

Utjecaj toplinske obrade kod aditivne proizvodnje električnim lukom i žicom na mehanička svojstva dupleks čelika

Crneković, Karlo

Master's thesis / Diplomski rad

2021

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:235:588376>

Rights / Prava: [Attribution 4.0 International](#)/[Imenovanje 4.0 međunarodna](#)

Download date / Datum preuzimanja: **2025-03-31**

Repository / Repozitorij:

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



SVEUČILIŠTE U ZAGREBU
FAKULTET STROJARSTVA I BRODOGRADNJE

DIPLOMSKI RAD

Karlo Crneković

Zagreb, 2021.

SVEUČILIŠTE U ZAGREBU
FAKULTET STROJARSTVA I BRODOGRADNJE

DIPLOMSKI RAD

Mentor:

Izv. prof. dr. sc. Ivica Garašić

Student:

Karlo Crneković

Zagreb, 2021.

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

Zahvaljujem mentoru izv. prof. dr. sc. Ivici Garašiću na ukazanom povjerenju i stručnom vođenju kroz izradu diplomskog rada.

Posebno se zahvaljujem asistentu Ivanu Juriću, mag. ing. mech. na velikom razumijevanju, strpljenju i pomoći u svim segmentima izrade ovog rada.

Također zahvaljujem se svom osoblju raznih laboratorija na pomoći tijekom izrade rada.

Posebno se zahvaljujem svojim roditeljima Jasni i Ivici na pruženoj podršci tijekom cjelokupnog obrazovanja.

Karlo Crneković



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:	602-04/21-6/1
Ur. broj: 15-1703-21	

DIPLOMSKI ZADATAK

Student: **KARLO CRNEKOVIĆ** Mat. br.: 0035201161

Naslov rada na hrvatskom jeziku: **Utjecaj toplinske obrade kod aditivne proizvodnje električnim lukom i žicom na mehanička svojstva dupleks čelika**

Naslov rada na engleskom jeziku: **Influence of heat treatment at wire and arc additive manufacturing on mechanical properties of duplex steel**

Opis zadatka:

U teorijskom dijelu potrebno je analizirati postupak aditivne proizvodnje električnim lukom i žicom te navesti prednosti i nedostatke s posebnim naglaskom na anizotropnost mehaničkih svojstava. Opisati gradacije dupleks čelika te dati osvrt na kemijski sastav i mikrostrukturu. Prema primjerima iz literature objasniti utjecaj toplinske obrade i kvantificirati načelne režime za dupleks čelike.

U eksperimentalnom dijelu rada na uzorcima od dupleks čelika izrađenim aditivnom proizvodnjom električnim lukom i žicom analizirati kemijski sastav i mikrostrukturu. Izraditi epruvete za statički vlačni pokus te ispitati čvrstoću uzdužno i poprečno na smjer polaganja slojeva. Također, definirati optimalnu toplinsku obradu i naknadno provesti analizu mikrostrukture i mehaničkih svojstava na toplinski obrađenim uzorcima. Zaključno, utvrditi utjecaj režima toplinske obrade na anizotropnost mehaničkih svojstava proizvoda od dupleks čelika izrađenog aditivnom proizvodnjom električnim lukom i žicom te moguću primjenu u industrijskoj praksi.

U radu je potrebno navesti korištenu literaturu i eventualno dobivenu pomoć.

Zadatak zadan:
30. rujna 2021.

Rok predaje rada:
2. prosinca 2021.

Predviđeni datum obrane:
13. prosinca do 17. prosinca 2021.

Zadatak zadao:

prof. dr. sc. Ivica Garašić

Predsjednica Povjerenstva:

prof. dr. sc. Biserka Runje

SADRŽAJ

1. UVOD.....	1
2. ADITIVNA PROIZVODNJA	2
2.1. Aditivna proizvodnja metalnih dijelova.....	4
3. ADITIVNA PROIZVODNJA ELEKTRIČNIM LUKOM I ŽICOM- WAAM.....	7
3.1. Materijali korišteni kod WAAM postupka	10
3.2. Čelici kod WAAM postupka.....	10
3.3. Prednosti i nedostaci WAAM postupka.....	11
3.4. Anizotropnost mehaničkih svojstava kod WAAM postupka.....	12
4. DUPLEKS ČELICI	19
4.1. Povijest razvoja dupleks čelika	19
4.2. Mikrostruktura dupleks čelika	20
4.2.1. Legirni elementi i njihov utjecaj	21
4.2.2. Intermetalne faze dupleks čelika	23
4.2.2.1. Sigma faza.....	23
4.2.2.2. Chi faza	24
4.2.2.3. Kromovi nitridi	25
4.2.2.4. Alfa prim faza	25
4.2.2.5. Preostale intermetalne faze dupleks čelika	26
4.3. Toplinska obrada dupleks čelika.....	26
4.4. Svojstva dupleks čelika 2205	31
4.4.1. Mehanička svojstva.....	31
4.4.2. Korozijska postojanost.....	33
4.5. Primjena dupleks čelika	33
5. EKSPERIMENTALNI DIO	34
5.1. Plan eksperimenta	35
5.2. Priprema uzoraka	36
5.3. Mjerenje kemijskog sastava	38
5.4. Mjerenje tvrdoće i mikrotvrdoće.....	43
5.5. Mikrostruktura	51
5.6. Statički vlačni pokus	53
5.6.1. Priprema uzoraka od prethodno izrađenog zida.....	53
5.6.2. Izrada zida i novih testnih uzoraka	56
5.6.2.1. Rezultati	63
5.7. Analiza rezultata.	67
5.7.1. Analiza kemijskog sastava	67
5.7.2. Analiza tvrdoće i mikrotvrdoće.....	70
5.7.3. Analiza mikrostrukture	73
5.7.4. Analiza rezultata statičkog vlačnog pokusa	77
6. ZAKLJUČAK.....	80
7. LITERATURA	82

POPIS SLIKA

Slika 1.	Objekt: a) 3D model, b) STL datoteka [4]	3
Slika 2.	Faze aditivne proizvodnje [4].....	4
Slika 3.	Podjela postupka aditivne proizvodnje metalom [6].....	5
Slika 4.	Izrada TerranR rakete WAAM postupkom AM [9].....	6
Slika 5.	Efektivna širina zida izrađenog WAAM postupkom [12].....	7
Slika 6.	Optimizacija smjera navarivanja [14]	8
Slika 7.	Zaostala naprezanja u materijalu [14]	9
Slika 8.	Shematski prikaz procesa valjanja [15].....	9
Slika 9.	Anizotropnost titanovih legura [19]	13
Slika 10.	Anizotropnost nehrđajućih čelika [19]	14
Slika 11.	Anizotropnost čelika u horizontalnom i dijagonalnom smjeru [17].....	16
Slika 12.	Anizotropnost mehaničkih svojstava niklovi legura[24].....	17
Slika 13.	Anizotropnost tvrdoće (BD-smjer nanošenja slojeva)[24].....	18
Slika 14.	Mikrostruktura dupleks čelika[25]	20
Slika 15.	Pretvorba feritne u austenitnu fazu dodavanjem nikla i dušika[25]	22
Slika 16.	Precipitacijski dijagram dupleks čelika[25]	23
Slika 17.	Sigma faza po granicama zrna[29]	24
Slika 18.	TTT dijagram χ -faze [27]	25
Slika 19.	Računalna simulacija temperature tijekom WAAM postupka kod aluminija[14]	27
Slika 20.	Graf stvarne temperature u slojevima kod dupleks čelika[30].....	27
Slika 21.	Mikrostruktura dupleksa tijekom promjene brzine hlađenja[32]	28
Slika 22.	Dijagram promjene udjela faza s porastom temperature žarenja[29].....	30
Slika 23.	Promjena udjela faza s obzirom na a) temperaturu žarenja (2 h) i b) vrijeme držanja (1075 °C)[33].....	30
Slika 24.	Promjena mehaničkih svojstava sa promjenom temperature žarenja [34]	31
Slika 25.	Promjena mehaničkih svojstava dupleksa 2205 sa stupnjem deformacije[27]	32
Slika 26.	Dijagram tijeka eksperimenta.....	35
Slika 27.	Tračna pila korištena za rezanje zida	36
Slika 28.	Idejni plan rezanja zida.....	37
Slika 29.	Stvarni plan rezanja	37
Slika 30.	Izrezani uzorci	37
Slika 31.	Uzorak na kojem je obavljano mjerenje kemijskog sastava.....	38
Slika 32.	XRF-Olympus uređaj	38
Slika 33.	Uzorak za analizu kemijskog sastava nakon skidanja sloja materijala	39
Slika 34.	Prikaz rezultata mjerenja XRF uređajem	39
Slika 35.	Certifikat dodatnog materijala od dupleksa 2209.....	40
Slika 36.	Razrezan uzorak za mjerenje kemijskog sastava	42
Slika 37.	Uređaj za zalijevanje uzoraka u masu	43
Slika 38.	Uređaj za brušenje i poliranje uzoraka Minitch 233.....	43
Slika 39.	Uređaj za fino poliranje uzoraka	44
Slika 40.	Uzorak sa toplinske obrade (B3T).....	44
Slika 41.	Uzorci bez toplinske obrade (B3).....	44
Slika 42.	Mikrotvrdomjer PMT-3 korišten u eksperimentu	45
Slika 43.	Otisci indentora pod kutom od 45° u odnosu na smjer izrade.....	45
Slika 44.	Tvrdomjer tvrtke Reichrter.....	50

Slika 45.	Mikrostruktura nakon elektrolitičkog nagrivanja oksalnom kiselinom, povećanje 1000x (B3T)	52
Slika 46.	Mikrostruktura nakon nagrivanja u otopini HCl, povećanje 1000x (B3T)	52
Slika 47.	Jasno vidljiva granica austenita i ferita, povećanje 200x (B3).....	53
Slika 48.	Priprema zida za zavarivanje.....	54
Slika 49.	Priprema za navarivanje dodataka okomito na smjer izrade (2H)	54
Slika 50.	Priprema za navarivanje dodataka u smjeru izrade (2V)	55
Slika 51.	Radiogram epruveta za statički vlačni pokus	56
Slika 52.	Puknuće epruvete 2V na mjestu zavora.....	56
Slika 53.	Robotska stanica Almega OTC AX-V6	57
Slika 54.	Uređaj za infracrveno mjerenje temperature Fluke	58
Slika 55.	Mjerenje međuprolazne temperature sa jasno vidljivim mjestima mjerenja visine zida	58
Slika 56.	Završeni izgled zida.....	60
Slika 57.	Poroznost u gornjim slojevima.....	60
Slika 58.	Radiogram zida.....	61
Slika 59.	Tehnički crtež epruvete prema ASTM E8 normi	61
Slika 60.	Pozicioniranje epruveta u CAD alatu	62
Slika 61.	Izrezane epruvete.....	62
Slika 62.	Kidalice MESSPHYSIK BETA 50-5 sa optičkim ekstenziometrom.....	63
Slika 63.	Epruveta sa markerima	64
Slika 64.	Navarivanje na mjestu prijeloma (H2)	65
Slika 65.	Pora u mjestu prijeloma (V2T).....	65
Slika 66.	Vidljivo nastajanje vrata na epruveti.....	66
Slika 67.	Mjesta puknuća na epruvetama od prethodno izrađenog zida	66
Slika 68.	Duktilni lom vidljiv na mjestu prijeloma epruvete 4	67
Slika 69.	Dijagram masenog udjela kroma.....	67
Slika 70.	Dijagram masenog udjela mangana	68
Slika 71.	Dijagram masenog udjela molibdena	68
Slika 72.	Dijagram masenog udjela nikla	69
Slika 73.	Dijagram masenog udjela silicija	69
Slika 74.	Dijagram masenog udjela vanadija	70
Slika 75.	Dijagram rasipanja s promjenom opterećenja	71
Slika 76.	Prikaz referentnih smjerova mjerenja mikrotvrdoće	71
Slika 77.	Dijagram mikrotvrdoće s obzirom na smjer ispitivanja	72
Slika 78.	Dijagram izmjerene tvrdoće u smjeru izrade	72
Slika 79.	Dijagram izmjerene tvrdoće u smjeru nanošenja slojeva.....	73
Slika 80.	Mikrostruktura prije homogenizacijskog žarenja, povećanje 200x.....	74
Slika 81.	Mikrostruktura nakon homogenizacijskog žarenja, povećanje 200x	74
Slika 82.	Vidljivi uključci kod toplinski obrađenog uzorka, povećanje 1000x.....	74
Slika 83.	Vidljivi uključci kod toplinski neobrađenog uzorka, povećanje 1000x.....	75
Slika 84.	Originalna slika korištena za izračun udjela ferita, povećanje 200x (B3).....	75
Slika 85.	Računalno dorađena slika korištena za izračun udjela ferita, bez toplinske obrade, povećanje 200x (B3)	76
Slika 86.	Računalno dorađena slika korištena za izračun udjela ferita, nakon toplinske obrade, povećanje 200x (B3T)	76
Slika 87.	Dijagram omjera ferita i austenita prije i nakon toplinske obrade, u postocima... ..	77
Slika 88.	Usporedba vlačne čvrstoće i granice razvlačenja između uzoraka	78
Slika 89.	Usporedba istezljivosti pri vlačnoj čvrstoći	78
Slika 90.	Dijagram naprezanja i istezanja za uzorak V2T.....	79

Slika 91. Dijagram naprezanja i istezanja za uzorak 4 79

POPIS TABLICA

Tablica 1. Najzastupljeniji materijali kod WAAM postupka [10]	10
Tablica 2. Cijene žice odabranih materijala [15]	10
Tablica 3. Mehanička svojstva referentnih materijala [20]–[23]	15
Tablica 4. Važne temperaturne točke za dupleks čelik 2205 [25].....	26
Tablica 5. Promjena tvrdoće s obzirom na brzinu hlađenja[32].....	29
Tablica 6. Vlačne čvrstoće austenita i ferita[35]	31
Tablica 7. Mehanička svojstva dupleks čelika [25], [27].....	32
Tablica 8. Kemijski sastav površine	41
Tablica 9. Kemijski sastav na dubini od 1 mm	41
Tablica 10. Kemijski sastav na dubini od 2 mm	42
Tablica 11. Kemijski sastav na dubini od 3 mm	42
Tablica 12. Rezultati mjerenja za opterećenje od 50 g (B3)	46
Tablica 13. Rezultati mjerenja za opterećenje od 100 g (B3)	46
Tablica 14. Rezultati mjerenja za opterećenje od 200 g (B3)	47
Tablica 15. Rezultati mjerenja okomito na smjer izrade bez toplinske obrade (B3)	47
Tablica 16. Rezultati mjerenja u smjeru smjeru izrade bez toplinske obrade (B3).....	48
Tablica 17. Rezultati mjerenja pod 45° bez toplinske obrade (B3).....	48
Tablica 18. Rezultati mjerenja okomito na smjer izrade nakon toplinske obrade (B3T).....	49
Tablica 19. Rezultati mjerenja u smjeru smjeru izrade nakon toplinske obrade (B3T).....	49
Tablica 20. Rezultati mjerenja pod 45° nakon toplinske obrade (B3T).....	50
Tablica 21. Tvrdoća uzorka nakon toplinske obrade (B3)	51
Tablica 22. Tvrdoća uzorka bez toplinske obrade (B3T).....	51
Tablica 23. Parametri RTG snimanja	55
Tablica 24. Karakteristike izvora za zavarivanje Daihen DP-400	57
Tablica 25. Parametri zavarivanja za izradu zida	58
Tablica 26. Prikaz rasta visine zida	59
Tablica 27. Parametri RTG snimanja	61
Tablica 28. Izmjere glavnih parametara epruvete	63
Tablica 29. Rezultati vlačnog pokusa.....	64
Tablica 30. Udio ferita prije i nakon toplinske obrade.....	77

POPIS OZNAKA

Oznaka	Mjerna jedinica	Opis oznake
A	%	konačna istezljivost
R_m	MPa	vlačna čvrstoća
$R_{p0,2}$	MPa	konvencionalan granica razvlačenja
S_o	mm ²	površina poprečnog presjeka uzorka
ε	mm/mm	istezanje
F	N	primijenjena sila
F_m	N	maksimalna sila
HV	-	tvrdća prema Vickersu
l_o	mm	početna duljina uzorka
l_u	mm	konačna duljina uzorka
A_{gt}	%	istezljivost kod vlačne čvrstoće
E	GPa	modul elastičnosti

POPIS KRATICA

Kratika	Opis
AM	<i>Additive Manufacturing</i> -aditivna proizvodnja
SLM	<i>Selective Laser Melting</i> -selektivno lasersko srašćivanje
WAAM	<i>Wire + Arc Additive Manufacturing</i> - aditivna proizvodnja električnim lukom i žicom
DSS	<i>Duplex Stainless Steel</i> -dupleks nehrđajući čelik
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i> - Američko društvo za testiranje i materijale
RP	<i>Rapid Prototyping</i> -brza proizvodnja prototipa
RT	<i>Rapid Tooling</i> - brza proizvodnja kalupa
RM	<i>Rapid Manufacturing</i> -brza proizvodnja
CAD	<i>Computer Aided Design</i> -računalno potpomognuto oblikovanje
STL	<i>Standard Tessellation Language</i> - vrsta datoteke
AMF	<i>Additive Manufacturing file</i> - vrsta datoteke
3MF	<i>3D Manufacturing File</i> - vrsta datoteke
FDM	<i>Fused Deposition Modeling</i>
BTF	<i>Build-to-Fly</i> - omjer mase sirovca i gotovog proizvoda
MIG/MAG	<i>Metal Inert Gas / Metal Active Gas</i>
TIG	<i>Tungsten Inert Gas</i>
RS	<i>Residual Stress</i> - zaostala naprezanja
CMT	<i>Cold Metal Transfer</i>
CNC	<i>Computer Numerical Control</i> -računalno numeričko upravljanje
Ti	titan
BD	<i>Build Direction</i> -smjer izrade
ZUT	zona utjecaja topline
PREN	<i>Pitting Resistance Equivalent Number</i> -brojčano izražena otpornost materijala rupičastoj koroziji
Cr	krom
Mo	molibden
W	volfram
N	dušik
BCC	<i>Body Centered Cubic</i> -prostorno centrirana kubična
FCC	<i>Face Centered Cubic</i> -plošno centrirana kubična
TTT	<i>Time Temperature Transformation</i>
TÜV	<i>Technischer Überwachungsverein</i> -tehničko udruženje za kontrolu
Mn	mangan
Ni	nikal
Si	silicij

V	vanadij
B3T	uzorak sa bokocrtom na dubini 3 mm od površine nakon toplinske obrade
B3	uzorak sa bokocrtom na dubini 3 mm od površine
T	tlocrt zida
N	nacrt zida
B	bokocrt zida
HCl	klorovodična kiselina
ISO	<i>International organization for standardization</i> – Međunarodna organizacija za standardizaciju
2V	oznaka uzorka od prethodno izrađenog zida u smjeru izrade
2H	oznaka uzorka od prethodno izrađenog zida okomito smjeru izrade
Ar	argon
RTG	radiografsko ispitivanje

SAŽETAK

Ovaj diplomski rad sastoji se od dva dijela , teorijskog i eksperimentalnog.

U teorijskom dijelu rada opisana je aditivna proizvodnja u poseban naglasak na aditivnu proizvodnju električnim lukom i žicom. Posebna pažnja dana je anizotropnosti materijala nakon aditivne proizvodnje, kao i toplinskoj obradi kao metodi smanjenja anizotropnosti. Zbog kompleksnosti dupleks strukture opisan je utjecaj pojedinih legirnih elemenata na mikrostrukturu dupleksa te su opisana svojstva dupleksa 2205.

U eksperimentalnom dijelu rada izrađen je jedan novi zid WAAM postupkom te je korišten i prethodno izrađen zid. Na dijelu uzorka iz prethodno izrađenog zida obavljena su ispitivanja kemijskog sastava po poprečnom presjeku, dok je ostatak uzorka većinom korišten za statički vlačni pokus i ispitivanje tvrdoće. Dio uzorka bio je podvrgnut toplinskoj obradi kako bi se vidjeli utjecaji iste na mikrostrukturu i mehanička svojstva. Novi zid je služio samo za izradu epruveta za statički vlačni pokus te je isto tako dio epruveta podvrgnut toplinskoj obradi. Statički vlačni pokus proveden je u smjeru izrade zida i okomito na smjer izrade

Ključne riječi: WAAM, dupleks, anizotropnost, toplinska obrada, mehanička svojstva

SUMMARY

This master thesis consists of two parts, theoretical and experimental

The theoretical part of the thesis describes additive manufacturing with special emphasis on Wire + Arc Additive Manufacturing. Special attention is given to the anisotropy of the material after additive production, as well as heat treatment as a method of reducing anisotropy. Due to the complexity of the duplex structure, the influence of individual alloying elements on the microstructure of the duplex is described. Properties of duplex 2205 are described as well.

In the experimental part of the thesis, a new wall was made using the WAAM, there was also made use of the previously created wall. Part of the samples from the previously made wall was used for testing chemical composition over the cross-section of the wall. The rest of the samples were mostly used for static tensile testing and hardness testing. Part of the samples, half of them, was subjected to heat treatment to see the effect on the microstructure and mechanical properties. The new wall was used only to make tensile test specimens, part of the specimens was subjected to heat treatment. Static tensile testing was carried out in the build direction of the wall and perpendicular to the build direction.

Key words: WAAM, duplex, anisotropy, heat treatment, mechanical properties

1. UVOD

Od samih početaka aditivne proizvodnje uočen je veliki potencijal iste. Kao i kod većine novih tehnologija u početku je zastupljenost aditivne proizvodnje bila vrlo niska, no tijekom godina udio aditivne proizvodnje značajno raste, kako u profesionalnoj primjeni tako i u amaterskoj. Tijekom zadnjih godina 3D printeri koji koriste većinom polimerne materijale, postali su lako dostupni široj javnosti. Naravno aditivna proizvodnja ne koristi samo polimerne materijale već i beton, ali i metale. Danas jako zanimljivo područje aditivne proizvodnje je upravo aditivna proizvodnja metalnih dijelova. Kod AM vezanim uz metale najčešće se govori o SLM i WAAM (Aditivna proizvodnja električnim lukom i žicom) postupcima proizvodnje. Svaka od tih metoda ima svoje prednosti i nedostatke koje je bitno upoznati prije odabira postupka. Kao što nije moguće koristiti svaki polimer za AM tako nije moguće koristiti ni sve metale. Zbog velikog interesa avioindustrije za WAAM postupak izrade i odabir, ali i razvoj novih metalnih legura, za AM se kreće u tom smjeru. Tako je korištenje titanovih i aluminijskih legura, kao i pojedinih čelika uvelike zastupljeno. Kod izrade dijelova WAAM postupkom vrlo su zanimljivi dupleks nehrđajući čelici (*engl. Duplex Stainless Steel, DSS*). Zbog kemijske kompozicije, proizvodnja dupleksa (DSS) pomoću WAAM metode predstavlja mnoge izazove, ponajviše zbog slabe mogućnosti kontrole same krivulje hlađenja materijala, ali i zbog opetovanih toplinskih režima kojima se materijal podlaže tijekom postupka.

