Rasipanja izmjerenih vrijednosti mikrotvrdoće HV0,02 za toplinski neobrađeni uzorak



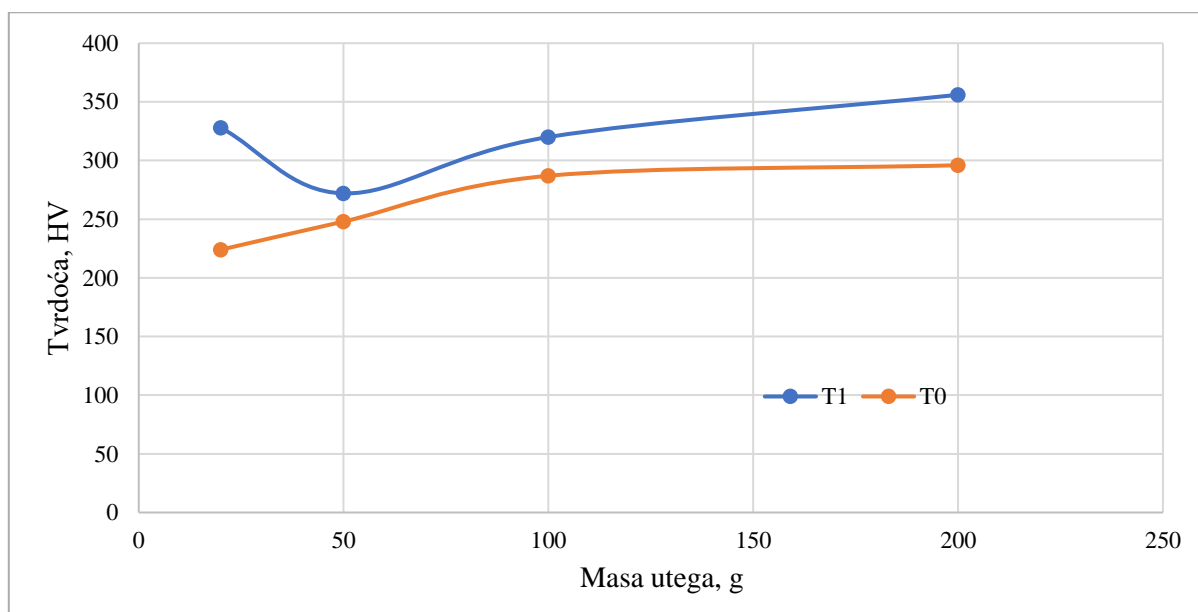
Slika 61. Rasipanja izmjerenih vrijednosti mikrotvrdoće HV0,02 za toplinski obrađeni uzorak

6.3. Utjecaj opterećenja na mikrotvrdoću

Na dijagramu na slici 62 prikazan je utjecaj opterećenja na srednje vrijednosti mikrotvrdoće za toplinski obrađeni i neobrađeni uzorak.

Kod toplinski neobrađenog uzorka (T0) s povećanjem opterećenja dolazi do povećanja tvrdoće, što se naziva obrnutim utjecajem opterećenja na tvrdoću (engl. *Reverse indentation size effect – RISE*).

Kod toplinski obrađenog uzorka povećanjem opterećenja s HV0,02 na HV0,05 izmjerena tvrdoća se smanjuje što se definira kao normalan utjecaj opterećenja na tvrdoću. Daljnjim povećanjem opterećenja mijenja se trend i tvrdoća raste. Ovakvo ponašanje vjerojatno je posljedica formiranja krhkih i tvrdih mikrostrukturnih faza tijekom žarenja, prije svega sigma-faze. Kako su nakupine sigma-faze vrlo sitne, njihov utjecaj na tvrdoću evidentan je samo pri vrlo niskim opterećenjima.