2. ADITIVNA PROIZVODNJA

Kao što i samo ime aditivna proizvodnja (AM) govori, izrada objekata ostvaruje se dodavanjem materijala u obliku slojeva kako bi se dobio stvarni objekt jednak računalnom 3D modelu. Upravo zbog načina izrade aditivna proizvodnja otvara vrata mnogim novim i kreativnim rješenjima koja do sada nisu bila izvediva zbog velike kompleksnosti. Zbog velike dostupnosti na tržištu AM nije metoda proizvodnje koja je dostupna isključivo inženjerima, arhitektima, dizajnerima i slično, već i širokoj javnosti te kreativcima i „*makerima*“. Zbog velike širine palete materijala koje je moguće koristiti, kao i težnje samoodrživosti i sve boljoj upotrebi resursa, upravo se aditivna proizvodnja nameće kao glavno rješenje u pojedinim industrijama, pa čak i u građevinarstvu. Kao i kod proizvodnje odvajanjem čestica na strojevima i kod aditivne proizvodnje koristi se G-kod za davanje instrukcija te se samim time otvara mogućnost još značajnije automatizacije proizvodnje, čime bi se povećala produktivnost, kvaliteta, ali i uvjeti rada kao i nedostatak kvalificirane radne snage. Osim same automatizacije AM je pogodan za robotizaciju pa se tako značajno proširuju mogućnosti izrade. [1]

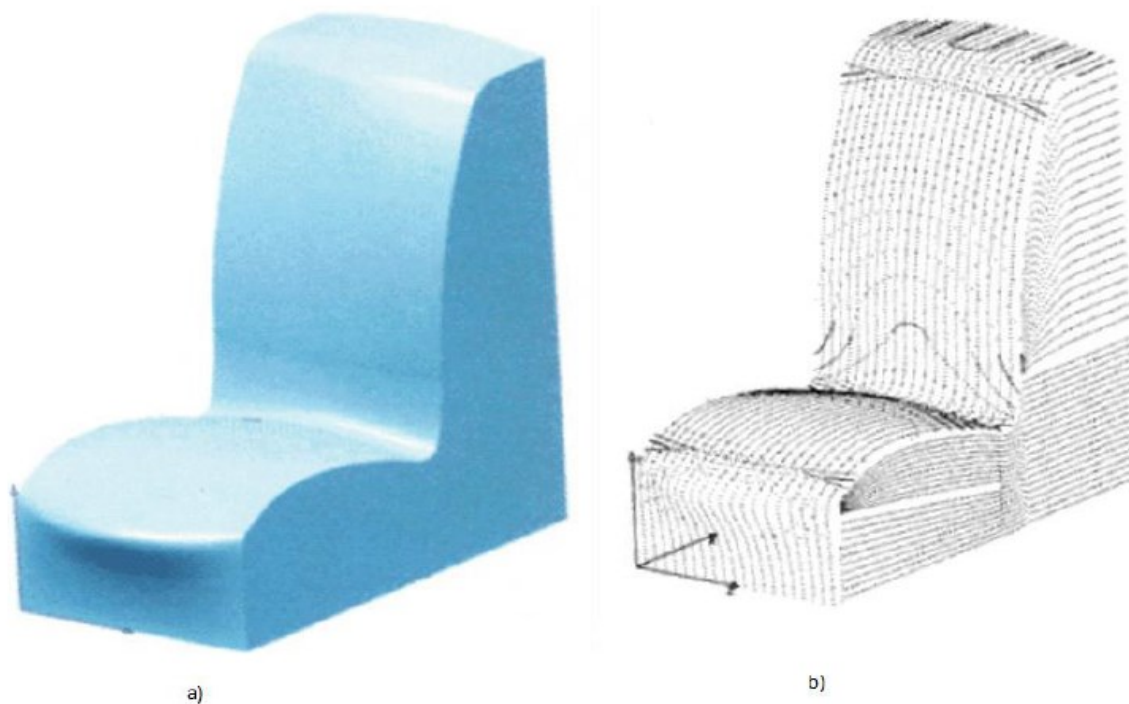
Američko društvo za tehnologiju i materijale ASTM, definira aditivnu proizvodnju kao proces povezivanja materijala pri izradi objekta izravno iz 3D računalnih modela, najčešće sloj po sloj što je suprotno klasičnim načinima obrade materijala odvajanjem čestica.[2]

Izraz aditivna proizvodnja (*engl. Additive Manufacturing, AM*) koristi se tek od 2009. godine za opisivanje takvog načina izrade. Ranije, 1980-ih godina, aditivna proizvodnja se koristila gotovo isključivo za izradu prototipova, ali i za brzu izradu kalupa te su se stoga koristili nazivi, brza proizvodnja prototipa (*engl. Rapid Prototyping, RP*), odnosno brza proizvodnja kalupa (*engl. Rapid Tooling, RT*). Brza proizvodnja prototipova i kalupa zajedno su činile brzu proizvodnju (*engl. Rapid Manufacturing, RM*).[3]

Jedan od glavnih nedostataka standardne proizvodnje je potreba za specifičnim alatima, kalupima i sl., kako bi se izradio neki novi proizvod. Upotrebom aditivnih postupaka proizvodnje potreba za time se uklanja, što značajno olakšava izradu novih proizvoda, posebice u fazama testiranja. Kod izrade novih proizvoda vrlo često se nailazi na određene probleme ili nedostatke koji nisu bili uočeni prije same proizvodnje u fazi konstruiranja. Kod

aditivne proizvodnje tvorevina se izrađuje u jednom koraku, direktno iz računalnog modela te su promjene i ispravci puno jednostavniji.[3]

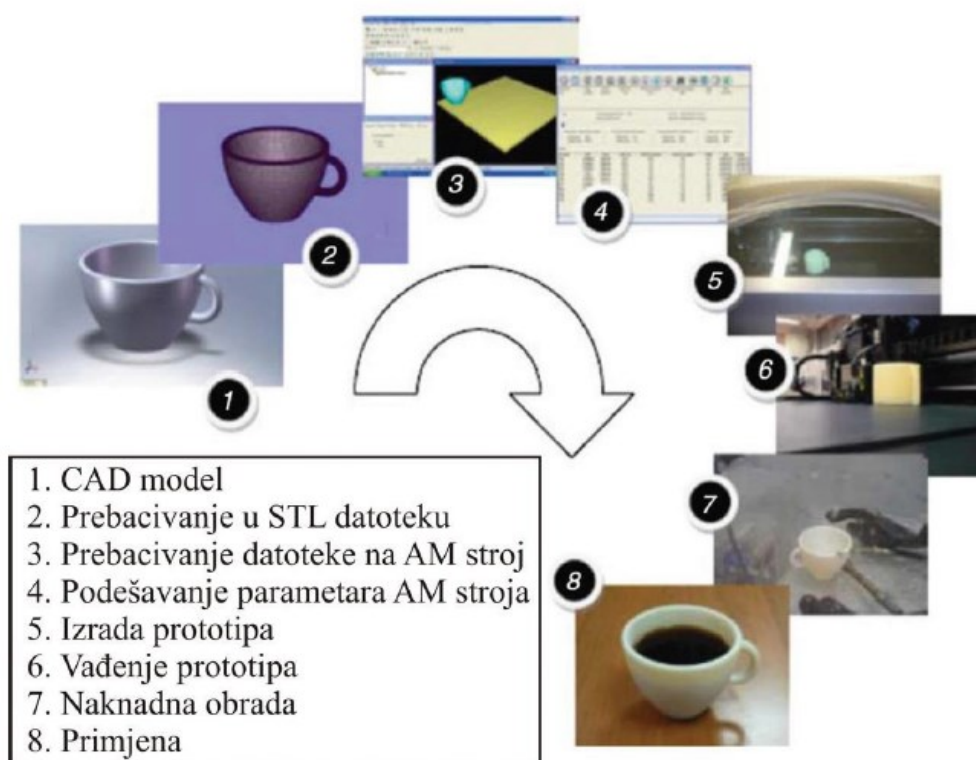
Kao što je ranije spomenuto, jedna od glavnih karakteristika postupaka aditivne proizvodnje jest upravo izrada direktno iz računalnog modela. Tijekom izrade CAD modela postoji mnogo načina spremanja računalnog modela. Da bi se izbjegla spremanja u krivim formatima razvijen je STL (*engl. Standard Tessellation Language*) datotečni sustav spremanja. Iako je u počecima taj sustav zadovoljavao potrebe tržišta, tijekom godina sa razvojem tehnologija uočeni su nedostaci sustava, a jedan od glavnih je spremanje modela bez mjerila ili informacije o mjernim jedinicama korištenim tijekom izrade, kao i relativno zastario način stvaranja mreže trokuta kojima se prikazuje površina predmeta [Slika 1.]. Kako bi se ti problemi riješili, 2009. godine uvodi se AMF (*engl. Additive Manufacturing File*) datoteka bazirana na XML jeziku. Glavna prednost AMF jest, da se objekt opisuje pomoću vektora, da sadržava informacije o dimenzijama, i mjernim jedinicama, ali i boju, kao i teksture objekta te je ujedno manjih dimenzija. Na temelju AMF-a razvijena je i 3MF (*engl. 3D Manufacturnig File*) datoteka, koja polako postaje standardizirani oblik datoteka za AM zbog svih prednosti koje ima i AMF datoteka. Njen razvoj je dodatno financiran od strane vodećih kompanija u polju aditivne proizvodnje.[4], [5]



Slika 1. Objekt: a) 3D model, b) STL datoteka [4]

Proces aditivne proizvodnje ne mijenja se značajno kod različitih postupaka. Osnovne faze postupka aditivne proizvodnje su [Slika 2.]: [4]

- izrada CAD modela
- pretvaranje CAD modela u STL, AMF ili 3MF datoteku
- prebacivanje datoteke na stroj za aditivnu proizvodnju
- podešavanje parametara stroja za aditivnu proizvodnju
- izrada objekta
- vađenje, odnosno uklanjanje gotovog objekta sa stroja
- naknadna obrada ukoliko je potrebna
- primjena.

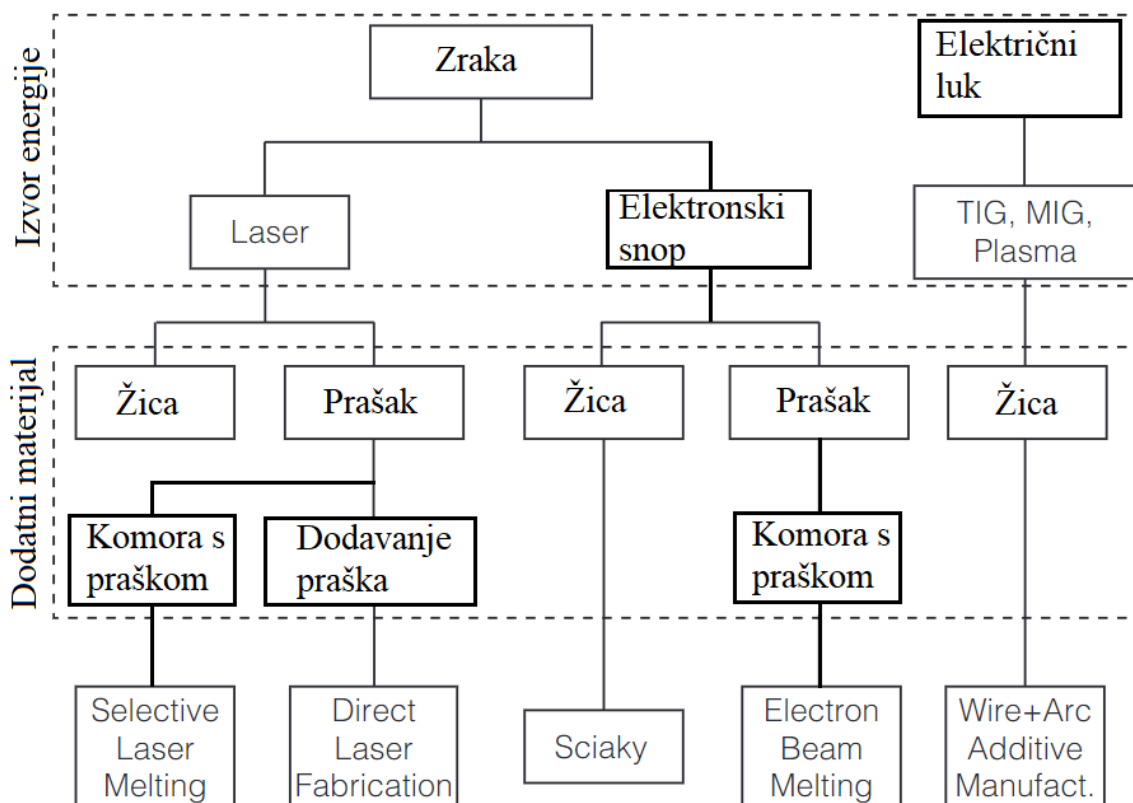


Slika 2. Faze aditivne proizvodnje [4]

2.1. Aditivna proizvodnja metalnih dijelova

Kada se govori o proizvodnji metalnih dijelova postoji nekoliko različitih postupaka s određenim prednostima i nedostacima, kao i licitacijama. Generalno, kada govorimo o AM metalnih dijelova, možemo ju podijeliti u dvije glavne skupine s obzirom na izvor energije koji

se koristi za taljenje materijala. Dva osnovna izvora energije su električni luk te zraka, koje se mogu podijeliti u dvije podskupine, lasersku zraku i elektronski snop [Slika 3.].[6] Osim tih načina proizvodnje metalnih dijelova, u zadnjih nekoliko godina, razvija se i upotreba polimernih filamenata sa metalnim česticama, no oni se pretežno koriste samo za izradu mehanički neopterećenih dijelova, kao na primjer nakita i ukrasa. Također, kod većine objekata izrađenih FDM postupkom na taj način, potrebna je naknadna toplinska obrada ili je potrebno provesti proces sinteriranja.[7]



Slika 3. Podjela postupka aditivne proizvodnje metalom [6]

Govoreći o industrijskim aplikacijama AM s metalom, glavne grane koje pokreću razvoj su avio te autoindustrija. Upravo zbog primjene u avioindustriji, puno pažnje se pridaje istraživanju i razvoju legura na bazi titana nikla i aluminijske koje su pogodne za aditivnu proizvodnju. Tijekom godina puno veća pažnja pridavala se postupcima AM s dodavanjem praška, prvenstveno jer su omogućavali proizvodnju dijelova s vrlo velikom geometrijskom točnošću koja iznosi $\pm 0,05$ mm te visokom kvalitetom površine od 9-16 μm . Nažalost, takva tehnologija ima i svoje nedostatke od kojih su glavni niska proizvodnost, zbog vrlo malog depozita materijala od svega 10 g/min, te dimenzijska ograničenja, pa se na taj način mogu

izrađivati samo mali dijelovi. Osim tih nedostataka, velika pažnja mora se posvetiti i samom prašku koji se koristi te upravljanju istim zbog vrlo štetnog utjecaja na zdravlje.[8]

Dok se kod aditivne proizvodnje iz praha primjenjuju samo laseri i elektronski snop, kod AM pomoću žice primjenjuje se, osim tih izvora energije, i električni luk. Već je ranije spomenuto da je upravljanje preostalim praškom komplicirano, stoga je iskoristivost materijal kod AM sa žicom velika prednost. Naime, kod AM metalnom žicom iskorištava se gotovo 100 % materijala uz minimalne gubitke najčešće tijekom rasprskavanja materijala. Korištenje metalne žice karakterizira i vrlo velika količina depozita materijala sve do 330 g/min kao i gotovo dimenzijska neograničenost, čije granice pomiče RelativitySpace koji trenutno gradi prvu raketu izrađenu WAAM postupkom [Slika 4.]. [8],[9]

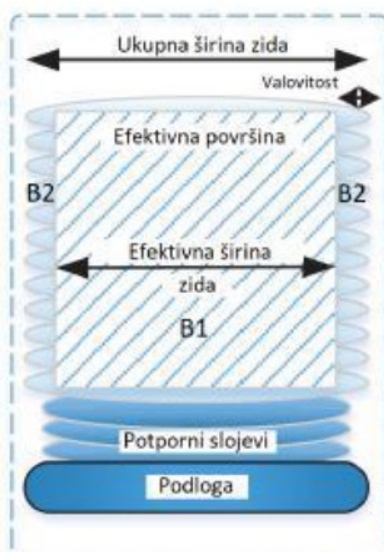


Slika 4. Izrada TerranR rakete WAAM postupkom AM [9]

3. ADITIVNA PROIZVODNJA ELEKTRIČNIM LUKOM I ŽICOM-WAAM

Postupak aditivne proizvodnje žicom i električnim lukom relativno je novi postupak aditivne proizvodnje, za kojeg su temelji postavljeni već 1926. godine, kada se pojavljuje prvi patent takvog postupka. Nakon prvog patenta razvoj se nije odvijao pretjerano brzo do zadnjih 20-ak godina kad sama aditivna proizvodnja kreće s ubrzanim razvojem. Prednosti WAAM (*engl. Wire+Arc Additive Manufacturing*) u odnosu na standardne metode proizvodnje, ali i u odnosu na ostale postupke AM, vrlo su brzo prepoznate od strane avioindustrije. Jedan od glavnih problema s kojima se danas susreće avioindustrija je dugo vrijeme izrade dijelova, kao i mala iskoristivost sirovca tzv. *Buy-to-Fly (BTF)* omjer, koji je omjer masa sirovca i gotovog proizvoda. Uobičajenim načinima proizvodnje dijelova BTF iznosi i do 20. Upotrebom WAAM postupka BTF gotovo nikad ne prelazi 2, a najčešće iznosi 1,2. Time se značajno smanjuje vrijeme obrade odvajanjem česticama, kao i količina otpadnog materijala koji nastaje tijekom izrade.[6], [10]

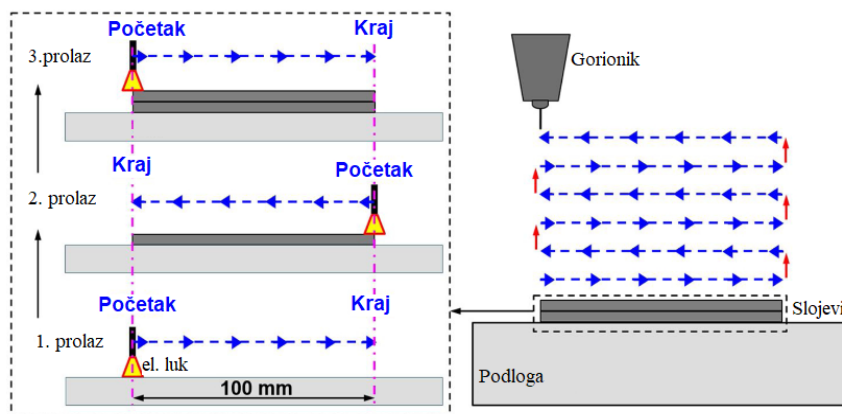
Kao izvor topline kod WAAM postupka koriste se MIG/MAG i TIG postupak, ali može se koristiti plazma. Kada je god moguće pokušava se koristiti MIG/MAG postupak zbog manjeg broja potrebnih dijelova, kao i koaksijalnosti žice u odnosu na alat čime je značajno olakšano praćenje, ali i predviđanje optimalnog položaja alata. Upotreba plazme i TIG-a svoju upotrebu pronalazi kod izrade dijelova od titana.[11]



Slika 5. Efektivna širina zida izrađenog WAAM postupkom [12]

Postupak aditivne proizvodnje pomoću žice i električnog luka, za razliku od postupaka AM sa praškom, spada u postupke približnog konačnog oblika (*engl. Near Net shape*). Razlog tome proizlazi prvenstveno zbog načina izrade kao i debljine sloja. S obzirom da se ne dobiva dio točnih dimenzija, zbog izražene valovitosti površine, svi dijelovi dobiveni WAAM postupkom su djelomično predimenzionirani [Slika 5.], kako bi se nakon strojne obrade mogla postići tražena dimenzijska i tolerancijska točnost. S obzirom na to da se provodi naknadna strojna obrada na dijelovima, moguće je postići vrlo tanke debljine zidova, no tada se BFT omjer povećava, jer je prosječna debljina zida s valovima u jednom prolazu, gotovo uvijek veća od 4 mm. [12, 13]

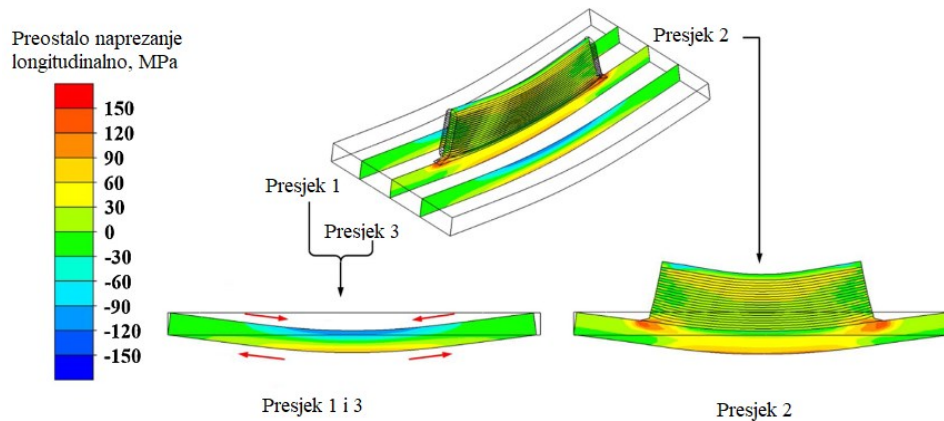
WAAM postupak je zapravo modifikacija postupka zavarivanja odnosno navarivanja. Samim time materijal koji se koristi, izložen je uvjetima vrlo sličnim onima tijekom zavarivanja. Kako u zavarivanju tako i kod WAAM postupka, velike probleme stvaraju zaostala naprezanja (RS) u materijalu zbog velikog unosa topline. Osim deformacija dijela koje ta naprezanja uzrokuju, ona mogu i negativno djelovati na mehanička svojstva materijala. Da bi se smanjila zaostala naprezanja potrebno je provesti optimizaciju parametara, ali i taloženja materijala po slojevima. Jedan od osnovnih načina smanjenja, odnosno preraspodjele naprezanja, je izrada u dva smjera [Slika 6.]. Na taj način se ostvaruje i veća dimenzijska točnost. [14]



Slika 6. Optimizacija smjera navarivanja [14]

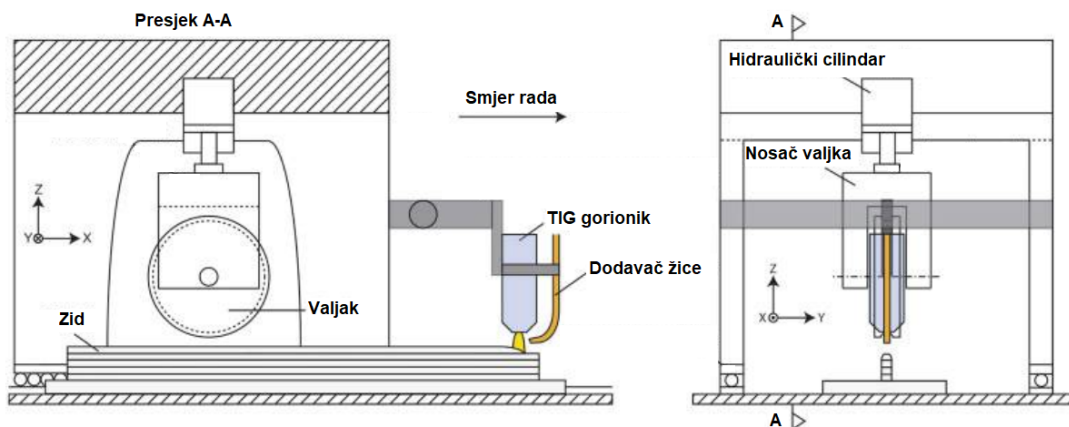
Učvršćivanje podloge, kao i veličina iste mogu značajno utjecati na zaostala naprezanja. Podloga bi trebala biti što manja te čvrsto stegnuta za radni stol ili podlogu. Osim učvršćivanja podloge, na zaostala naprezanja značajan utjecaj ima režim hlađenja i zagrijavanja dijela, kao i samo predgrijavanje. Tijekom WAAM postupka materijal je izložen brojnim toplinskim režimima te je potrebno osigurati dovoljno vremena za hlađenje materijala između slojeva na odgovarajuću međuprolaznu temperaturu. Toplina unesena u prethodnom

sloju koristi se za predgrijavanje materijala za nanošenje sljedećeg sloja, čime se značajno smanjuju zaostala naprezanja. Najveća naprezanja javljaju se longitudinalno u smjeru pružanja zida, a koncentrirana su na mjestima spajanja zida s podlogom [Slika 7.]. Zaostala naprezanja na tim mjestima mogu biti dovoljno velika da dolazi do odvajanja zida od podloge. [14]



Slika 7. Zaostala naprezanja u materijalu [14]

Veliki broj istraživanja vezanih uz WAAM tehnologiju bavio se upravo metodama za smanjenje zaostalih naprezanja. Većina zaostalih naprezanja može se ukloniti adekvatnom naknadnom toplinskom obradom, no to rješenje nije praktično u većini slučajeva, te dodatno povećava vrijeme i cijenu izrade. Najpogodnijom metodom pokazalo se valjanje zida okomito na smjer prirasta. Valjanje bočnih strana zida također je davalo dobre rezultate, no primjena takvog postupka je znatno skuplja i kompliciranija te nepogodna za kompleksnije geometrije. Valjanje se obavlja istovremeno s procesom zavarivanja odnosno izrade dijela, odnosno valja se novo nanoseni sloj. Valjanjem se smanjuje veličina zrna, ali i valovitost zida, no ne uklanjaju se u potpunosti sva zaostala naprezanja, većinom zbog naknadnog skupljanja materijala. [12], [15]



Slika 8. Shematski prikaz procesa valjanja [15]

3.1. Materijali korišteni kod WAAM postupka

Kod WAAM postupka može se koristiti vrlo velik broj različitih metalnih materijala. Jedan od glavnih uvjeta koji materijal mora zadovoljiti jest zavarljivost, što u većini slučajeva nije problem jer se proizvod izrađuje od legura koje se koriste kao dodatni materijali. Tijekom WAAM proizvodnje, najbitnije je postići zadovoljavajuća mehanička svojstva gotovog dijela, kao i izbjeći greške koje se najčešće manifestiraju u obliku poroznosti u materijalu. O samim mehaničkim svojstvima i anizotropnosti materijala bit će više govora u nastavku. Neki od najčešće korištenih materijala dani su u tablici [Tablica 1]. [10]

Tablica 1. Najzastupljeniji materijali kod WAAM postupka [10]

Titan	Ti-6Al-4V
Aluminij	2024, 2319, 4043, 5087
Vatrootporni materijali	volfram, tantal, molibden
Čelici	nelegirani, niskolegirani, martenzitni, nehrđajući
Inconel	625, 718
Bakar	Bronce

3.2. Čelici kod WAAM postupka

Iako se još uvijek najviše koriste titan i aluminij kao glavni materijali WAAM postupka, zbog visoke cijene osnovne sirovine, sve više se ulaže u razvoj i istraživanje čeličnih materijala kod WAAM-a. Jedna od glavnih prednosti čelika pred aluminijem i titanom je upravo cijena, posebice nehrđajućih čelika, koji mogu postići svojstva slična titanu te imaju odličnu korozivsku postojanost. U tablici [Tablica 2.] dane su cijene dodatnog materijala. [15]

Tablica 2. Cijene žice odabranih materijala [15]

Materijal	Cijena, HRK/kg	Predviđena cijena ^[1] , HRK/kg
Titan	876-2190	858-2147
Aluminij	53-876	81-1331
Čelik	18-131	28-200

[1]Cijene sa britanskog tržišta 2016. godine, korišten je tečaj 1£=8,76 HRK; predviđena cijena uvećana je za rast cijene sirovine danas u odnosu na 2016. (<https://fred.stlouisfed.org/series/WPU102505>; <https://tradingeconomics.com/commodities>)

Jedna o glavnih materijala čija se primjena trenutno istražuje su dupleks čelici, zbog svoje iznimne korozijske postojanosti, ali i zanimljive mikrostrukture kao glavne odlike dupleks čelika. Više o samim karakteristikama i problemima vezanim uz dupleks čelike bit će u kasnijim odlomcima. Većina radova na temu WAAM postupka dupleks čelika koristi CMT umjesto kratkog spoja kao način prijenosa metala, zbog nešto manje valovitosti površine i manjeg prskanja tijekom navarivanja. Zbog svojeg kemijskog sastava i mikrostrukture dupleksa tijekom hlađenja, događaju se fazne promjene. Dolazi do nastanka interkristalnih faza koje negativno utječu na svojstva dupleksa. Glavni uočeni nedostaci bili su: značajan pad žilavosti, vrlo veliki pad udjela ferita u mikrostrukтури na svega 20 %, nastanak kromovih nitrata i sekundarnog austenita.[16]

3.3. Prednosti i nedostaci WAAM postupka

Kao kod većine postupaka obrade postoje određene prednosti i nedostaci koje je potrebno uzeti u obzir tijekom odabira postupka. Neki od nedostataka, ali i prednosti, već su ranije spomenuti. Neke od glavnih prednosti WAAM postupka su: [6, 15]

- vrlo mala početna ulaganja i troškovi proizvodnje
- veliki stupanj adaptacije postojećih strojeva
- mogućnost korištenja velikog broja materijala
- moguće je automatizirati i zajedno implementirati AM i strojnu obradu dijelova
- moguća je proizvodnja složene geometrije
- mali gubitak materijala
- velika količina depozita
- nema ograničenja veličine dijelova koji se izrađuju
- otvorena arhitektura.

Vrlo je laka implementacija na postojeće robote ili CNC uređaje, gdje je jedini trošak kupnja opreme za zavarivanje nekog od proizvođača, po izboru krajnjeg korisnika.

Neki od glavnih i mogućih nedostataka WAAM-a su: [15]

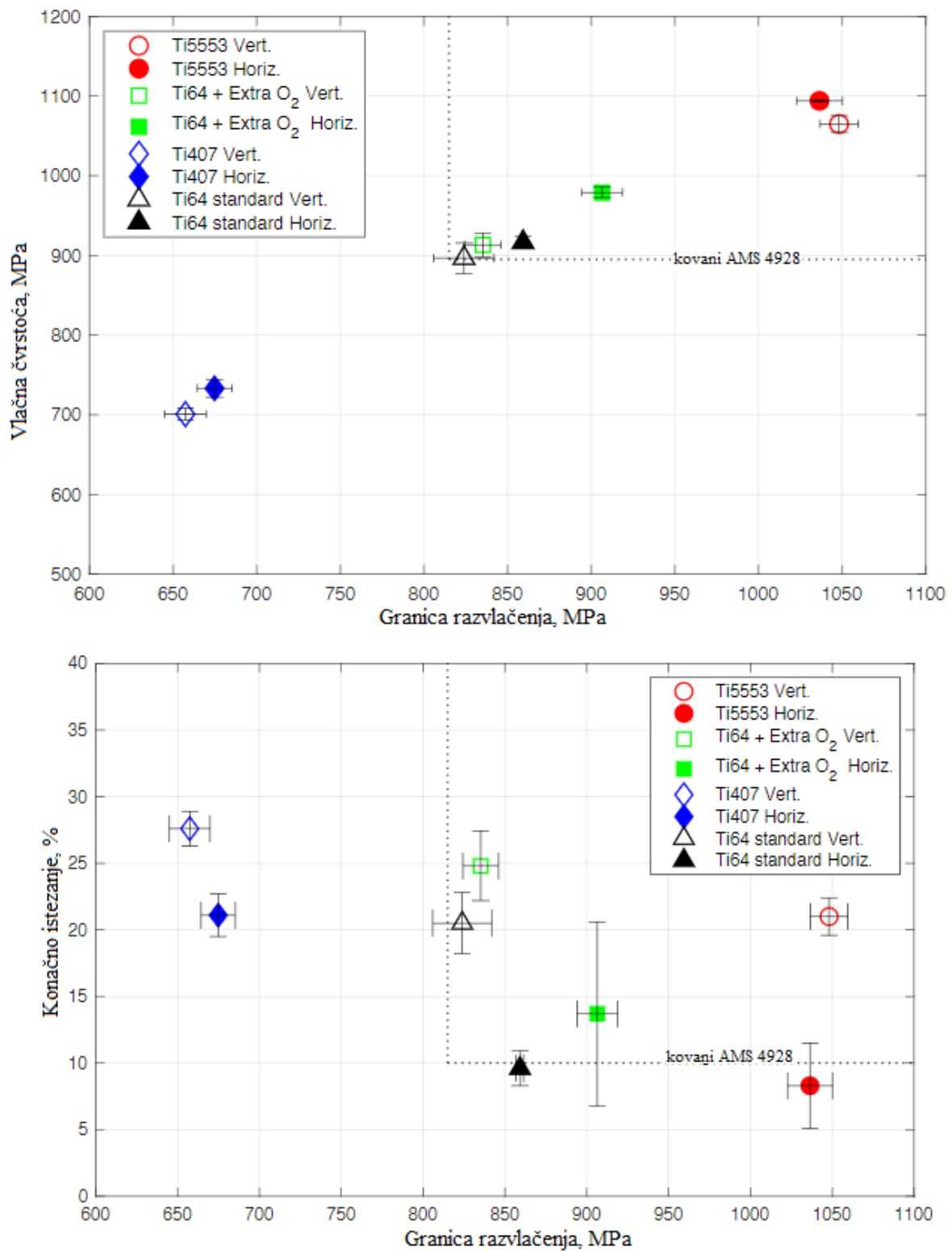
- velike deformacije dijelova te teško postizanje tolerancija
- potreba za naknadnom strojnom obradom
- greške zbog nedovoljno iskustva u primjeni

- pojava grešaka poput poroznosti, ugorina i nadvišenja
- smanjena mehanička svojstva materijala zbog zaostalih naprezanja
- velika potrošnja zaštitnog plina.

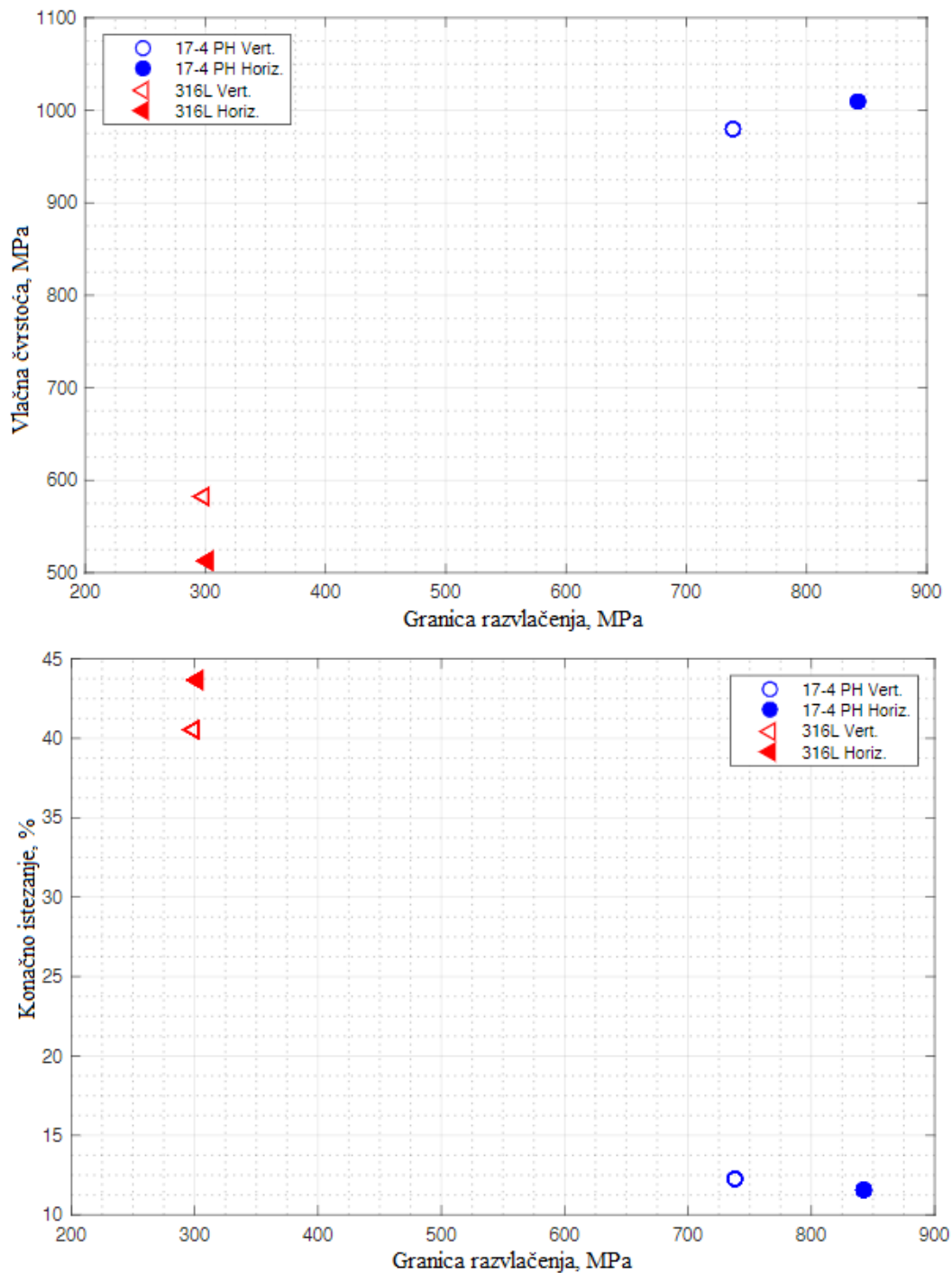
Većina nedostataka će tijekom vremena i veće primjene nestati ili će se njihov utjecaj i količina značajno smanjiti, posebice greške vezane uz samo modeliranje puta robota, kao i optimalne parametre zavarivanja. Puno je teže riješiti probleme vezane uz sama mehanička svojstva dobivenih dijelova.

3.4. Anizotropnost mehaničkih svojstava kod WAAM postupka

U idealnom slučaju mehanička svojstva materijala su izotropna, što značajno olakšava njegovu primjenu, ali i proračune vezane uz sam materijal. Većina metalnih materijala, pa tako i čelika, smatra se izotropnim. Izotropnost mehaničkih svojstava se kod metalnih materijala većinom mijenja tijekom obrade materijala hladnim oblikovanjem, najčešće valjanjem, kada materijal postaje anizotropan, odnosno svojstva materijala nisu jednaka u svim smjerovima. Slična pojava događa se i kod materijala dobivenih WAAM postupkom. Anizotropnost materijala može značajno utjecati na eksploataciju pojedinog materijala ili dijela. Većina istraživanja anizotropnosti materijala dobivenog WAAM postupkom bavi se usporedbom, prvenstveno vlačne čvrstoće u smjeru nanošenja metala te okomito na taj smjer. Zbog relativno male debljine zida koji se ispituje, vrlo je teško i gotovo nemoguće ispitati čvrstoću zida u tom smjeru. Sama anizotropnost se značajno razlikuje ovisno o materijalu koji se koristi. [17]–[19]



Slika 9. Anizotropnost titanovih legura [19]



Slika 10. Anizotropnost nehrđajućih čelika [19]

Sama anizotropnost mehaničkih svojstava materijala ne mora nužno predstavljati probleme tijekom eksploatacije. Naime, ukoliko razlika svojstava u smjerovima nije velika te zadovoljava minimalna svojstva, materijal se može primjenjivati bez većih problema. Do problema dolazi ukoliko je razlika u svojstvima velika ili ukoliko svojstva u jednom smjeru zadovoljavaju minimalne zahtjeve, a u drugom ne. Takav problem se događa kod pojedinih

titanovih legura [Slika 9.], gdje možemo vidjeti da se vrijednosti granice razvlačenja razlikuju oko 6 % kod legure Ti64, te je granica razvlačenja u horizontalnom smjeru veća. Osim toga važno je primijetiti da granica razvlačenja i vlačna čvrstoća istog materijala, pada ispod minimalnih svojstava materijala AMS4928, koji je u ovom slučaju uzet kao referentni materijal za usporedbu. Na istoj slici možemo uočiti i da je istežljivost materijala u vertikalnom smjeru značajno veća, a u slučaju Ti64 duplo veća od one u horizontalnom smjeru. Iz istog grafa možemo vidjeti da se, uporabom male količine kisika u atmosferi zaštitnog plina, postižu bolja svojstva istog materijala te takvim načinom izrade zadovoljava minimalna tržena svojstva. Na temelju radova.[18], [19] možemo vidjeti da su kod nehrđajućih čelika gotovo sva postignuta mehanička svojstva nešto viša od minimalnih svojstava za taj materijal. No i kod tih materijala još uvijek je jasno vidljiva anizotropnost materijala u horizontalnom i vertikalnom smjeru.

Tablica 3. Mehanička svojstva referentnih materijala [20]–[23]

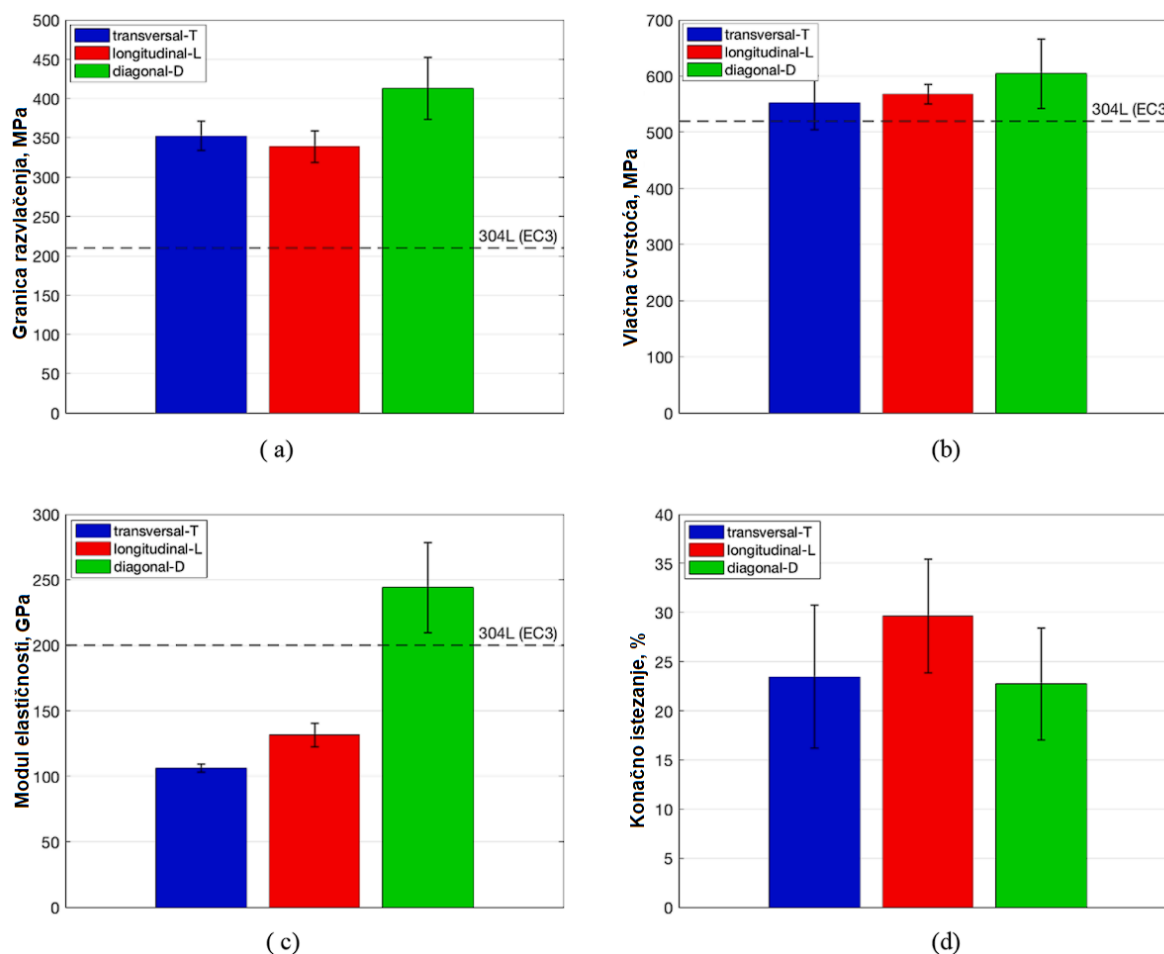
Materijal	Vlačna čvrstoća, MPa	Granica razvlačenja, MPa	Modul elastičnosti, GPa	Istežljivost, %
316L	485	170	193	40
17-4 PH	965	790	190	10
304L	500-700	200	193	43
2209	720	560	190	26

Za dupleks čelik 2209 dobiveni su sljedeći rezultati: [18]

- vlačna čvrstoća WAAM zida u horizontalnom smjeru je za 7 % veća od očekivane
- granica razvlačenja zida u horizontalnom smjeru je 5,2 % viša od one u vertikalnom smjeru
- najveće istežanje je u vertikalnom smjeru
- vlačna čvrstoća zida je svega 2 % manja od podloge (DSS 2205).

Dupleks 2209 je vrlo zanimljiv materijal čija su mehanička svojstva i tema ovog rada, posebice utjecaj toplinske obrade na ista.