Slika 62. Utjecaj opterećenja na vrijednosti mikrotvrdoće za toplinski obrađeni i neobrađeni uzorak

7. ZAKLJUČAK

Na temelju rezultata dobivenih pri analizi mikrostrukture i mjerenju mikrotvrdoće može se zaključiti da je karakterizacija materijala prikladna metoda za određivanje kvalitete dupleks nehrđajućeg čelika dobivenog aditivnom proizvodnjom električnim lukom i žicom:

- Mikrostruktura navarenog zida dupleks čelika sastoji se od ferita i austenita. Moguće je da su u mikrostrukturi izlučene još neke nepoželjne faze, ali one na svjetlosnom mikroskopu nisu vidljive. Omjer ferita i austenita nadilazi omjer od 60:40 koji je dopušten za dupleks čelike.
- Izmjerene vrijednosti tvrdoće ovise o primijenjenom opterećenju i povećavaju se s povećanjem opterećenja od 224 HV_{0,02} do 296 HV_{0,2}.
- Rasipanja izmjerenih vrijednosti mikrotvrdoće su relativno velika i povećavaju se sa smanjenjem opterećenja. Pri malom broju mjerenja dobiveni su rezultati koji znatno nadilaze uobičajene vrijednosti mikrotvrdoće austenitne i feritne faze.
- Međuprolazna temperatura nema jasno izražen utjecaj na vrijednosti mikrotvrdoće. Jedino je kod mikrotvrdoće pri najmanjem opterećenju HV_{0,02} uočen pad tvrdoće s porastom međuprolazne temperature.

Žarenje dupleks čelika, dobivenog aditivnom proizvodnjom, na 800 °C u trajanju od jednog sata utjecalo je na sljedeće:

- U mikrostrukturi navarenog zida dupleks čelika izlučila se tvrda i krhka sigma-faza u količini od 9 do 12 %, a istodobno se smanjio udio ferita i povećao udio austenita.
- Navedene mikrostrukturne promjene utjecale su na povećanje srednjih vrijednosti mikrotvrdoće za sva primijenjena opterećenja, a najveći prirast uočen je pri najmanjem opterećenju HV_{0,02}.
- Rasipanja rezultata pri mjerenju mikrotvrdoće su se povećala i veća su što je opterećenje pri mjerenju tvrdoće manje.
- Međuprolazne temperature ne utječu na vrijednosti mikrotvrdoće HV_{0,2}, a njihov utjecaj na vrijednosti za niža opterećenja (HV_{0,1}, HV_{0,05} i HV_{0,02}) nije jasno izražen.

LITERATURA

- [1] V. Rede: *Nehrđajući čelici*, Fakultet strojarstva i brodogradnje, Zagreb, 2017.
- [2] Mohamed Ismail Mahmoud Bassiouni: *Evaluation of the Microstructure and Localized Corrosion Behaviour of AISI 2507 Super Duplex Stainless Steel Welds*, School of Civil, Environmental & Chemical Engineering RMIT University, March, 2012.
- [3] Rostfritt i Sverige [Internet]. Dostupno na: <https://www.rostfrittisverige.se/1936-2/>, Pristupljeno: 14.02.2022.
- [4] Gunn N R, *Duplex Stainless Steels*. Cambridge: Abington Publishing; 1997.
- [5] Titan metal fabricators [Internet]. Dostupno na: <https://www.titanmf.com/alloys/applications-of-duplex-stainless-steel/>, Pristupljeno: 14.02.2022.
- [6] Rede V. Utjecaj mikrostrukture zavara dupleks čelika na otpornost prema trošenju [doktorski rad]. Zagreb: Fakultet strojarstva i brodogradnje; 2004.
- [7] Alvarez-Armas, I., Degallaix-Moreuil, S.: *Duplex stainless steels*, ISTE Ltd, John Wiley & Sons, Inc.
- [8] Halužan, I.: Utjecaj mikrostrukturnih promjena na tribološka svojstva nehrđajućeg dupleks čeličnog lijeva, završni rad, Fakultet strojarstva i brodogradnje, Zagreb, 2020.
- [9] aditivna proizvodnja. Hrvatska enciklopedija, mrežno izdanje. Leksikografski zavod Miroslav Krleža, 2021. Dostupno na: <https://www.enciklopedija.hr/natuknica.aspx?id=69979>, Pristupljeno: 23.02.2022.
- [10] Pilipovic A. Aditivna proizvodnja. *Polimeri*. 2012.;33/3–4, str. 135–136.
- [11] Knezović N, Topić A, Garašić I, Jurić I. Application of wire and arc additive manufacturing for fabrication of duplex stainless steel product. *Ann DAAAM Proc Int DAAAM Symp*. 2019.;30(1):0599–604. doi: 10.2507/30th.daaam.proceedings.081
- [12] https://www.researchgate.net/figure/Illustration-of-the-WAAM-process_fig1_323567305, Pristupljeno: 24.02.2022.
- [13] WAAM3D [Internet]. Dostupno na: https://waam3d.com/case_studies/case_landing-gear-rib, Pristupljeno: 03.03.2022.
- [14] Jurić I., Garašić I., Kožuh Z., Eržišnik J., Udbinac D. Primjena dupleks čelika za aditivnu proizvodnju električnim lukom i žicom. *Zavarivanje i zavarene konstrukcije*. 2019.;64(3):113–9. doi: 10.5937/zzk1903113j
- [15] MX3D [Internet]. Dostupno na: <https://mx3d.com/industries/design/arc-alu-bike-ii/>, Pristupljeno: 28.02.2022.