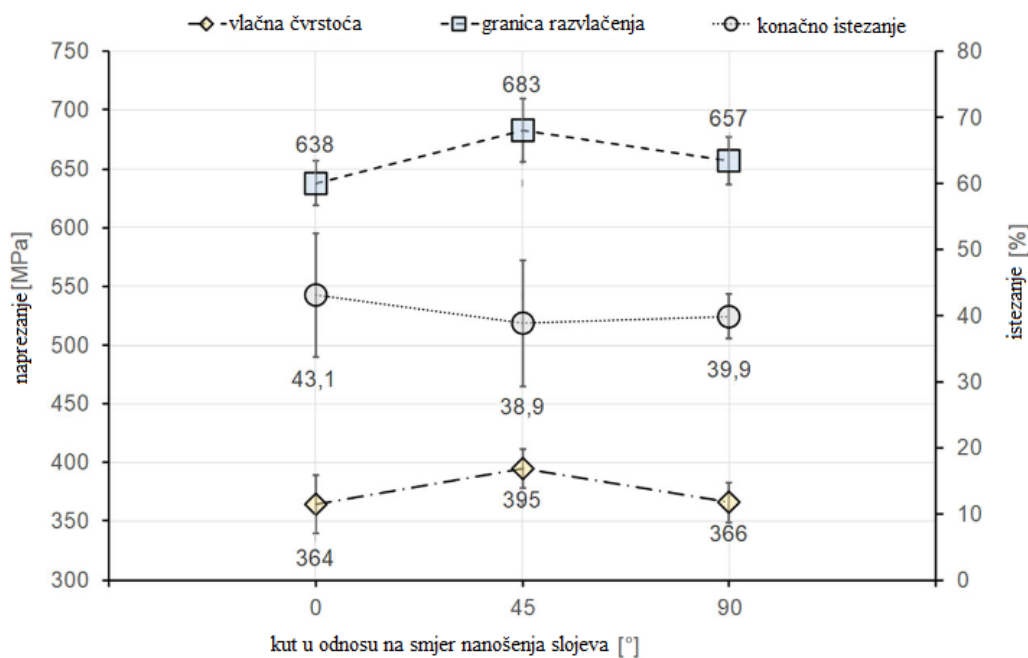
Vrlo rijetko se ispituju svojstva WAAM zidova u smjeru koji se ne podudaraju sa smjerom pružanja slojeva, te okomito na njih. Upravo zato je zanimljivo praćenje promjene mehaničkih svojstava dijagonalno u odnosu na zid, čime se dobiva drugačiji uvid u samu anizotropnost materijala dobivenog WAAM postupkom.[17]



Slika 11. Anizotropnost čelika u horizontalnom i dijagonalnom smjeru [17]

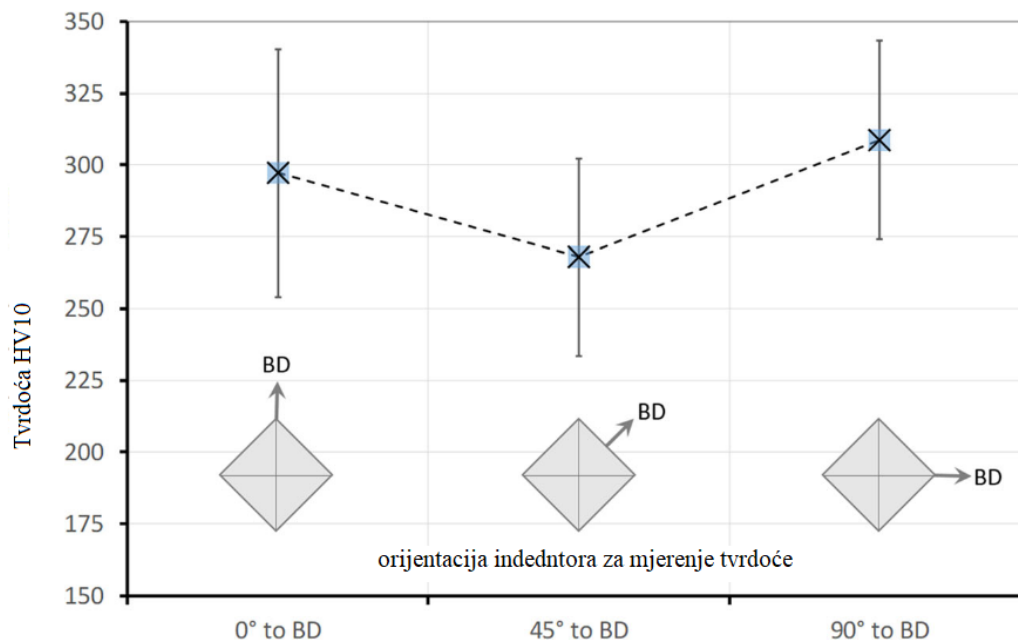
Najuočljivija odstupanja odnosno razlike kod dijagonalnog uzorka, su kod granice razvlačenja te modula elastičnosti. Granica razvlačenja je značajno viša od referentnog materijala kod svih uzoraka, no jasno je uočljiv rast granice razvlačenja kod dijagonalnog uzorka od 22 % u odnosu na horizontalni, dok je razlika između horizontalnog i vertikalnog uzorka 5 %. Vrlo zanimljivi su i rezultati dobiveni za modul elastičnosti, gdje je on drastično veći kod dijagonalnog uzorka. Osim značajnog povećanja modula elastičnosti od čak 120 % u odnosu na vertikalni uzorak, vidljivo je da je i to jedini položaj uzorka u kojem modul elastičnosti zadovoljava minimalnu vrijednost referentnog materijala. Za vrijeme izrade izvornog rada autori nisu uspjeli dobiti informaciju o očekivanoj konačnoj elongaciji referentnog materijala, ali Thyssen-Krupp[21] na svojim stranicama navodi očekivanu elongaciju od 43 %. Iz toga je vidljivo da uzorak ni u jednom smjeru ne postiže minimalnu očekivanu elongaciju, s time da je u ovom slučaju najveća elongacija kod uzorka u vertikalnom smjeru i veća je za otprilike 26 % u odnosu na rezultate u preostala dva smjera.[17]

Kod niklovih legura također se jasno uočava anizotropnost materijala u različitim smjerovima, no nešto drugačija u odnosu na rezultate dobivene kod nehrđajućih čelika. Za razliku od nehrđajućih čelika gdje je vidljivo da rezultati u dijagonalnom smjeru značajno odstupaju od preostalih te se ne ponašaju jednako kod svih ispitivanja, kod niklovih legura vrlo se jasno očituje rast mehanički svojstava, osim konačnog istežanja, sljedećim redoslijedom (od najgorih prema najboljim): vertikalni, horizontalni te dijagonalni smjer.[24]



Slika 12. Anizotropnost mehaničkih svojstava niklovih legura[24]

Osim anizotropnosti vlačne čvrstoće, elongacije i granice razvlačenja provedeno je i ispitivanje anizotropnosti tvrdoće niklovih legura. Iako se mogućnost anizotropije tvrdoće kod WAAM-a vrlo često zanemaruje, na temelju rezultata ovog rada trebalo bi joj pridodati više pažnje, posebice kad se ispituje anizotropnost materijala. Razlika u tvrdoći koja je zabilježena nije zanemariva[Slika 13.] te bi u daljnjim istraživanjima trebalo provjeriti postoji li slična korelacije anizotropnosti tvrdoće i kod ostalih materijala dobivenih WAAM postupkom.[24]



Slika 13. Anizotropnost tvrdoće (BD-smjer nanošenja slojeva)[24]

Zbog relativno malih i vrlo često nestandardnih uzoraka, teško je direktno uspoređivati dobivene rezultate čvrstoće i ostalih mehaničkih svojstava, osim tvrdoće s mehaničkim svojstvima osnovnog ili referentnog materijala. No bez obzira na moguće greške u toj usporedbi, usporedbe mehaničkih svojstava u različitim smjerovima u samom materijalu dobivenom WAAM postupkom, vrlo jasno pokazuju i daju vjerodostojne rezultate o anizotropnosti samog materijala. Upravo zbog velike anizotropnosti, potrebno je razvijati i unaprjeđivati WAAM postupak, kao i moguće naknade postupke koji bi doveli do veće izotropnosti materijala. Trenutno se najboljim načinom postizanja veće izotropnosti pokazalo valjanje zadnjeg sloja relativno velikim silama >70 kN. Rezultati naknadne toplinske obrade su dosta slabo istraženi.

4. DUPLEKS ČELICI

Dupleks čelici su vrsta nehrđajućih čelika koji pokazuju iznimno dobru otpornost na koroziju, uz veliku čvrstoću i obradivost. Samo ime dupleks dolazi od njihove mikrostrukture koja se sastoji od ferita i austenita. Fizikalna svojstva većine dupleks čelika su sličnija feritnim i ugljičnim čelicima, nego austenitnim. Vrlo često ih se uspoređuje sa nehrđajućim čelicima tipa 316.[25]

4.1. Povijest razvoja dupleks čelika

Prva upotreba dupleks čelika se javlja u Švedskoj 1930.-ih godina, kada ih koriste u industriji prerade papira. Glavni razlog stvaranja dupleks čelika, koji su tada bili legirani većinom sa niklom, molibdenom i kromom, bila je potreba za otpornošću na interkristalnu koroziju, koja je stvarala velike probleme kod austenitnih nehrđajućih čelika, koji su se do tada koristili. Tijekom sljedećih nekoliko godina taj je materijal ubrzo postao općeprihvaćen, te se počeo sve više koristiti, ali i usavršavati legiranjem sa pojedinim drugim elementima. Tako su se između ostalog pojavile i dupleks legure otporne na napetosnu koroziju uvjetovanu klorom.[25]

Za proizvodnju metala i metalnih dijelova, lijevanje i valjanje su jedne od glavnih metoda koje se koriste. Dupleks čelici se od samih početaka pokazuju kao vrlo dobri za obje vrste proizvodnje, no stvaraju probleme tijekom zavarivanja dijelova. Kod prvih generacija dupleks čelika, u zoni utjecaja topline, stvara se feritna struktura koja ima značajno gora mehanička i korozijska svojstva od osnovnog materijala. Unaprjeđenjem u proizvodnji dupleksa tijekom narednih godina, proces izrade je poboljšan legiranjem, te se i kod zavarivanja postižu vrlo slična svojstva i mikrostruktura materijala u ZUT-u bez naknadne toplinske obrade. [25]

Drugu generaciju dupleks čelika obilježio je dupleks 2205, koji i dana danas čini oko 60% ukupne proizvodnje dupleks čelika. Svoju prvu primjenu našao u offshore industriji gdje se zahtijevala odlična korozijska otpornost na klor, a velika čvrstoća omogućila je korištenje cijevi tanjih stjenki.[25]

Dupleks čelici skupni je naziv za cijelu podvrstu čelika koji se međusobno razlikuju, osim po udjelu legiranih elemenata, po otpornosti na koroziju. Za klasifikaciju otpornosti dupleks čelika po korozijskoj postojanosti najčešće se koriti PREN (*engl. Pitting Resistance Equivalent Number*) [Formula 1.] pomoću kojeg se može odrediti relativna otpornost dupleks i

austenitnih čelika, prema prvenstveno rupičastoj koroziji (*engl. Pitting corrosion*) na temelju masenog udjela pojedinih legirnih elemenata (krom, molibden, volfram i dušik).

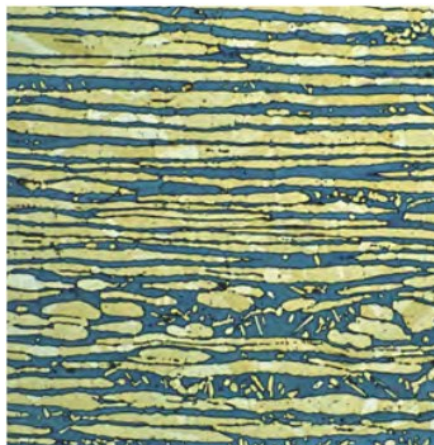
$$\text{PERN} = \text{Cr} + 3,3(\text{Mo} + 0,5\text{W}) + 16\text{N} \quad (1)$$

Mogu se podijeliti u pet glavnih skupina koje su:[25]

- „lean“ dupleks čelici s smanjenim udjelom molibdena (2304)
- „lean“ dupleks čelici s molibdenom (S32003)
- standardni dupleks čelici s oko 22 % Cr i 3 % Mo (2205)
- super dupleks čelici s oko 25 % Cr i 3 % Mo(2507)
- „hyper“ dupleks čelici s većim sadržajem Cr i Mo u odnosu na super dupleks čelike (S32707)

4.2. Mikrostruktura dupleks čelika

Već je ranije spomenuto da se u idealnim slučajevima mikrostruktura dupleks čelika sastoji od jednakog omjera austenita i ferita [Slika 14.]. U stvarnom svijetu takvu strukturu je vrlo teško kontinuirano postizati, kako zbog velikog broja legirnih elemenata, tako i zbog određenih postupaka obrade i spajanja materijala poput zavarivanja. No treba naglasiti da se svojstva dupleksa ne mijenjaju značajno sve dok je omjer ferita i austenita od 30 % do 70 %. Za razliku od metoda obrade deformiranjem, kod zavarivanja dolazi do potpunog taljenja materijala te ponovne rekristalizacije. Osim same ponovne rekristalizacije koja se događa nakon hlađenja iz rastaljenog stanja, tijekom zavarivanja u više prolaza, materijal zavara kao i ZUT prolazi kroz nekoliko ciklusa toplinske obrade, što značajno utječe na vrstu i stupanje rekristalizacije zbog mogućnosti pojave raznih intermetalnih faza i karbida.[25]



Slika 14. Mikrostruktura dupleks čelika[25]

Upravo veliki broj legirnih elemenata negativno utječe na rekristalizaciju dupleks čelika nakon toplinske obrade te je potrebno postići dobar omjer određenih legirnih elemenata, jer pojedini elementi različito utječu na mikrostrukturu. Tijekom godina dozvoljeni raspon masenog udjela pojedinih elemenata je značajno smanjen, jer je dolazilo do značajnog pada antikorozivnih svojstava, ukoliko su se različiti elementi nalazili na krajnjim granicama. Legirni elementi s najvećim utjecajem na promjenu mikrostrukture su krom, nikal, dušik i molibden te volfram, bakar i silicij, uz najveći utjecaj upravo kroma i molibden zbog velikog udjela tih elemenata.[25], [26]

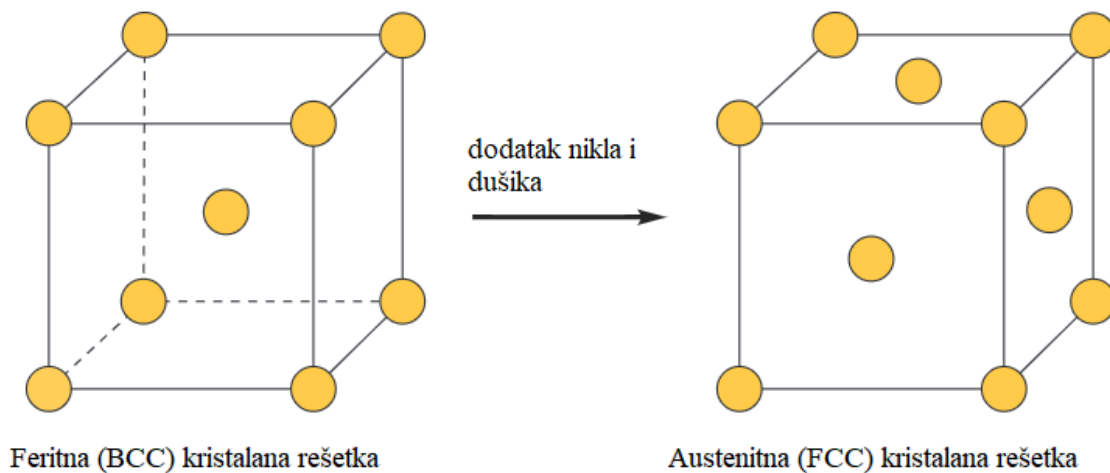
4.2.1. Legirni elementi i njihov utjecaj

Krom je maseno najzastupljeniji legirni element kod dupleksa, čiji minimalni maseni udio iznosi 20 %. Sam krom ima veliku ulogu u osiguravanju dobre korozijske otpornosti materijala posebice pri povišenim temperaturama. Osim pružanja dobre korozijske postojanosti materijala krom je vrlo dobar feritotvorac, odnosno potiče stvaranje feritne BCC kristalne rešetke u materijalu. Iako je zbog vrlo velike sposobnosti poticanja stvaranja ferita, posebice pri visokim koncentracijama kroma, potrebno povećati udio dušika, to ne stvara najveće probleme kod visokog udjela kroma. Kao što je ranije rečeno veliki problem kod dupleks čelika stvaraju razni karbidi i intermetalne faze, a posebice sigama faza, na čije stvaranje značajno utječe udio kroma.[25]

Kao i krom, molibden je također feritotvorac koji u kombinaciji sa relativno visokim postotkom kroma, značajno pospješuje otpornost rupičastoj koroziji, te koroziji u procjepu. Osim feritotvornih sposobnosti, molibden kao i krom pospješuje stvaranje neželjenih intermetalnih faza te ga je potrebno držati u manjem masenom udjelu. Kod većine dupleksa maksimalni dopušteni udio molibdena je 7 %.[25]

Dušik posjeduje vrlo slična svojstva povećanja otpornosti koroziji kao i molibden, uz vrlo bitnu razliku da dušik potiče stvaranje austenita. U većini slučajeva čelici legirani s dušikom odlikuju se malim udjelom intermetalnih faza u čvrstom materijalu. Vrlo često se dušik koristi i kao djelomična zamjena za nikal. Iako većina čelika legiranih dušikom nema veliki broj intermetalnih spojeva, samo legirnje dušikom ne sprječava nastanak intermetalnih spojeva, već samo odgađa njihovo nastajanje. U većini slučajeva to mu uspijeva značajno povećati obradivost dupleksa na višim temperaturama, ali i značajno smanjiti količinu intermetalnih spojeva tijekom duljeg držanja pri visokim temperaturama, npr. zavarivanja.[25]

Nikal je još jedan od stabilizatora austenita [Slika 15.] koji je vrlo bitan za ostvarivanje dupleks strukture kod dupleksa. Kao i dušik i nikal pozitivno djeluje na odgađanje stvaranja intermetalnih faza, no u znatno manjoj mjeri nego ista količina dušika. Kod dupleks čelika udio nikla se kreće između 4 i 7 %. Austenitna faza koju stvaraju nikal i dušik vrlo je bitna za dobru žilavost dupleks čelika.[25]

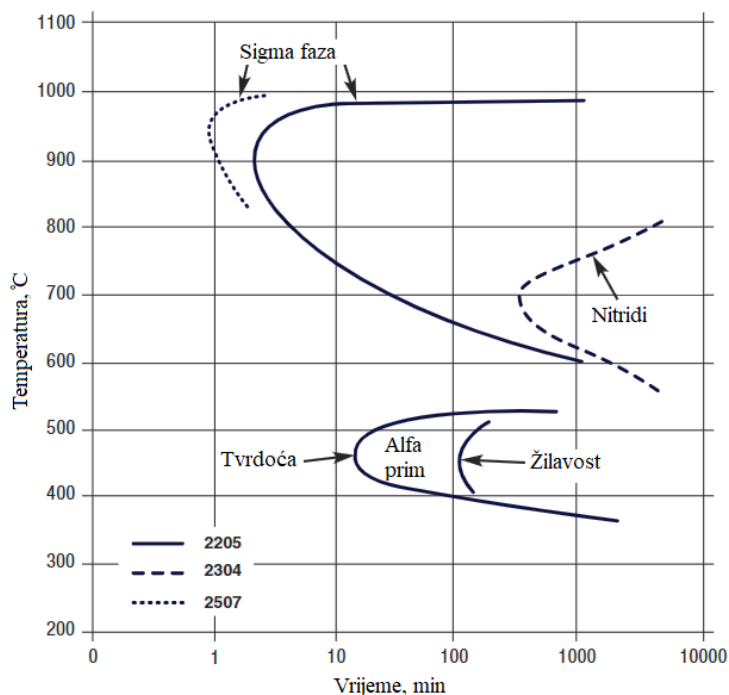


Slika 15. Pretvorba feritne u austenitnu fazu dodavanjem nikla i dušika[25]

Vrlo često se dupleks čelicima u većoj količini dodaje i silicij te u nešto manjim količinama volfram i bakar. Jedna od glavnih razloga dodavanja tih legirnih elemenata je dodatno povećanje otpornosti prema rupičastoj koroziji, te koroziji u procjepu. [27]

4.2.2. Intrametalske faze dupleks čelika

Ranije je spomenuto da intermetalske faze negativno utječu na svojstva dupleks čelika. Također je naglašeno da legiranjem feritotvorcima dolazi do jačeg izlučivanja intermetalskih faza. Za nastanak pojedinih intermetalskih faza vrlo je bitna toplinska obrada kao i vrijeme držanja na određenoj temperaturi. Na primjeru grafa možemo vidjeti da do nastanka sigma faze (σ) može doći u svega par minuta predugog držanja na visokim temperaturama.[27]



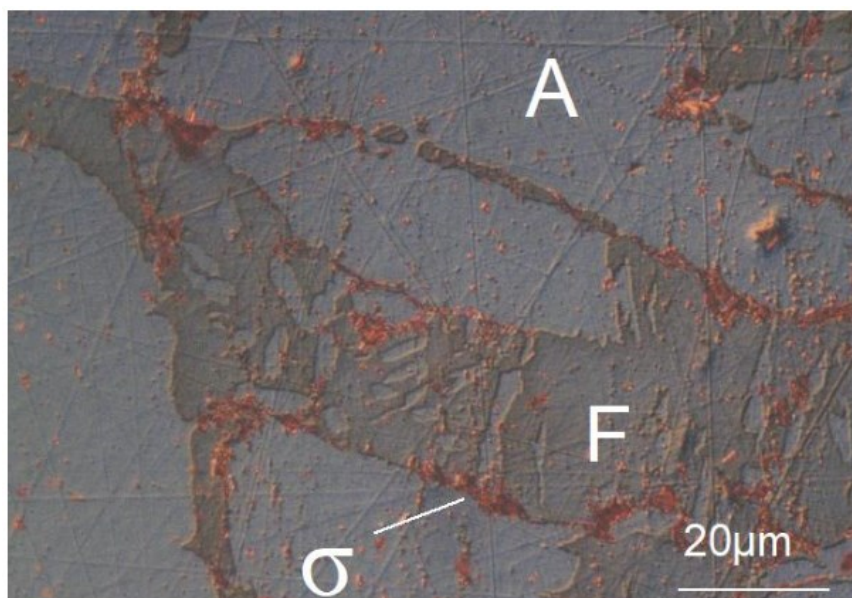
Slika 16. Precipitacijski dijagram dupleks čelika[25]

U dijagramu nisu navedene sve intermetalske faze koje nastaju, već samo one koje su najopasnije te se javljaju najčešće. Kod većine čelika s visokim udjelom kroma probleme stvaraju karbidi koji se javljaju na granicama zrna. Kod dupleks čelika stvaranje karbida se događa vrlo rijetko, u relativno malim količinama, posebice zbog vrlo niskog udjela ugljika u dupleks čelicima.

4.2.2.1. Sigma faza

σ - faza je jedna od najpoznatijih intermetalskih faza kod dupleks čelika. Do pojave sigma faze dolazi na visokim temperaturama od 600-1000 °C, odnosno sporim hlađenjem s tih temperatura. Tijekom proizvodnje dupleksa može se relativno lako spriječiti nastanak σ -faze brzim gašenjem, najčešće u vodi. Kod pojedinih proizvodnih procesa to nije moguće, prvenstveno kod zavarivanja te aditivne proizvodnje (WAAM). Visoki udjeli kroma i

molibdena dovode do stvaranja σ -faze, ali doprinose brzini stvaranja iste. Nakon pojave σ -faze, moguće ju je ukloniti jedino žarenjem na dovoljno visokim temperaturama, 1050+ °C te naglim hlađenjem. Jedan od glavnih razloga zbog kojih je potrebno izbjeći σ -fazu je njezin negativan utjecaj na otpornost prema rupičastoj koroziji, kao i značajan pad žilavosti. Do tih promjena dolazi zbog velikog udjela kroma i molibdena u σ -fazi što možemo vidjeti na temelju kemijskoga sastava karakterističnog za sigma fazu:[25], [27], [28]

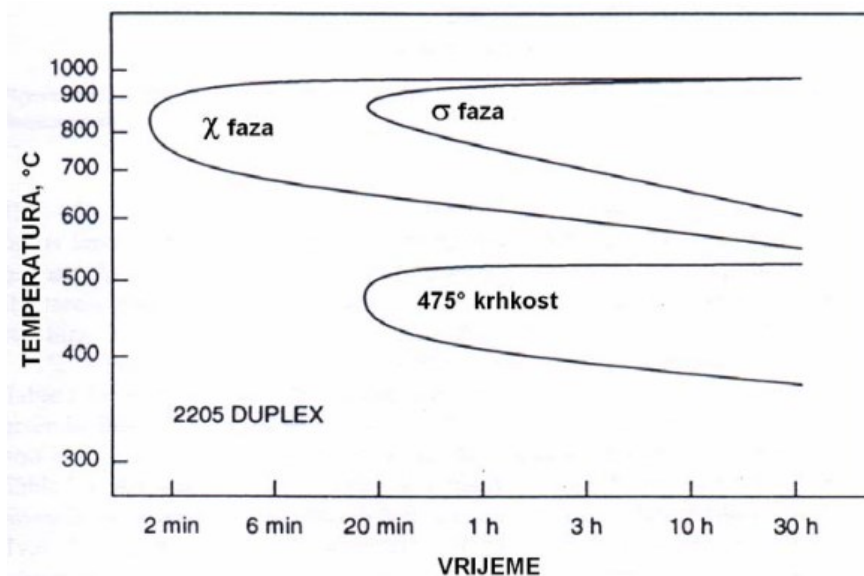


Slika 17. Sigma faza po granicama zrna[29]

Na slici 17. vrlo se jasno vidi precipitacija sigma faze (narančasta boja) po granicama između feritne i austenitne faze.

4.2.2.2. Chi faza

Chi- faza (χ) je vrlo slična σ - fazi po svojem utjecaju na žilavost materijala. Slično kao i sigma faza, stvara se u temperaturnom rasponu od 700 do 1010 °C, ovisno o leguri, ali počinje sa stvaranjem puno brže nego σ - faza. χ - faza vrlo često služi kao inicijator nastanka sigma faze. Sama razlika u brzini nastajanja sigma i χ - faze kod hlađenja je vidljiva na slici 18. Na temelju slike [Slika 18.] vidimo da je potrebna brzina hlađenja za izbjegavanje χ - faze izrazito visoka jer do stvaranja iste dolazi već nakon nešto više od minuta vremena provedenom na temperaturama oko 800 °C. [27], [28]

Slika 18. TTT dijagram χ -faze [27]

4.2.2.3. Kromovi nitridi

Zbog visokog udjela dušika, posebice u lean dupleks čelicima, može doći do precipitacije nitrida na granicama zrna uslijed presporog hlađenja sa 900 na 600 °C. Nastajanje nitrida može se tijekom izrade dijelova od dupleksa izbjeći na isti način kao i kod σ - i χ -faze odnosno dovoljno brzim hlađenjem. Također utjecaj nitrida je vrlo sličan na utjecaj σ - i χ -faze odnosno dolazi do smanjenja žilavosti. Tijekom zavarivanja dupleks čelika do stvaranja nitrida dolazi upravo tijekom prebrzog hlađenja. Udio ferita u ZUT-u je vrlo često vrlo visok te tijekom hlađenja može doći do zarobljavanja dušika u feritnim zrnima te tijekom hlađenja dolazi do izlučivanja kromovih nitrida. Držanjem na povišenim temperaturama omogućava se bolja transformacija u austenit čime se smanjuje količina dušika u feritu.[25, 27, 28]

4.2.2.4. Alfa prim faza

Alfa prim (α') faza može se javiti u feritu, a pojavljuje se pri nižim temperaturama nego σ - i χ -faze, odnosno ispod 525 °C. Za razliku od ostalih faza utjecaj α' -faze je nešto manji te se utjecaj odnosno postojanje iste primjećuje tek nakon velikog udjela iste. U početku α' -faza povećava tvrdoću, no s povećanjem koncentracije dolazi do pada čvrstoće. Također za razliku od σ - i χ -faze koje nastaju i rastu relativno brzo, α' -faza raste vrlo sporo te u većini slučajeva ne predstavlja problem, posebice kod dupleks čelika koji imaju visok udio austenita. No s obzirom da se dupleks čelici primjenjuju i pri povišenim temperaturama, treba paziti da tada ne dođe do nastajanja α' -faze. Sa α' -fazom vežemo i pojavu „*krhkost 475 °C*“. To je pojava do

koje dolazi držanjem čelika na temperaturama od 475 °C gdje dolazi do izrazito velikog udjela α' - faze te značajnog narušavanja mehaničkih svojstava materijala.[25]

4.2.2.5. Preostale intermetalne faze dupleks čelika

Osim gore navedenih intermetalnih faza kod dupleks čelika postoji ih još mnogo, no njihovo stvaranje je znatno teže, pa stoga i rjeđe. Zbog relativno male količine π -faza, ε -faza, G-faza, η -faza i R-faza u većini slučajeva one ne stvaraju probleme u eksploataciji, no ne znači da ne utječu negativno na svojstva dupleksa. Sekundarni austenit je jedna od faza koja se javlja vrlo često u metalu zavora gdje poprima oblik Widmannstättenovog austenita. Problem kod sekundarnog austenita je da potpomaže stvaranje novih intermetalnih faza po rubovima zrna. Do formacije sekundarnog austenita dolazi pri temperaturama od 700 do 900 °C.[27, 28]

4.3. Toplinska obrada dupleks čelika

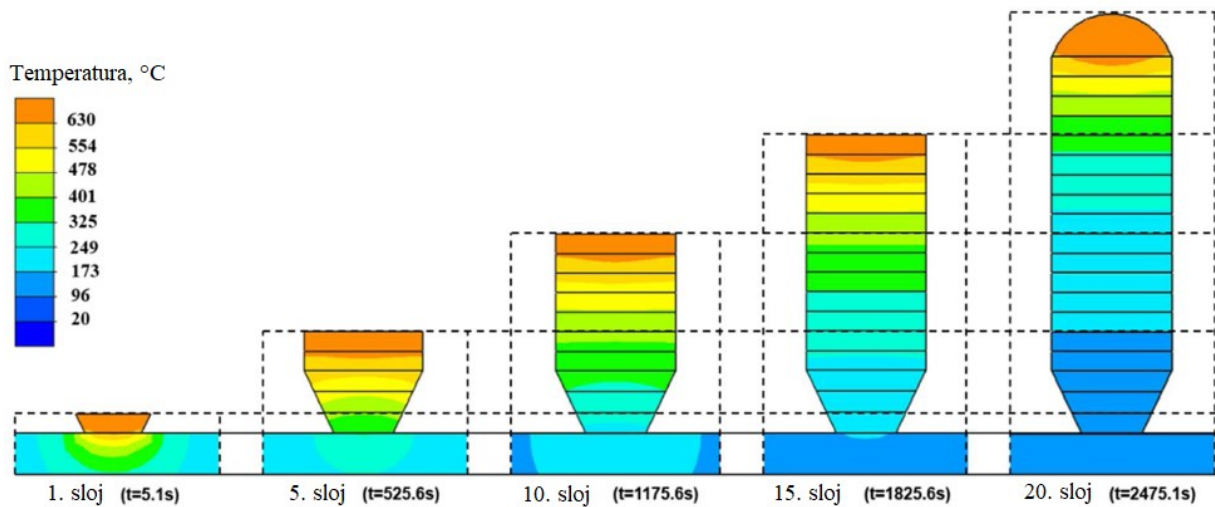
Na temelju već ranije spomenutih raznih intermetalnih faza možemo lako zaključiti da toplinska obrada dupleks čelika može stvoriti mnogo problema. U tablici 4. dane su najvažnije temperaturne točke dupleks čelika.

Tablica 4. Važne temperaturne točke za dupleks čelik 2205 [25]

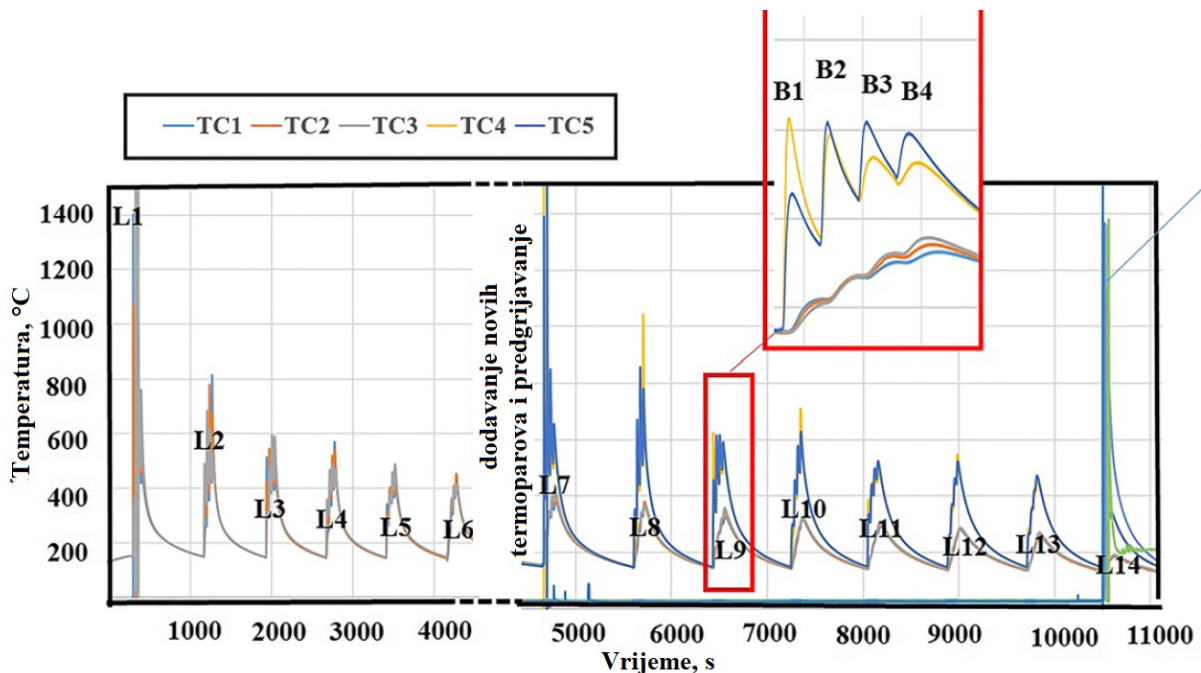
Područja faza	Temperatura, °C
T solidusa	1380-1470
Stvaranje sigma faze	700-950
Stvaranje karbida i nitrida	450-850
Krhkost 475 °C	300-525

Na temelju tablice možemo vidjeti da držanje dupleks čelika na temperaturama od 300 do 950 °C može negativno utjecati na njegova svojstva te toplinskom obradom u tom temperaturnom području vrlo lako dolazi do negativnih efekata, kako u mikrostrukturi, tako i na njegovim svojstvima. U teoriji toplinska obrada dupleks čelika preporučuje se vrlo rijetko, upravo zbog relativno stabilne feritno-austenitne mikrostrukture. Naravno tijekom zavarivanja često dolazi do poremećaju u ravnoteži ferita i austenita kao i nastanka intermetalnih faza, no sami zavari se rijetko kada toplinski obrađuju, posebice kod većih konstrukcija. Za aditivne metode poput WAAM postupka vrlo je bitno poznavanje utjecaja držanja na pojedinim temperatura na sam dupleks. Iako sam WAAM postupak može izgledati kao obično navarivanje ili zavarivanje, rijetko koji zavar je izložen tolikom broju mikro-toplinskih obrada kao kod aditivne

produkcije. Na temelju računalnih modela, kao i na temelju stvarnih mjerenja temperatura prethodnih slojeva, možemo vidjeti da postoji mogućnost stvaranja određenih intermetalnih faza u materijalu dobivenom WAAM postupkom. Tijekom stvarnog mjerenja temperatura termoparom [Slika 20.] vidimo da temperatura u prvom sloju provodi velik dio vremena iznad 300 °C sve do 11.sloja. A slično je vidljivo i na računalnoj simulaciji za aluminij [Slika 19.] gdje se jasno vidi da se temperatura iznad 250 °C javlja čak deset slojeva niže od posljednjeg. [14], [25], [30]



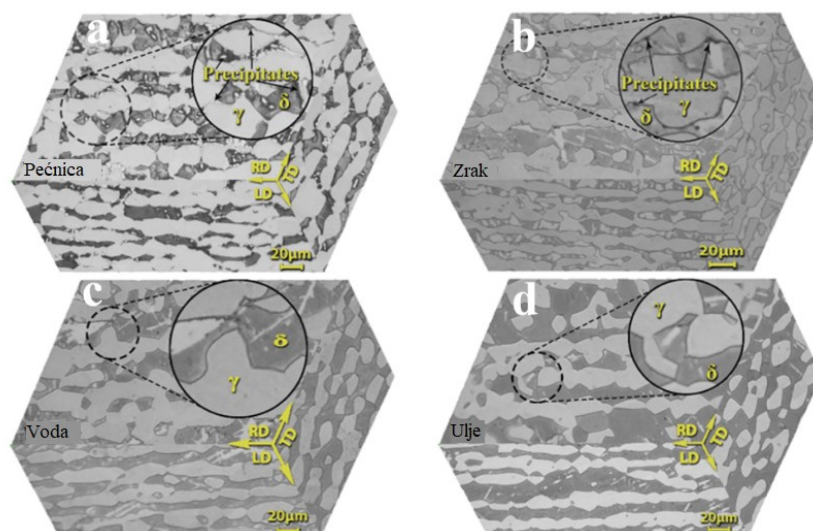
Slika 19. Računalna simulacija temperature tijekom WAAM postupka kod aluminija [14]



Slika 20. Graf stvarne temperature u slojevima kod duplex čelika [30]

Da bi se maksimalno poboljšala svojstva dupleks čelika dobivenog WAAM postupkom sve više istraživanja se fokusira i na benefite naknadne obrade. Kao što je ranije napomenuto dupleks čelici stvaraju mnogo intermetalnih faza u vrlo širokom temperaturnom području te je jedina toplinska obrada koja se kod njih provodi homogenizacijsko žarenje. Osim otapanja intermetalnih faza tijekom homogenizacijskog žarenja, jedna od glavnih učinaka koji se pokušavaju njime postići je uravnoteženost austenitne i ferritne faze u cijelom materijalu, do koje gotovo uvijek dolazi tijekom zavarivanja. Preporučena minimalna temperatura žarenja je 1050 °C ili više za 2205 dupleks čelik.[25], [31] Dok su utjecaji takvog žarenja dobro poznati za valjanje ili kovane dupleks čelike, vrlo malo se zna o pozitivnim, odnosno negativnim stranama homogenizacijskog žarenja na WAAM dijelovima. Toplinsku obradu možemo okarakterizirati s 3 faze: faza grijanja, držanja i hlađenja. Za svaku od tih faza vrlo je bitno odrediti dobre parametre, kako vremena tako i temperature. Nažalost vrlo malo radova se bavi upravo odabirom i istraživanjem optimalnih parametara, prvenstveno temperature i vremena držanja na toj temperaturi.

Na temelju primjera iz pojedinih istraživanja vrlo je lako prikazati utjecaj homogenizacijskog žarenja različitim parametrima, prvenstveno na mikrostrukturu samog materijala te i sama mehanička svojstva istog. Ukoliko kao glavni cilj žarenja odaberemo uklanjanje nastalih intermetalnih faza, najvažniji parametar je sama brzina hlađenja, dok temperatura žarenja nema toliki utjecaj, ukoliko je viša od minimalne. Ponekad se može dogoditi da dijelove nismo u mogućnosti hladiti uranjanjem u vodu ili ulje odmah nakon izlaska iz peći, pa se tada dijelovi jedan period hlade na zraku. Sporo hlađenje u peći se treba uvijek izbjegavati.[32]



Slika 21. Mikrostruktura dupleksa tijekom promjene brzine hlađenja[32]

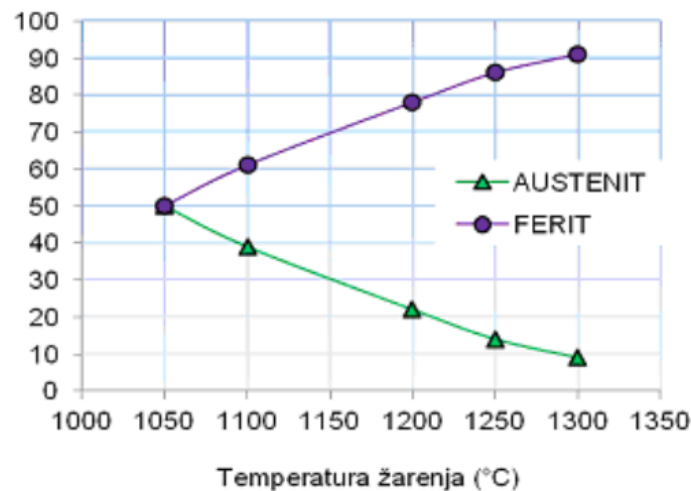
Na temelju slike 21., vrlo jasno se vidi utjecaj sporog hlađenja na precipitaciju intermetalnih faza. Osim samog visokog udjela intermetalnih faza, posebice sigma- i chi-faza, vrijeme hlađenja doprinosi i povećanju udjela austenita u mikrostrukтури, odnosno dovodi do osiromašenja materijala feritom. Tijekom hlađenja u peći došlo je do povećanja udjela austenita sa početnih 50 % do 60,9 %, nakon toplinske obrade. Hlađenjem na zraku udio intermetalnih faza je znatno manji, kao što je i puno veća ravnoteža između ferita i austenita, no još uvijek se javljaju intermetalne faze. Hlađenjem u vodi ili ulju, u mikrostrukтури nisu uočene intermetalne faze, a ravnoteža austenita i ferita je neznatno promijenjena. S obzirom na bitno različite mikrostrukture tijekom različitih režima hlađenja, provedena su i mjerenja tvrdoće da bi se vidio utjecaj toplinske obrade. Podaci su dani u tablici 5.[32]

Tablica 5. Promjena tvrdoće s obzirom na brzinu hlađenja[32]

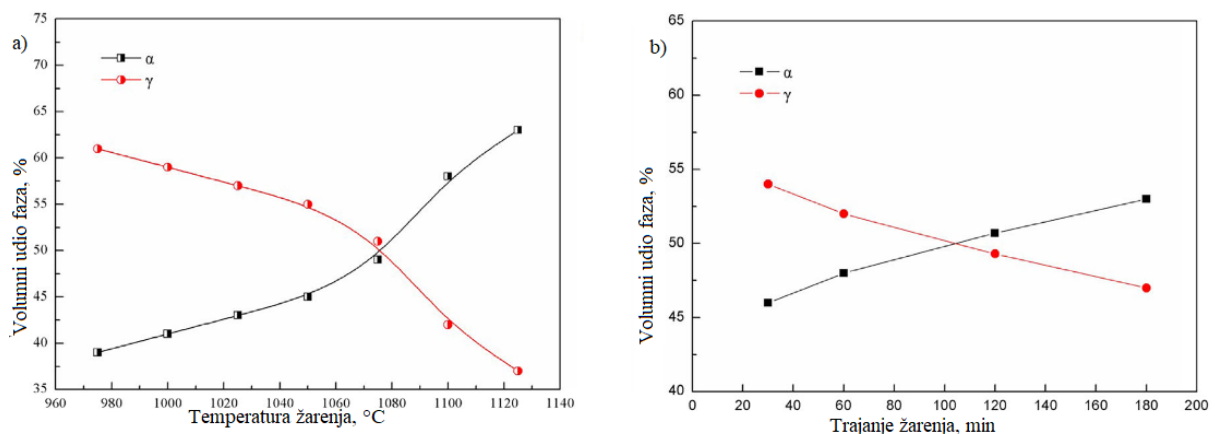
	Tvrdoća, HV10
Osnovni materijal	267,1
Peć	280,8
Zrak	263,0
Voda	252,3
Ulje	256,0

Temeljem podataka o tvrdoći[Tablica 5.], vidljiv je pad tvrdoće kod svih brzina hlađenja osim tijekom hlađenja u peći, što je vrlo lako objašnjivo visokim udjelom tvrdih intermetalnih faza u tim uzorcima.

Iako postoje pojedina ispitivanja koja navode da je svega par minuta na temperaturi homogenizacije dovoljno za otapanje intermetalnih faza i postizanje ujednačene mikrostrukture, na temelju novijih istraživanja kod dupleks čelika posebice 2205, to nije tako. Štoviše, do značajnih promjena u omjeru austenita i ferita dolazi, ne samo žarenjem na različitim temperaturama, već i dužinom držanja na odabranoj temperaturi. Ukoliko promatramo promjenu omjera ferita i austenita povećanjem temperature žarenja, možemo uočiti da je promjena gotovo linearna kod dupleksa 2205 [Slika 22.]. No ukoliko uzmemo veći temperaturni raspon, s temperaturama žarenja nižim od temperature homogenizacije, tada se ta linearnost gubi. Ukoliko gledamo promjenu omjera ferita i austenita na temperaturama žarenja od 975 °C pa do 1125 °C, možemo uočiti da se kod temperature od 1050 °C događa nagla promjena u brzini stvaranja ferita [Slika 23.].



Slika 22. Dijagram promjene udjela faza s porastom temperature žarenja[29]



Slika 23. Promjena udjela faza s obzirom na a) temperaturu žarenja (2 h) i b) vrijeme držanja (1075 °C)[33]

Na temelju tih grafova možemo vidjeti da se optimalna temperatura žarenja dupleksa 2205 nalazi u rasponu od 1050 do 1075 °C, gdje je omjer ferita i austenita oko 50 % svake faze. Kao što možemo primijetiti određenu linearnost kod promjene omjera faza, isto je vidljivo i kod promjene vremena trajanja žarenja [Slika 23.b)].

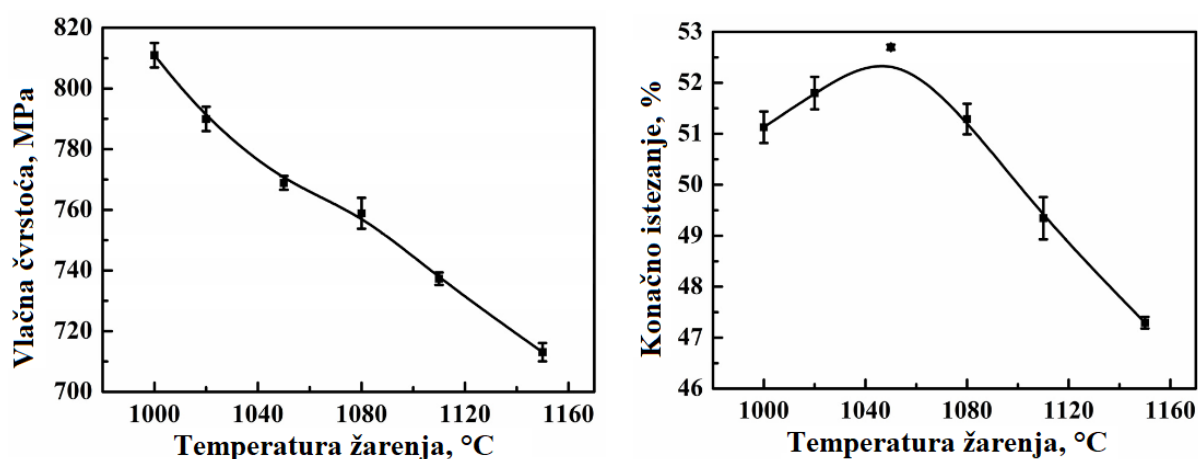
Iako je uočena linearnost kod faznih promjena s utjecajem vremena i temperature žarenja, nije moguće koristiti to svojstvo radi predviđanja omjera ferita i austenita u materijalu nakon žarenja, jer se pravci u gore navedenim istraživanjima razlikuju u svom nagibu. Kako bi se moglo sa sigurnošću utvrditi da ne postoji povezanost, trebalo bi provesti nekoliko žarenja istih vremena trajanja sa promjenom temperature i obrnuto.