- [16] Klobučar M. Teorijske i praktične osnove MIG/MAG postupka zavarivanja [završni rad]. Varaždin: Sveučilište Sjever; 2016.
- [17] Udbinac D. Primjena dupleks čelika za aditivnu proizvodnju električnim lukom i žicom [diplomski rad]. Zagreb: Fakultet strojarstva i brodogradnje; 2017.
- [18] Garašić I., Kožuh Z. Postupci spajanja [autorizirana predavanja]. Zagreb: Fakultet strojarstva i brodogradnje; 2018.
- [19] Jafari D., Vaneker T. H. J., Gibson I. Wire and arc additive manufacturing: Opportunities and challenges to control the quality and accuracy of manufactured parts. *Materials and Design*. 2021.;202, 109471. doi: 10.1016/j.matdes.2021.109471
- [20] Ilić D.: Optimizacija prijenosa metala za aditivnu proizvodnju električnim lukom i žicom, Diplomski rad, Fakultet strojarstva i brodogradnje, Zagreb, 2016.
- [21] Hejripour F., Binesh F., Hebel M., Daryush K. A. Thermal modeling and characterization of wire arc additive manufactured duplex stainless steel. *Journal of Materials Processing Technology*. 2019.;272;58-71. doi: 10.1016/j.jmatprotec.2019.05.003
- [22] Nikam P. P., Arun D., Ramkumar K. D., Sivashanmugam N. Microstructure characterization and tensile properties of CMT-based wire plus arc additive manufactured ER2594. *Materials Characterization*. 2020. doi: 10.1016/j.matchar.2020.110671
- [23] Lervåg M., Sørensen C., Robertstad A., M. Brønstad B. M., Nyhus B., Eriksson M., Aune R., Ren X., M. Akselsen O. M., Bunaziv I. Additive Manufacturing with Superduplex Stainless Steel Wire by CMT Process. *Metals*. 2020. doi: 10.3390/met.10020272
- [24] Chen X., Li J., Huang Z., Wang H., Cheng X., He B. Microstructure and mechanical properties of the austenitic stainless steel 316L fabricated by gas metal arc additive manufacturing. *Materials Science and Engineering A*. 2017. doi: 10.1016/j.msea.2017.05.024
- [25] tvrdoća. Hrvatska enciklopedija, mrežno izdanje. Leksikografski zavod Miroslav Krleža, 2021. Dostupno na: <http://www.enciklopedija.hr/Natuknica.aspx?ID=62873>, Pristupljeno: 14. 3. 2022.
- [26] Alar Ž. Analiza utjecajnih faktora na mjernu nesigurnost etalonskog tvrdomjera [doktorski rad]. Zagreb: Fakultet strojarstva i brodogradnje; 2008.
- [27] Kraut, B., Strojarski priručnik, Tehnička knjiga, Zagreb, 1992.