Ukoliko promatramo promjenu mehaničkih svojstava poput vlačne čvrstoće i istežljivosti s obzirom na temperaturu žarenja, možemo jasno vidjeti da se ona ponašaju većinom kako i očekujemo, odnosno da dolazi do pada čvrstoće povećanjem temperature žarenja zbog porasta

udjela ferita koji ima manju čvrstoću od austenita [Tablica 6.], no prvenstveno zbog promjene veličina zrna. Zanimljiva je pojava porasta istezljivosti koja se javila kod žarenja na 1020 °C i 1050 °C [Slika 24]. [34], [35]

Tablica 6. Vlačne čvrstoće austenita i ferita[35]

	Vlačna čvrstoća, MPa
Ferit	579,49±9,69
Austenit	653,10±71,7



Slika 24. Promjena mehaničkih svojstava sa promjenom temperature žarenja [34]

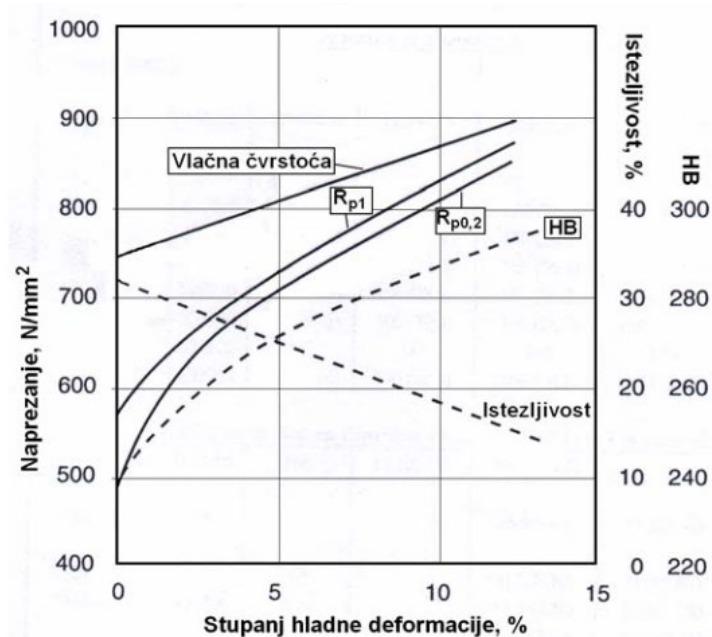
Na temelju oba rada vidimo da se bez obzira na trajanje žarenja kod 1050 °C udio austenita i ferita približava idealnom omjeru 50-50. Tema ovog rada je usporediti i vidjeti utjecaj toplinske obrade na WAAM zid od dupleksa 2205. Zbog povoljnih omjera i mikrostrukture koja se postiže pri 1050 °C odabrana je ta temperatura žarenja u trajanju od 60 minuta. Odabir te temperature značajno je olakšao i samu toplinsku obradu kao i odabir peći za istu.

4.4. Svojstva dupleks čelika 2205

4.4.1. Mehanička svojstva

Dupleks čelici posjeduju odlična mehanička svojstva. Nakon homogenizacijskog žarenja, radi postizanja stabilne dupleks strukture, pokazuju vrijednosti granice razvlačenja znatno bolje od uobičajenih austenitnih nehrđajućih čelika. S obzirom da su pogodni za gotovo istu primjenu kao i 316L austenitni čelici, upotrebe dupleksa omogućava izradu konstrukcija manje mase i tanjih stijenki. Već je ranije spomenuta pojava krhkosti 475 °C koja ograničava maksimalnu

uporabnu temperaturu dupleks čelika na 300 °C po ASTM normi, dok TÜV ne preporuča upotrebu na temperaturama iznad 250 °C. Osim velike čvrstoće i dobre istežljivost dupleks čelika, oni se odlikuju i vrlo dobrom žilavošću, čak i pri vrlo niskim temperaturama, no nešto manjom nego ona austenitnih čelika. Zbog velike čvrstoće te visoko izraženog povećanja mehaničkih svojstava tijekom obrade deformiranja [Slika 25.], preporuča se provedba žarenja između koraka kako bi se povećala obradivost. Sam dupleks čelik se većinom isporučuje u valjanom ili kovanom obliku te je izražena anizotropnost materijala koja se djelomično odražava i na materijal nakon žarenja. U tablici 7. su dana općenita svojstva dupleks čelika.[25, 27]



Slika 25. Promjena mehaničkih svojstava dupleksa 2205 sa stupnjem deformacije[27]

Tablica 7. Mehanička svojstva dupleks čelika [25], [27]

Tvrdoća	250-350 HV
Vlačna čvrstoća	700-1100 MPa
Granica razvlačenja	500-800 MPa
Udarni rad loma	do 170 J
Konačno istezanje	20-25 %

4.4.2. *Korozijska postojanost*

Kao i austenitni nehrđajući čelici, dupleks čelici također pokazuju odličnu korozijsku postojanost, koja je u nekim slučajevima znatno bolja od one austenitnih nehrđajućih čelika. Vrlo visok udio kroma kod dupleks čelika značajno pospješuje otpornost na koroziju u oksidacijskim kiselinama, dok molibden i nikal pozitivno djeluju na otpornost na umjerenim reducirajućim kiselinama. Zbog relativno visokog udjela ferita u mikrostrukturi, dupleks ima znatno bolju otpornost prema napetosnoj koroziji, posebice u kloridnim atmosferama. Nedostatak visokog udjela ferita je podložnost feritne faze vodikovoj krhkosti. Visok udio legiranih elemenata kod dupleksa osigurava i vrlo dobru otpornost prema rupičastoj koroziji, kao i koroziji u procjepu. Vrlo dobra korozijska postojanost dupleks čelika može biti vrlo lako narušena ukoliko se u mikrostrukturi nalazi mnogo intermetalnih faza i/ili karbida.[25], [27]

4.5. *Primjena dupleks čelika*

Kako zbog svojih dobrih mehaničkih tako i korozijskih svojstava dupleks čelici imaju široku uporabu u gotovo svim granama industrije. Zbog svoje izrazite otpornosti koroziji u kloridnim atmosferama vrlo često se primjenjuju u naftnoj industriji, najčešće u izmjenjivačima topline ili frakcijskim destilatorima. Moderni dupleks čelici su se pokazali kao vrlo dobara opcija i u atmosferama posebno bogatim sumporom, koje su vrlo česte u naftnoj industriji. Zbog dobre otpornosti prema kiselinama dupleksi se često primjenjuju i u petrokemijskoj industriji, posebice u procesima u kojima se koristi mravlja kiselina. U takvim proizvodnim procesima dupleks pokazuje značajnu prednost pred austenitnim nehrđajućim čelicima. Vrlo često se primjenjuju u automobilskoj industriji, posebice u proizvodnji velikih vozila gdje dupleksi pokazuju prednost velike čvrstoće i odlične korozijske postojanosti. Autoindustrija preferira „lean“ dupleks čelike zbog niske cijene u odnosu na druge skupine dupleksa. Također se primjenjuju u desalinizacijskim postrojenjima zbog puno veće otpornosti rupičastoj koroziji, te koroziji u procijepu u atmosferi bogatoj klorom, nego austenitni nehrđajući čelici, a posjeduju znatno bolja mehanička svojstva od istih.[36]

5. EKSPERIMENTALNI DIO

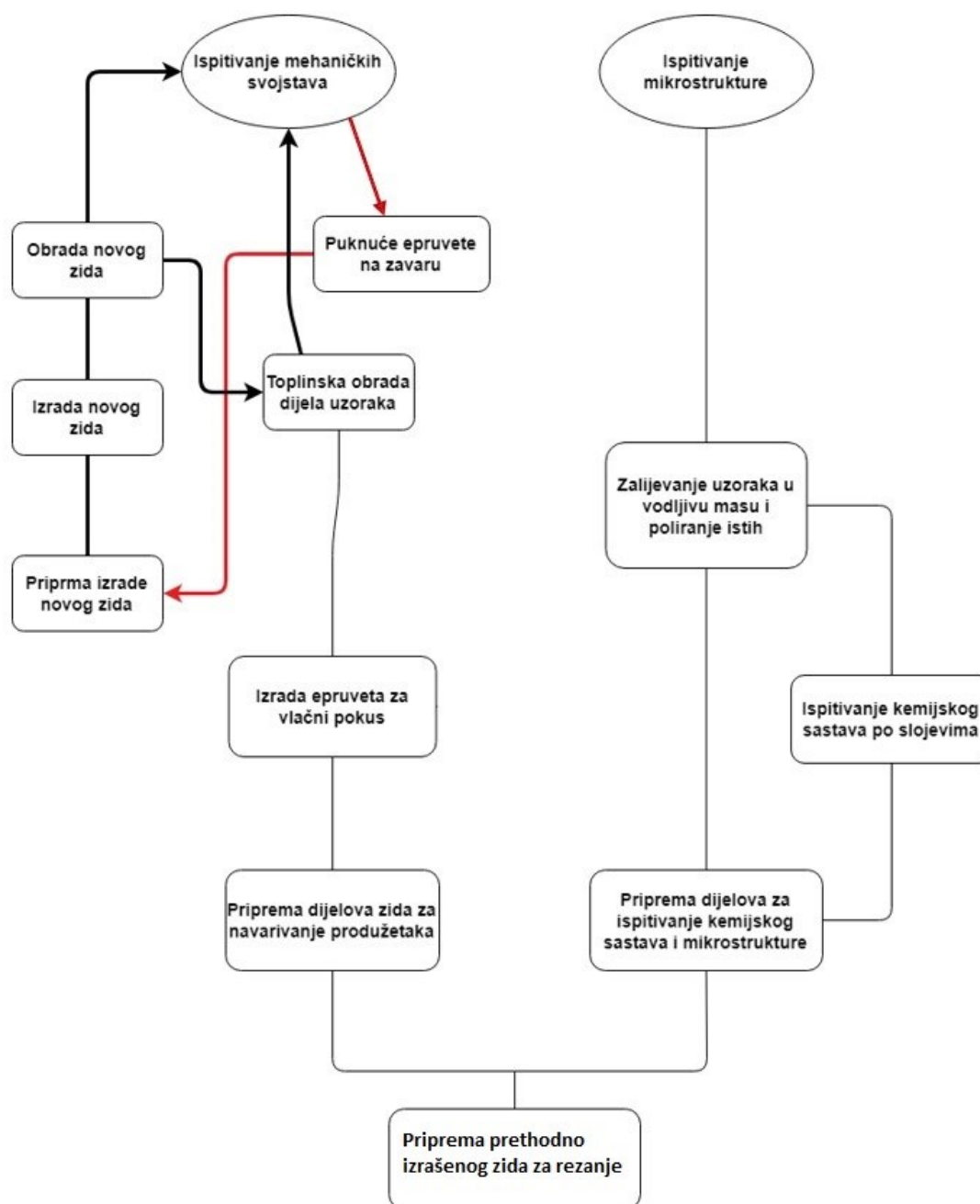
Eksperimentalni dio rada izveden je u nekoliko laboratorija na Fakultetu Strojарstva i Brodogradnje. Većina pripreme i izrade uzoraka obavljena je u Laboratoriju za zavarivanje, dok su se ispitivanja vršila u Laboratorijima za metalografiju, Laboratoriju za zaštitu materijala te u Laboratoriju za eksperimentalnu mehaniku. U eksperimentalnom dijelu korišten je dio ranije izrađenog zida WAAM postupkom, ali je izrađen i novi zid. Oba zida bila su izrađena konvencionalnim prijenosom metala kratkim spojem. Na napravljenim zidovima provedena su razorna i nerazorna ispitivanja, kojima je cilj bio dokazati homogenost materijala te anizotropnost mehaničkih svojstava. S obzirom da je WAAM postupak vrlo sličan zavarivanju, dio uzorka bio je podvrgnut homogenizacijskom žarenju kako bi se ispitaо utjecaj istog na mehanička svojstva materijala. Novi zid je izrađen istim procesom ako i prethodno izrađeni te se pridržavalo parametar korištenih tijekom izrade prethodnog zida. Zbog promjena parametra s obzirom na temperaturu materijala, prije izrade zida izrađeni su i „testni“ zidovi čiji je cilj bio fino ugađanje parametra da bi minimalno odstupali od onih korištenih kod već gotovog zida. Tijekom izrade zida posebna pažnja se posvetila održavanju iste međuprolazne temperature (100 °C) koja je bila praćena pomoću infracrvenog termometra. Nakon svakog prolaza visina zida se mjerila pomičnim mjerilom na 3 mjesta. Kod prethodno izrađenog zida dio je izrezan bez prethodne strojне obrade, kako bi se mogla vršiti ispitivanja kemijskog sastava i tvrdoće zida te kako bi se mogla usporediti mikrostruktura u različitim ortogonalnim projekcijama. Ostatak zida poslan je na strojnu obradu i radiografsko snimanje. Kod novog zida nisu rađeni posebni uzorci za kemijsku analizu i mikrotvrdoću već je napravljen jedan makroizbrusak. Kod novog zida provodio se sličan proces obrade kao i kod prvog zida. Kemijski sastav dijela mjeren je na različitim dubinama, a o samom procesu mjerenja tvrdoće, kemijskog sastava i vlačne čvrstoće bit će u sljedećim poglavljima.

5.1. Plan eksperimenta

Eksperiment možemo odmah podijeliti u dva dvije paralelne konačne faze:

- ispitivanje mehaničkih svojstava
- ispitivanje mikrostrukture i kemijskog sastava

Sljedećim dijagramom [Slika 26.] ukratko je prikazan cijeli tijek eksperimenta s najvažnijim stavkama. Strelice veće debljine označuju završni tijek eksperimenta, a strelica crvene boje označava novi put tijeka nakon neuspjelog ispitivanja.



Slika 26. Dijagram tijeka eksperimenta

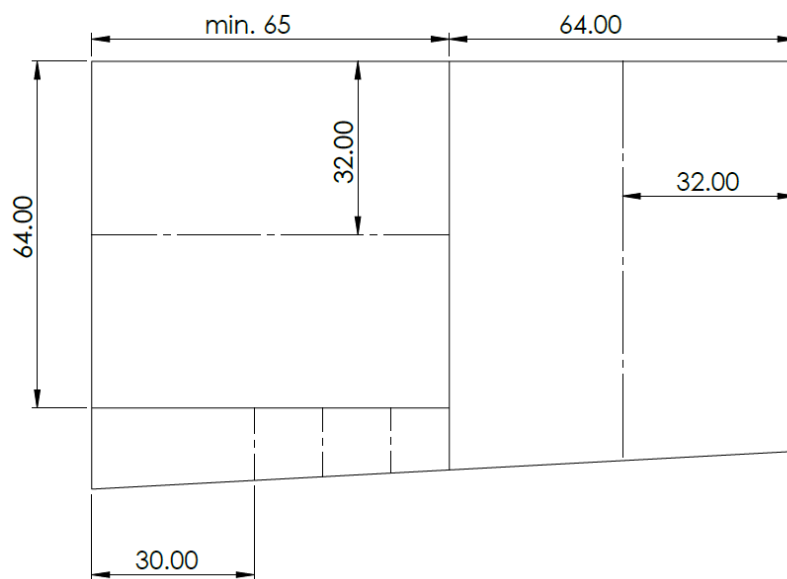
Glavni cilj eksperimenta je dokazivanje te usporedba anizotropnosti materijala prije i nakon toplinske obrade kao i usporedba mikrostrukture tijekom tih faza obrade. Pojedini međukoraci u izvođenju eksperimenta nisu prikazani u dijagramu, kao ni točna ispitivanja koja su provedena. Tijekom različitih stadija eksperimenta korištena je razna oprema.

5.2. Priprema uzoraka

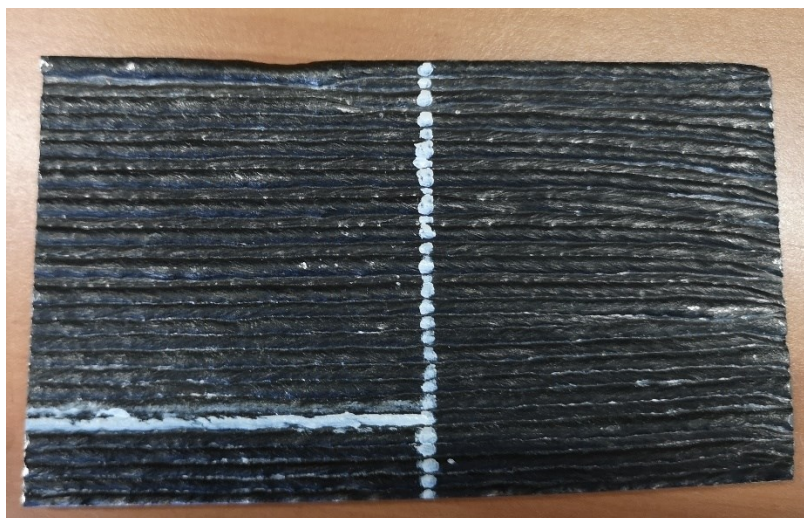
Iako se zbog već gotovog prvog WAAM zida moglo se odmah pristupiti izradi testnih uzoraka, u kasnijoj fazi odlučeno je izraditi i jedan novi zida da bi se dobili precizniji podaci o mehaničkim svojstvima samog materijala. Zbog relativno male veličine zida, kao i nepravilnog oblika, bilo je potrebno izraditi plan rezanja sa što većom iskoristivošću materijala. Slika je prikazuju idejni plan rezanja [Slika 28.] te finalni plan rezanja [Slika 29.]. Uzorci su izrezani tračnom pilom [Slika 27.]. Izrezani uzorci prikazani su slikom 31.



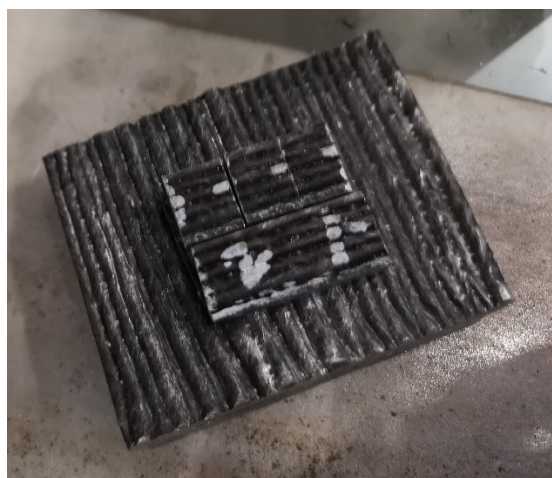
Slika 27. Tračna pila korištena za rezanje zida



Slika 28. Idejni plan rezanja zida



Slika 29. Stvarni plan rezanja



Slika 30. Izrezani uzorci

5.3. Mjerenje kemijskog sastava

Mjerenje kemijskog sastava provodilo se na uzorku vidljivom na slici 31. Za mjerenje kemijskog sastava koristio se XRF uređaj Innov-X Sztsems DS 2000-C. Zbog načina rada XRF uređaja nije moguće očitavati podatke o udjelu nemetala u materijalu te stoga nije moguće napraviti analizu količine dušika i ugljika. Valja napomenuti da XRF uređaj ne mjeri kemijski sastav same površine, već materijala tik ispod površine.



Slika 31. Uzorak na kojem je obavljano mjerenje kemijskog sastava



Slika 32. XRF-Olympus uređaj

Samo mjerenje kemijskog sastava sastojalo se od nekoliko faza te je glavni cilj mjerenja bio dobiti predodžbu o promjenu kemijskog sastava po presjeku zida. Svako mjerenje je

ponovljeno barem dva puta kako bi se dobili što točniji rezultati. Plan provođenja mjerenje je bio sljedeći:

1. provesti mjerenje na površini uzorka[Slika 31.]
2. skinuti sloj materijala debljine 1 mm sa uzorka[Slika 33.]
3. ponoviti mjerenje
4. ponavljati korake 2 i 3 dok se ne skine polovica debljine zida

Ukupno su skinuta 3 mm materijala sa površine, odnosno mjerenja su izvršena na 4 puta.



Slika 33. Uzorak za analizu kemijskog sastava nakon skidanja sloja materijala

Tijekom mjerenja sam XRF uređaj je na temelju kemijskog sastav davao podatke o djelomičnom poklapanju sa dupleks čelicima 2205 i 2507 [Slika 34.], dok je korištena žica od dupleksa 2209, čiji je točan kemijski sastav dan slikom 35. Određeno poklapanje i sličnost je bila očekivana jer se žica i inače koristi u zavarivanju dupleksa 2205.

El	%	+/-	Spec (2507)
Si	0.43	0.06	[0.00-0.80]
P	0.010	0.002	Tramp[0.01]
V	0.10	0.03	Tramp[0.15]
Cr	22.93	0.16	[24.00-26.00]
Mn	1.66	0.07	[0.00-1.20]
Fe	63.01	0.30	[58.90-67.00]

Slika 34. Prikaz rezultata mjerenja XRF uređajem

MIG WELD

ABNAHMEPRÜFZEUGNIS / INSPECTION CERTIFICATE / CERTIFICAT DE RECEPTION

EN 10204 - 3.1

MIG WELD GmbH International															
Ø :				1.2mm				HERSTELLDATUM / DATE:				02.02.2012			
BEZEICHNUNG / DESIGNATION:				ML22.9.3.NL				CHARGE / BATCH:				231780_010148863			
DIN EN ISO 14343-A:				G 22 9 3 NL											
VERPACKUNG / PACKAGING				BS-300 / 15kg											
WERKSTOFFNUMMER:				1.4462											
CHEMISCHE ZUSAMMENSETZUNG / CHEMICAL COMPOSITION [%]															
NACH ANALYSE DES LIEFERANTEN / ACCORDING TO SUPPLIERS ANALYSIS															
% C	% Si	% Mn	% Ni	% Cr	% Mo	% Cu	% Co	% S	% P	% N					
0,009	0,370	1,630	8,76	22,8	3,150	0,050	0,028	0,001	0,013	0,1405					
NACH ANALYSE DES LIEFERANTEN / ACCORDING TO SUPPLIERS ANALYSIS															
MECHANISCHE EIGENSCHAFTEN / PHYSICAL PROPERTIES															
DURCHMESSER/DIAM. 1 [mm]				DURCHMESSER/DIAM. 2 [mm]											
1,187				1,188											
FERRIT / FERRITE															
DeLong Ferrit FN				Ferrit WRC %											
MIG WELD GmbH International · Wattstraße 2 · 94405 Landau/lsar															

Dieses Zeugnis wurde maschinell erstellt und wird nicht unterschrieben.

QUAL I 1-1 Rev0 02.06.2003

Slika 35. Certifikat dodatnog materijala od dupleksa 2209

Rezultati mjerenja kemijskog sastava za svaku dubinu dani su u sljedećim tablicama. U svim tablicama možemo zamijetiti određeni udio vanadija i titana na površini. Mjerenje XRF uređajem nije savršeno te se pojedini elementi sličnog odraza mogu zamijeniti. To bi objasnilo postojanje titana na površini, ali i vanadija u svim slojevima. Da bi se dokazalo ili opovrgnulo postojanje tih metala leguri potrebno je provesti dodatna ispitivanja optičkom emisijskom spektroskopijom koja može detektirati i nemetale.

Tablica 8. Kemijski sastav površine

Legirni element	Maseni udio, %		
	1. mjerenje	2. mjerenje	Srednja vrijednost
Cr	24,21	24,09	24,15
Mn	2,93	2,84	2,89
Mo	2,91	3,05	2,98
Ni	8,02	8,05	8,04
Si	2,18	1,98	2,08
V	0,12	0,16	0,14
Ti	0,26	0,29	0,28

Tablica 9. Kemijski sastav na dubini od 1 mm

Legirni element	Maseni udio, %		
	1. mjerenje	2. mjerenje	Srednja vrijednost
Cr	22,93	23,05	22,99
Mn	1,66	1,63	1,65
Mo	3,07	3,08	3,08
Ni	8,73	8,73	8,73
Si	0,43	0,38	0,405
V	0,1	0,09	0,09

Tablica 10. Kemijski sastav na dubini od 2 mm

Legirni element	Maseni udio, %		
	1. mjerenje	2. mjerenje	Srednja vrijednost
Cr	22,86	22,97	22,92
Mn	1,62	1,46	1,54
Mo	3,18	3,14	3,16
Ni	8,69	8,61	8,65
Si	0,32	0,31	0,32
V	0,08	0,1	0,09

Tablica 11. Kemijski sastav na dubini od 3 mm

Legirni element	Maseni udio, %		
	1. mjerenje	2. mjerenje	Srednja vrijednost
Cr	22,9	22,86	22,88
Mn	1,55	1,54	1,55
Mo	3,03	3,12	3,08
Ni	9,6	8,56	9,08
Si	0,31	0,32	0,32
V	0,08	0,1	0,09

Nakon završenog mjerenja kemijskog sastava uzorak je razrezan u dva dijela koja su se kasnije koristila za mjerenje tvrdoće i analizu mikrostrukture.

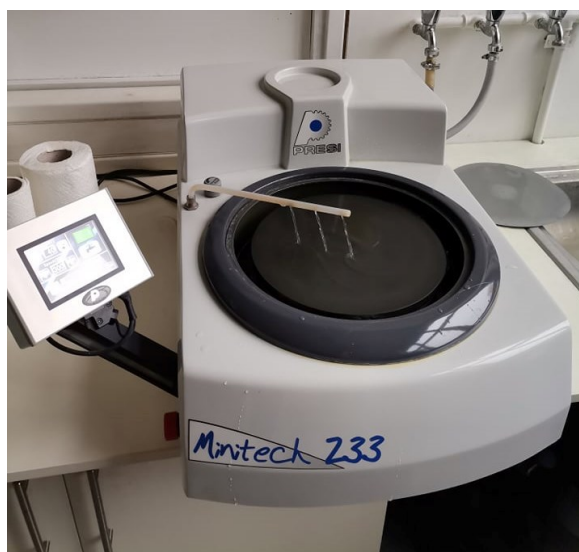
**Slika 36. Razrezan uzorak za mjerenje kemijskog sastava**

5.4. Mjerenje tvrdoće i mikrotvrdoće

Prije samog početka mjerenja bilo je potrebno zaliti uzorke u polimernu odnosno vodljivu masu kako bi se kasnije mogla provoditi i elektrokemijska nagrizanja na uzorcima. Uzorci sa slike 36. bili su razdvojeni tako da je jedan uzorak bio podvrgnut toplinskoj obradi, dok je drugi ostavljen u prvobitnom stanju. Nakon toplinske obrade uzorci su bili odvojeno zaliti [Slika 37.], a uz uzorak u prvobitnom stanju zaliti su i ortogonalni presjeci zida. Nakon zalijevanja u masu uzorci su bili izbrušeni [Slika 38.] i ispolirani [Slika 39.]. Za uzorke su korištene oznake B3T [Slika 40.] i B3 [Slika 41.]. Oznaka B3T označuje da se radio o bokocrtu zida sa kojeg je skinuto 3 mm materijala te je bio podvrgnut toplinskoj obradi. Kod uzorka B3 možemo vidjeti i oznake B, T, N i B3 gdje B odnosno B3 označuje bokocrt to jest bokocrt sa kojeg je skinuto 3 mm materijala. T označuje tlocrt zida, dok N označuje nacrt.



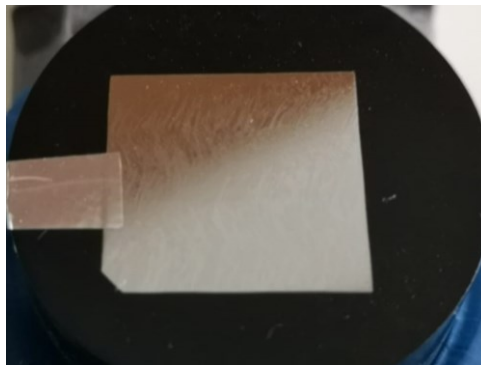
Slika 37. Uređaj za zalijevanje uzoraka u masu



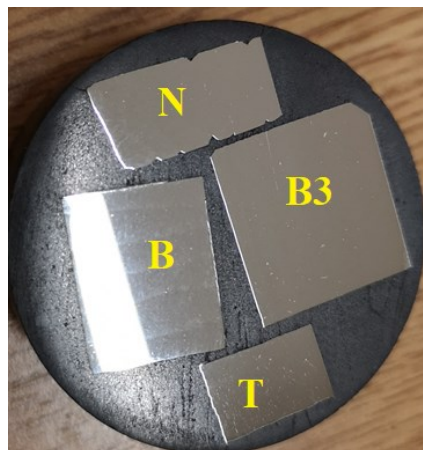
Slika 38. Uređaj za brušenje i poliranje uzoraka Mintech 233



Slika 39. Uređaj za fino poliranje uzoraka



Slika 40. Uzorak sa toplinske obrade (B3T)

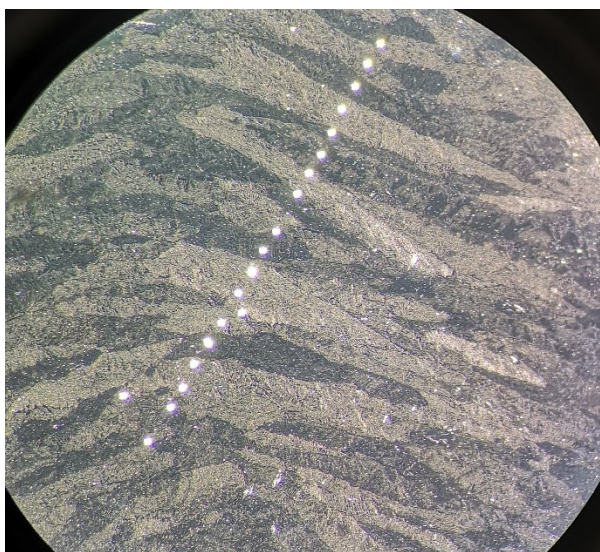


Slika 41. Uzorci bez toplinske obrade (B3)

Mjerenje mikrotvrdoće provedeno je u nekoliko faza. Sva mjerenja su rađena na mikrotvrdomjeru [Slika 42.] s različitim opterećenjima od 50 do 200 grama [Tablica 12-14.]. Različita opterećenja su korištena kako bi smo mogli odabrati optimalno opterećenje za provedbu daljnjeg mjerenja. Rezultati tih mjerenja dani su u tablicama. Proces mjerenja sastoji se od utiskivanja indentora u uzorak u trajanju od 10 do 15 sekundi, nakon čega se optičkim mikroskopom sa skalom mjeri iznos dijagonale otiska. Na temelju dobivenog rezultata iz tablica se iščitava vrijednost tvrdoće. Nakon odabira opterećenja od 200 g za provođenje mjerenja napravljena su mjerenja mikrotvrdoće na uzorcima B3 [Tablica 15.-17.] i B3T [Tablica 18.-20.] te se posvetila posebna pažnja da se mjerenje provede okomito i paralelno na smjer izrade (BD) kao i pod kutom od 45° [Slika 43.]. Provedeno je i mjerenje sa standardnim tvrdomjerom opterećenja 10 kg.



Slika 42. Mikrotvrdomjer PMT-3 korišten u eksperimentu



Slika 43. Otisci indentora pod kutom od 45° u odnosu na smjer izrade

Dobiveni iznos dijagonale piramidalnog otiska potrebno je pomnožiti sa faktorom korekcije uvećanja koji za korišteni uređaj iznosi 0,302.

Tablica 12. Rezultati mjerenja za opterećenje od 50 g (B3)

Mjerenje	Dijagonala	Korekcija	HV0,05
1	70	21,1	208
2	72	21,7	197
3	59	17,8	293
4	108	32,6	87,2
5	66	19,9	234
6	59	17,8	293
7	71	21,4	202
8	75	22,7	182
9	83	25,1	148
10	81	24,5	156
11	75	22,7	182
12	79	23,9	164
13	77	23,3	172
14	75	22,7	182
15	74	22,3	187
Srednja vrijednost:			193
Odstupanje:			52,3

Tablica 13. Rezultati mjerenja za opterećenje od 100 g (B3)

Mjerenje	Dijagonala	Korekcija	HV0,1
1	86	26,0	276
2	97	29,3	217
3	86	26,0	276
4	114	34,4	157
5	83	25,1	294
6	88	26,6	264
7	84	25,4	290
8	85	25,7	283
9	91	27,5	247
10	100	30,2	203
11	100	30,2	203
12	99	29,9	209
13	88	26,6	264
14	94	28,4	232
15	85	25,7	283
Srednja vrijednost:			244
Odstupanje:			41,2

Tablica 14. Rezultati mjerenja za opterećenje od 200 g (B3)

Mjerenje	Dijagonala	Korekcija	HV0,2
1	138	41,7	214
2	121	36,5	278
3	123	37,1	269
4	122	36,8	274
5	124	37,4	265
6	123	37,1	269
7	130	39,3	241
8	124	37,4	265
9	122	36,8	274
10	128	38,7	249
11	124	37,4	265
12	122	36,8	274
13	119	35,9	288
14	125	37,8	261
15	118	35,6	293
Srednja vrijednost:			263
Odstupanje:			19,3

Tablica 15. Rezultati mjerenja okomito na smjer izrade bez toplinske obrade (B3)

Mjerenje	Dijagonala	Korekcija	HV0,2
1	126	38,1	255
2	134	40,5	227
3	127	38,4	252
4	130	39,3	241
5	128	38,7	249
6	132	39,9	234
7	129	39	245
8	130	39,3	241
9	129	39	245
10	123	37,1	269
11	123	37,1	269
12	122	36,8	274
13	131	39,6	238
14	129	39	245
15	130	39,3	241
Srednja vrijednost:			248
Odstupanje:			13,5

Tablica 16. Rezultati mjerenja u smjeru smjeru izrade bez toplinske obrade (B3)

Mjerenje	Dijagonala	Korekcija	HV0,2
1	125	37,8	260
2	128	38,7	249
3	124	37,4	265
4	140	42,3	208
5	132	39,9	234
6	127	38,4	252
7	126	38,1	255
8	137	41,4	217
9	135	40,8	224
10	130	39,3	241
11	121	36,5	278
12	128	38,7	249
13	129	39	245
14	145	43,8	194
15	127	38,4	252
Srednja vrijednost:			242
Odstupanje:			22,5

Tablica 17. Rezultati mjerenja pod 45° bez toplinske obrade (B3)

Mjerenje	Dijagonala	Korekcija	HV0,2
1	125	37,8	260
2	130	39,3	241
3	132	39,9	234
4	133	40,2	231
5	121	36,5	278
6	125	37,8	260
7	133	40,2	231
8	142	42,9	202
9	125	37,8	260
10	119	35,9	288
11	136	41,1	221
12	126	38,1	255
13	157	47,4	166
14	126	38,1	255
15	132	39,9	234
Srednja vrijednost:			241
Odstupanje:			30,35

Tablica 18. Rezultati mjerenja okomito na smjer izrade nakon toplinske obrade (B3T)

Mjerenje	Dijagonala	Korekcija	HV0,2
1	140	42,3	208
2	129	39	245
3	134	40,5	227
4	141	42,6	205
5	139	42	211
6	140	42,3	208
7	138	41,7	214
8	137	41,4	217
9	150	45,3	182
10	136	41,1	221
11	147	44,4	189
12	133	40,2	231
13	132	39,9	234
14	137	41,4	217
15	144	43,5	197
Srednja vrijednost:			214
Odstupanje:			16,9

Tablica 19. Rezultati mjerenja u smjeru smjeru izrade nakon toplinske obrade (B3T)

Mjerenje	Dijagonala	Korekcija	HV0,2
1	134	40,5	227
2	135	40,8	224
3	131	39,6	238
4	131	39,6	238
5	123	37,1	269
6	137	41,4	217
7	141	42,6	205
8	136	41,1	221
9	139	42	211
10	129	39	245
11	134	40,5	227
12	132	39,9	234
13	128	38,7	249
14	125	37,8	260
15	124	37,4	265
Srednja vrijednost:			235
Odstupanje:			19,3

Tablica 20. Rezultati mjerenja pod 45° nakon toplinske obrade (B3T)

Mjerenje	Dijagonala	Korekcija	HV0,2
1	135	40,8	224
2	132	39,9	234
3	138	41,7	214
4	126	38,1	255
5	131	39,6	238
6	132	39,9	234
7	133	40,2	231
8	136	41,1	221
9	117	35,3	298
10	126	38,1	255
11	131	39,6	238
12	136	41,1	221
13	135	40,8	224
14	133	40,2	231
15	129	39	245
Srednja vrijednost:			236
Odstupanje:			20,8

Kod mjerenja tvrdoće HV10 u smjeru izrade rasipanja su bila vrlo mala te je odlučeno da nije potrebno provoditi mjerenja u ostalim smjerovima jer su tijekom mjerenja mikrotvrdoće uočena najveća rasipanja u tom smjeru. Mjerenje tvrdoće provedeno je na uređaju sa slike 44.

**Slika 44. Tvrdomjer tvrtke Reichrter**

Tablica 21. Tvrdoća uzorka nakon toplinske obrade (B3)

Dijagonala	HV10
0,292	218
0,28	236
0,286	227
0,291	219
0,292	218
Srednja vrijednost:	224
Odstupanje:	7,8

Tablica 22. Tvrdoća uzorka bez toplinske obrade (B3T)

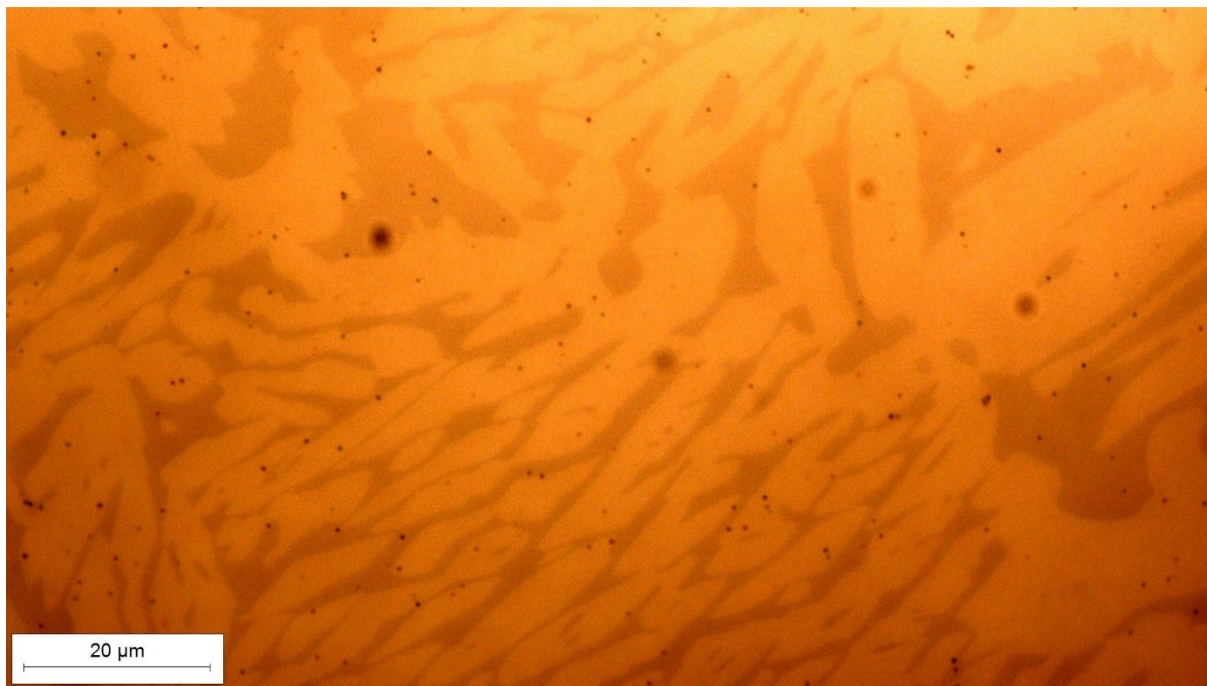
Dijagonala	HV10
0,265	264
0,269	256
0,275	245
0,265	264
0,269	256
Srednja vrijednost:	257
Odstupanje:	7.8

5.5. Mikrostruktura

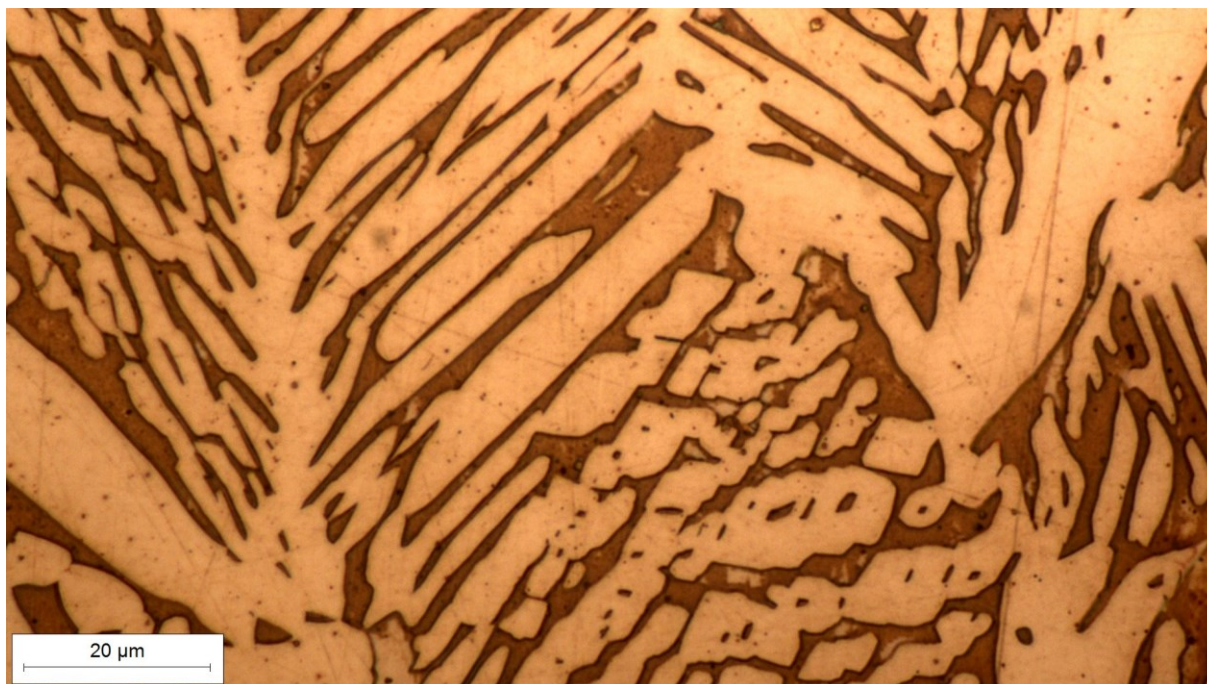
Analiza mikrostrukture provedena je na istim uzorcima [Slika 40., Slika 41.] na kojim je provedeno i ispitivanje tvrdoće. Prije same analize mikrostrukture uzorci su bili ponovno brušeni i polirani da bi se uklonili otisci nastali tijekom mjerenja tvrdoće. Obzirom da su uzorci bili zaliti u vodljivu masu, prvi postupak je bilo elektrolitičko nagrizanje u desetpostotnoj otopini oksalne kiseline. Proces nagrizanja je trajao 30 sekundi, a korišteni napon je iznosio 8- 10 V zavisno o uzorku. Nakon vađenja uzoraka iz otopine uzorci su isprani toplom vodom kako bi se zaustavila daljnja reakcija. Nakon nagrizanja oksalnom kiselinom mogla se uočiti razlika između austenita i ferita u materijalu, no granice nisu bile jasno vidljive [Slika 45.]. Da bi se pokušao postići veći kontrast između različitih faza, austenita i ferita u ovom slučaju. Uzorci su bili ponovno polirani te uronjeni u otopinu vode i klorovodične kiseline u omjeru:

- 15ml HCl
- 85ml destilirane vode

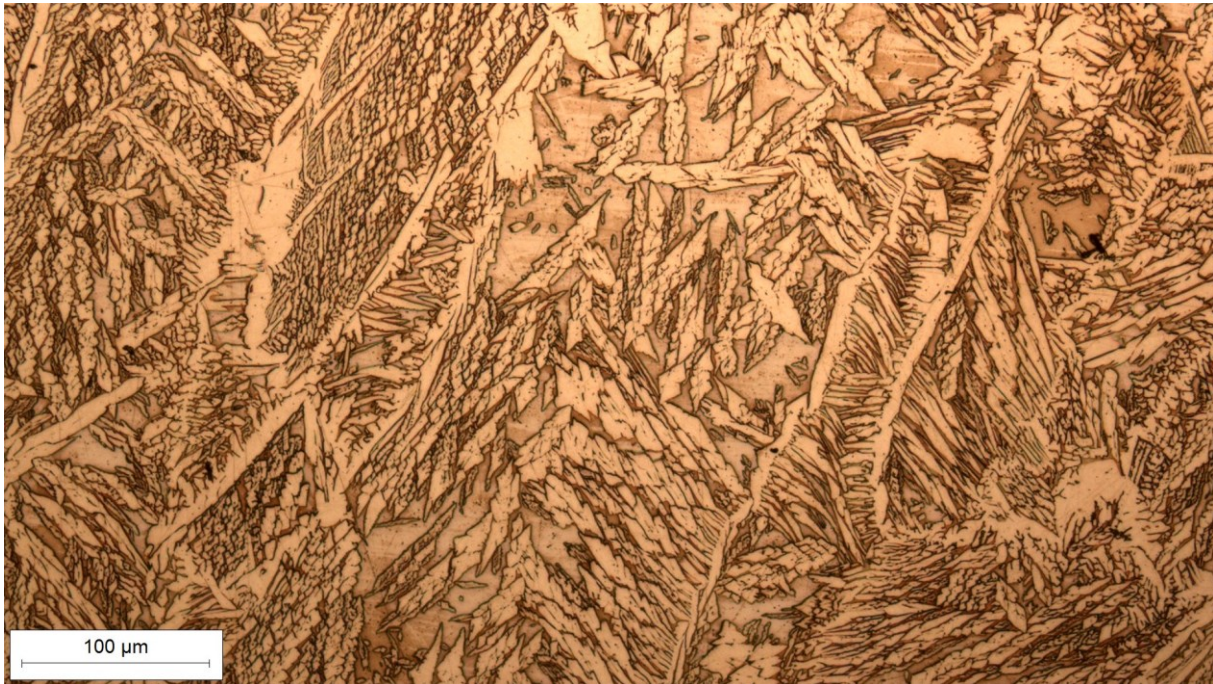
Nakon vađenja iz otopine uzorci su bili isprani u tekućoj vodi te lagano osušeni papirnatim ručnicima. Takvim nagrivanjem dobiveni su puno bolji rezultati posebice u naglašavanju granica između faza [Slika 46., Slika 47.]. Na svim slikama austenit je svjetlije boje dok je ferit, kao i eventualne intermetalne faze, tamnije boje.



Slika 45. Mikrostruktura nakon elektrolitičkog nagrivanja oksalnom kiselinom, povećanje 1000x (B3T)



Slika 46. Mikrostruktura nakon nagrivanja u otopini HCl, povećanje 1000x (B3T)



Slika 47. Jasno vidljiva granica austenita i ferita, povećanje 200x (B3)

5.6. Statički vlačni pokus

Samu pripremu uzoraka za statički vlačni pokus možemo podijeliti u dvije skupine, onu sa uzorcima od prethodno izrađenog zida [Slika 30.] te na uzorke nastale od novoizrađenog zida. Radi lakšeg praćenja tijekom svaki od postupaka dobivanja uzoraka biti će opisan posebno.

5.6.1. Priprema uzoraka od prethodno izrađenog zida

Tijekom pripreme uzoraka od prethodno izrađenog zida težilo se izradi epruveta što većih dimenzija kako bi se dobiveni rezultati mogli lakše uspoređivati sa osnovnim materijalom. Veća širina vrta epruvete kod testiranja WAAM dijelova je povoljna jer se na taj način u horizontalnom smjeru obuhvaća veći broj slojeva pa se samim time dobiva i reprezentativniji rezultat ispitivanja. Kako bi se ispitivanje moglo provesti sa specifikacijama epruveta sličnim ili identičnim onima koje zahtijeva norma EN ISO 6892-1, na prethodno odrezane uzorke bilo je potrebno navariti dodatke kako bi se mogla osigurati zahtijevana minimalna duljina ispitnog epruvete. Kao dodatak za navarivanje korišten je lim od nehrđajućeg čelika iste debljine kao i zid te je na mjestima zavora obavljena X- priprema zavarenog spoja [Slika 48.]. Takva vrsta pripreme je odabrana da bi se smanjile toplinske deformacije dijela nakon zavarivanja. Zavarivanje dijelova obavljeno je TIG postupkom radi lakše kontrole luka.



Slika 48. Priprema zida za zavarivanje

Već je ranije spomenuto da je glavni razlog provođenja eksperimenta ispitivanje anizotropnosti materijala prije i nakon toplinske obrade. Stoga je bilo potrebno izraditi epruvete kojima se ispituje vlačna čvrstoća u smjeru izrade zida (2V) te okomito na smjer izrade (2H). Nakon zavarivanja uočene su manje deformacije koje su vrlo lako ispravljene. Nakon zavarivanja oba sirovca za epruvete su poslana na strojnu obradu te je iz svakog sirovaca napravljen par epruveta, od kojih je jedan iz svakog smjera bila podvrgnuta homogenizacijskom žarenju na temperaturi od 1050 °C u trajanju od 60 minuta, nakon čega su uzorci gašeni u ulju. Ta temperatura odabrana je na temelju rezultata prijašnjih ispitivanja danih u poglavlju 4.3. Epruvete koje su prošle toplinsku obradu označene su slovom T.



Slika 49. Priprema za navarivanje dodataka okomito na smjer izrade (2H)



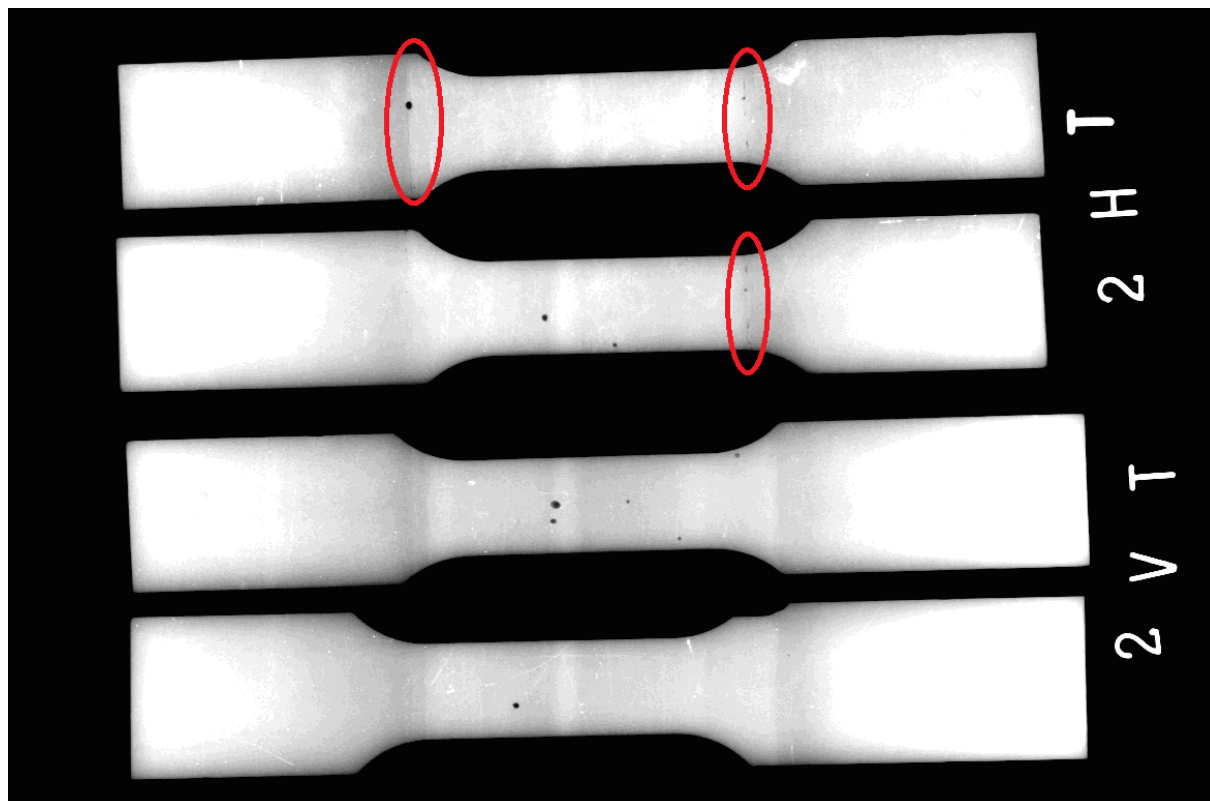
Slika 50. Priprema za navarivanje dodatka u smjeru izrade (2V)

Nakon izrade epruveta odgovarajućih dimenzija te odgovarajuće toplinske obrade dijela epruveta, epruvete su bile podvrgnute radiografskom ispitivanju kako bi se mogla uočiti poroznost. Za radiografsko snimanje korišten je uređaj Balteau 300 D, a parametri snimanja dani su u tablici 23.

Tablica 23. Parametri RTG snimanja

Napon	125 kV
Struja	4 mA
Film fokus udaljenost	1000 mm
Vrijeme	4 min 15 sek

Rezultati snimanja skenirani su sa digitalnog filma pomoću skenera VMI 5100. Tijekom detaljnog pregleda radiograma u programu *ISee!*, uočene su pojedine greške zavara kao i očekivane pore u materijalu zida [Slika 51.]. Zbog male količine pora i nepostojanja jasnih naznaka greške u zavaru kod epruvete 2V odlučeno je koristiti istu kao prvu ispitnu epruvetu u statičkom vlačnom pokusu. Tijekom statičkog vlačnog pokusa došlo je do pucanja epruvete na mjestu zavara [Slika 52.]. Nakon puknuća na mjestu zavara odlučeno je prekinuti vlačni pokus. Odlučeno je dodatno smanjiti širinu ispitnog dijela epruveta te uz to izraditi novi zid nešto većih dimenzija nego prvi.



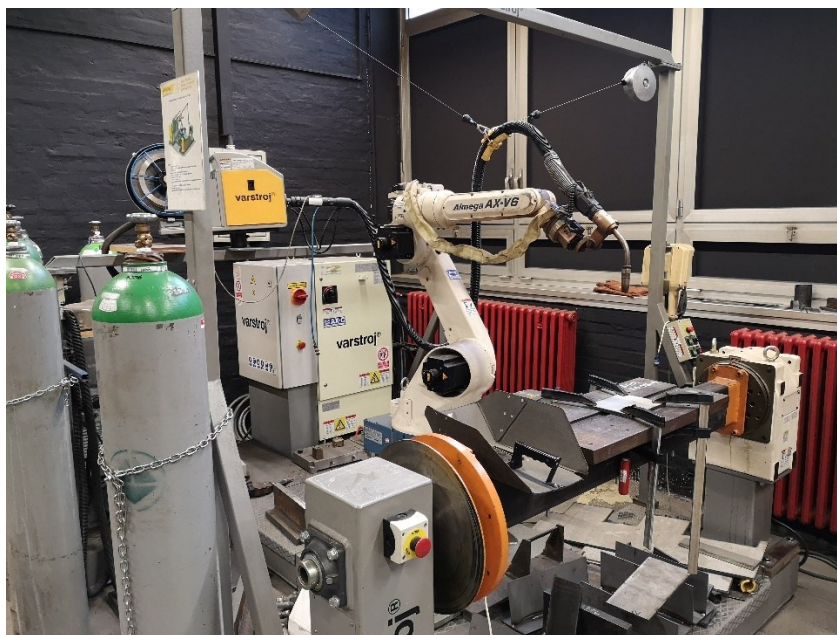
Slika 51. Radiogram epruveta za statički vlačni pokus



Slika 52. Puknuće epruvete 2V na mjestu zavora

5.6.2. Izrada zida i novih testnih uzoraka

Na temelju nezadovoljavajućeg i neuspješnog rezultata prvog vlačnog pokusa odlučeno je izraditi novi zid sukladno parametrima korištenima tijekom izrade prvog zida [37]. Da bi se postigli parametri zavarivanja s minimalnim odstupanjem izrađen je i testni zid manjih dimenzija tijekom čije izrade su korigirani parametri zavarivanja. Za izradu zida korištena je robotska stanica za zavarivanje Almega [Slika 53.] Laboratorija za zavarivanje, a kao izvor korišten je Daihen DP-400 čija je karakteristika dana u tablici 24.



Slika 53. Robotska stanica Almega OTC AX-V6

Tablica 24. Karakteristike izvora za zavarivanje Daihen DP-400

DP-400	
Područje struje zavarivanja, A	30 - 400
Područje napona zavarivanja, V	15,5 - 34
Priključni napon, V/Hz	3-400/50
Promjer žice za zavarivanje, mm	0,8-1,2
Intermitencija 100 %, A	283
Intermitencija 50 %, A	400
Masa, kg	46
Dimenzije (D x Š x V), mm	653 x 300 x 595

Kao podloga korišten je već ranije izrezan lim od nehrđajućeg čelika, koji je bio dobro stegnut da bi se smanjile deformacije. Prije početka izrade podloga je predgrijana kako bi se povećala zavarljivost prvog sloja na podlogu. Tijekom samog postupka izrade visina zida je mjerena nakon svakog prolaza u 3 točke, pomoću pomičnog mjerila. Također, za vrijeme izrade bilo je potrebno osiguravati konstantnu međuprolaznu temperaturu (100 °C) koja se mjerila infracrvenim termometrom [Slika 54., Slika 55.]. U prvih nekoliko slojeva pasivnim

hlađenjem materijala na zraku vrlo lako se postizala zahtijevana međuprolaznu temperatura, u višim slojevima korišten je pištolj sa komprimiranim zrakom da bi se ubrzalo hlađenje materijala na međuprolaznu temperaturu. Proces izrade zida bio je isti kao na slici 6., kako bi se osigurala što ujednačenija visina zida po cijeloj dužini. Odabrani parametri zavarivanja dani su u tablici 25.



Slika 54. Uređaj za infracrveno mjerenje temperature Fluke



Slika 55. Mjerenje međuprolazne temperature sa jasno vidljivim mjestima mjerenja visine zida

Tablica 25. Parametri zavarivanja za izradu zida

Struja, A	140
Brzina zavarivanja, cm/min	25
Protok plina M12 (Ar 97,5/N ₂ 2,5), l/min	19
Duljina slobodnog kraja žice, mm	10 - 12

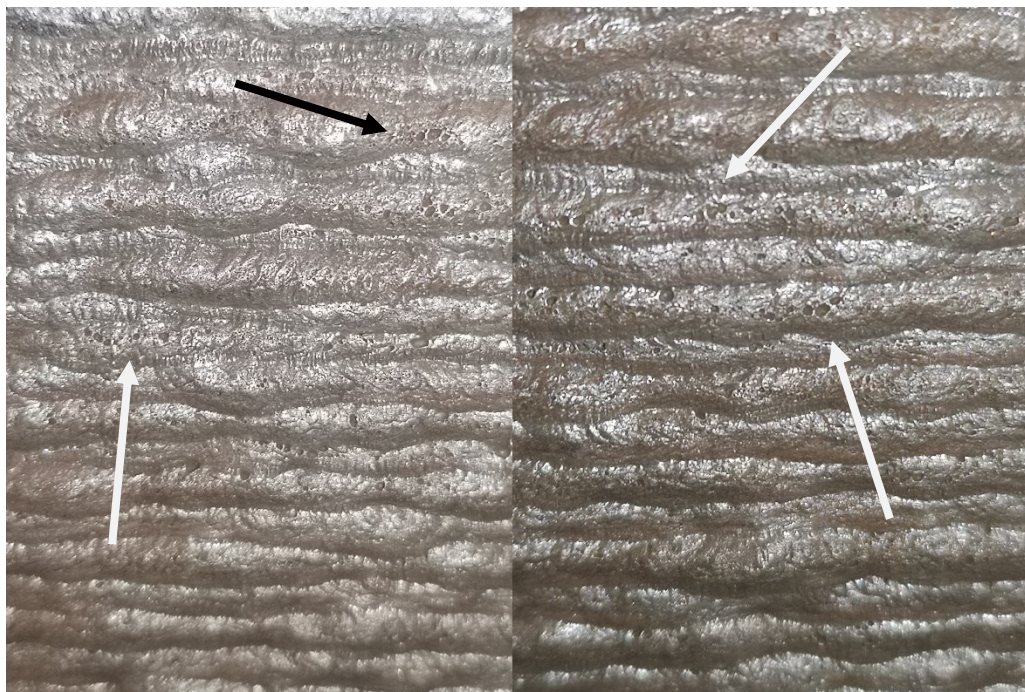
Tablica 26. Prikaz rasta visine zida

Sloj	Visina u točkama mjerenja, mm			Prosječna visina, mm	Prosječni prirast po točkama, mm			Prosječni prirast po sloju, mm
1	2.3	2.7	2.8	2.60	2.3	2.7	2.8	2.60
2	5.0	5.0	5.1	5.03	2.7	2.3	2.3	2.43
3	7.4	7.2	7.3	7.30	2.4	2.2	2.2	2.27
4	9.8	9.9	9.9	9.87	2.4	2.7	2.6	2.57
5	13.0	12.6	12.7	12.77	3.2	2.7	2.8	2.90
6	15.4	15.1	15.4	15.30	2.4	2.5	2.7	2.53
7	17.9	17.3	17.6	17.60	2.5	2.2	2.2	2.30
8	20.4	20.2	20.5	20.37	2.5	2.9	2.9	2.77
9	23.4	22.9	22.9	23.07	3.0	2.7	2.4	2.70
10	25.4	24.9	25.1	25.13	2.0	2.0	2.2	2.07
11	27.9	27.6	27.8	27.77	2.5	2.7	2.7	2.63
12	30.5	30.2	30.3	30.33	2.6	2.6	2.5	2.57
13	32.5	33.0	33.0	32.83	2.0	2.8	2.7	2.50
14	35.4	35.3	35.3	35.33	2.9	2.3	2.3	2.50
15	37.4	37.1	37.4	37.30	2.0	1.8	2.1	1.97
16	40.7	40.4	40.6	40.57	3.3	3.3	3.2	3.27
17	43.0	42.8	43.1	42.97	2.3	2.4	2.5	2.40
18	45.6	45.3	45.2	45.37	2.6	2.5	2.1	2.40
19	47.7	47.6	47.5	47.60	2.1	2.3	2.3	2.23
20	49.8	49.7	49.9	49.80	2.1	2.1	2.4	2.20
21	52.2	52.3	52.2	52.23	2.4	2.6	2.3	2.43
22	54.9	54.9	54.8	54.87	2.7	2.6	2.6	2.63
23	57.3	57.4	57.4	57.37	2.4	2.5	2.6	2.50
24	59.4	59.3	59.3	59.33	2.1	1.9	1.9	1.97
25	62.0	62.3	62.2	62.17	2.6	3.0	2.9	2.83
26	64.2	64.1	64.2	64.17	2.2	1.8	2.0	2.00
27	67.0	67.0	66.9	66.97	2.8	2.9	2.7	2.80
28	69.0	69.3	68.9	69.07	2.0	2.3	2.0	2.10
29	71.8	71.6	71.3	71.57	2.8	2.3	2.4	2.50
30	73.7	73.9	73.7	73.77	1.9	2.3	2.4	2.20
31	77.4	77.2	76.8	77.13	3.7	3.3	3.1	3.37
32	78.5	78.9	78.3	78.57	1.1	1.7	1.5	1.43
33	80.4	81.0	80.7	80.70	1.9	2.1	2.4	2.13
34	82.4	83.0	82.7	82.70	2.0	2.0	2.0	2.00
35	85.2	85.6	85.2	85.33	2.8	2.6	2.5	2.63
36	87.0	87.6	87.0	87.20	1.8	2.0	1.8	1.87
37	89.3	90.3	89.2	89.60	2.3	2.7	2.2	2.40
38	92.1	91.9	91.8	91.93	2.8	1.6	2.6	2.33
39	94.2	95.0	93.8	94.33	2.1	3.1	2.0	2.40
					Prosječna visina sloja, mm			2.42

Nakon završetka izrade zid je odvojen od podloge te su odstranjeni početak i kraj zida. Vizualnom inspekcijom zida prije strojne obrade uočena je poroznost u gornjim slojevima zida. Zbog sumnje u veliku poroznost unutrašnjosti zida također je obavljen i RTG zida nakon poluzavršne obrade. Glavni cilj provedbe RTG ispitivanja u toj fazi je bilo lakše smještanje epruveta u dijelove zida koji nemaju pore.



Slika 56. Završeni izgled zida



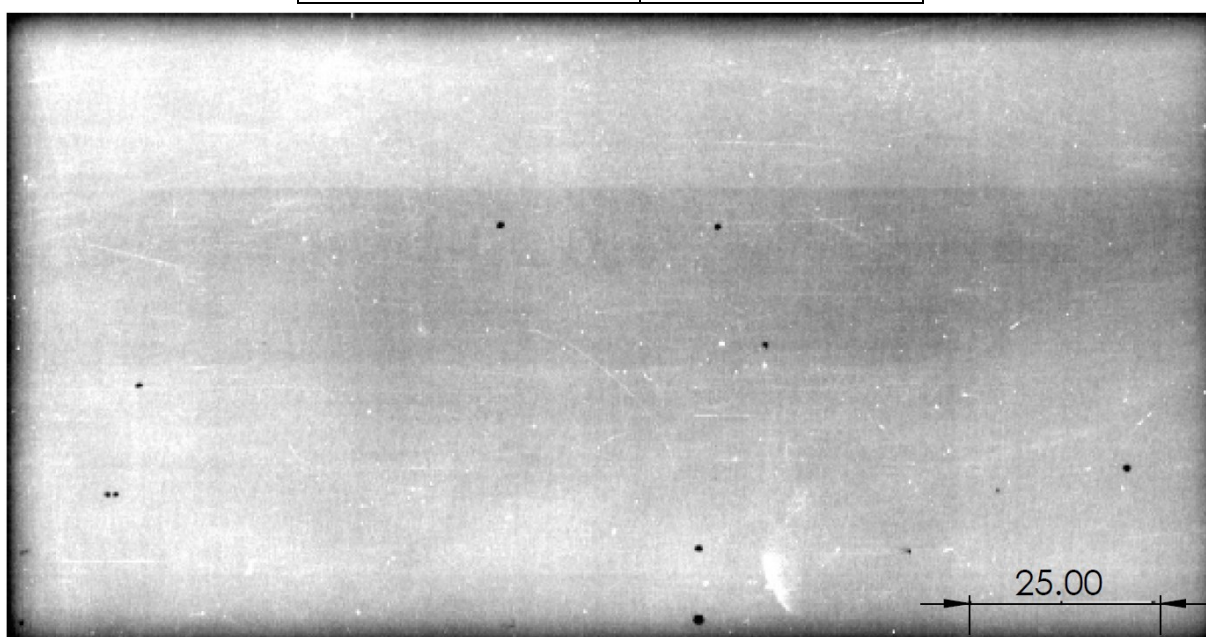
Slika 57. Poroznost u gornjim slojevima

Parametri snimanja su bili nešto drugačiji od parametara prošlog snimanja te su dani u tablici 27. Analiza radiograma je ponovno napravljena u programu *ISee!* te je uočen manji broj pora.

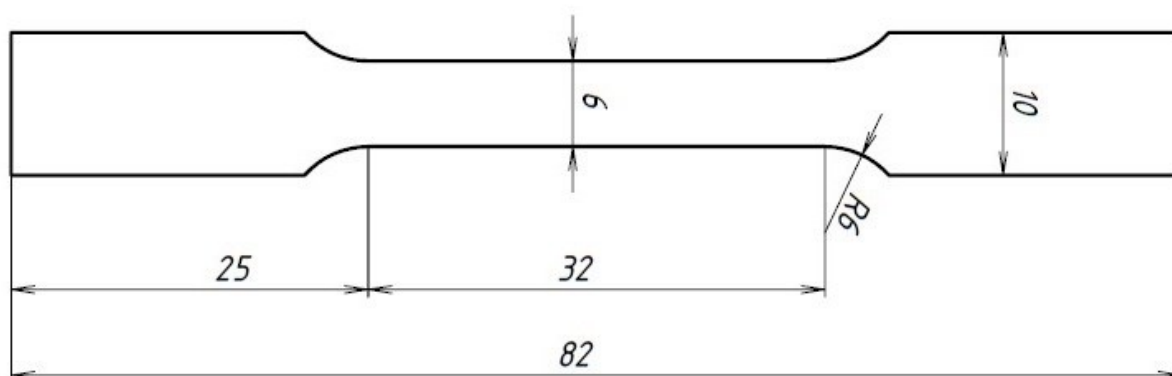
Na temelju radiograma napravljen je plan izrezivanja epruveta. Ovoga puta odlučeno je koristiti ASTM E8 normu koja je pogodna za izradu malih epruveta iz materijala poput lima, odnosno zida u ovom slučaju.

Tablica 27. Parametri RTG snimanja

Napon	155 kV
Struja	4 mA
Film fokus udaljenost	700 mm
Vrijeme	3 min

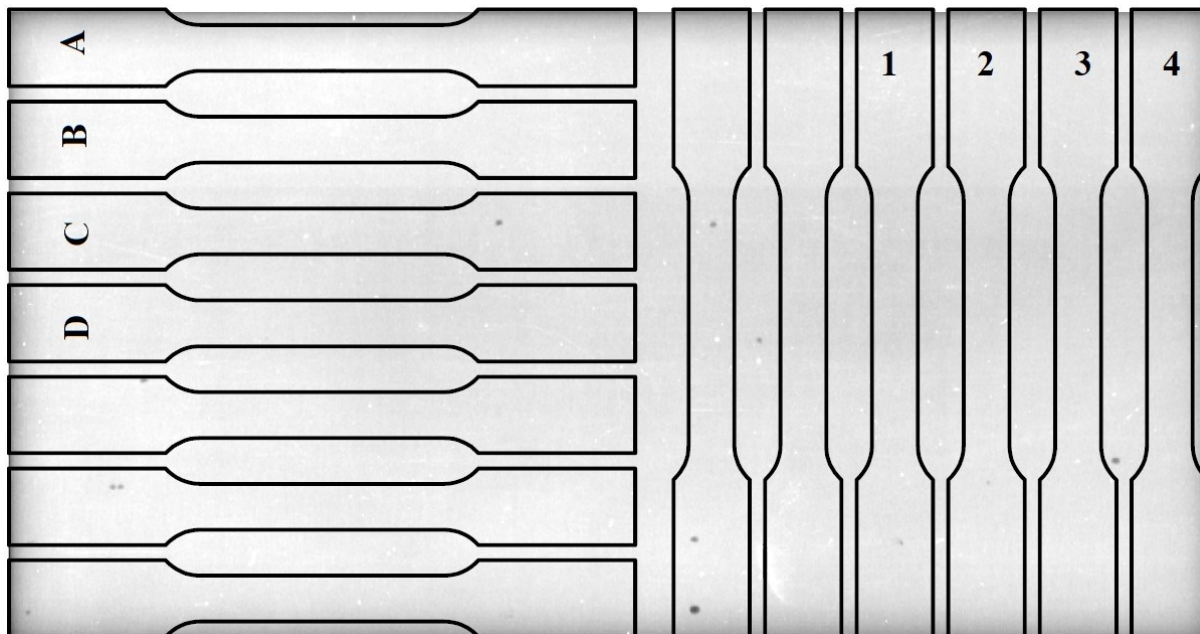


Slika 58. Radiogram zida

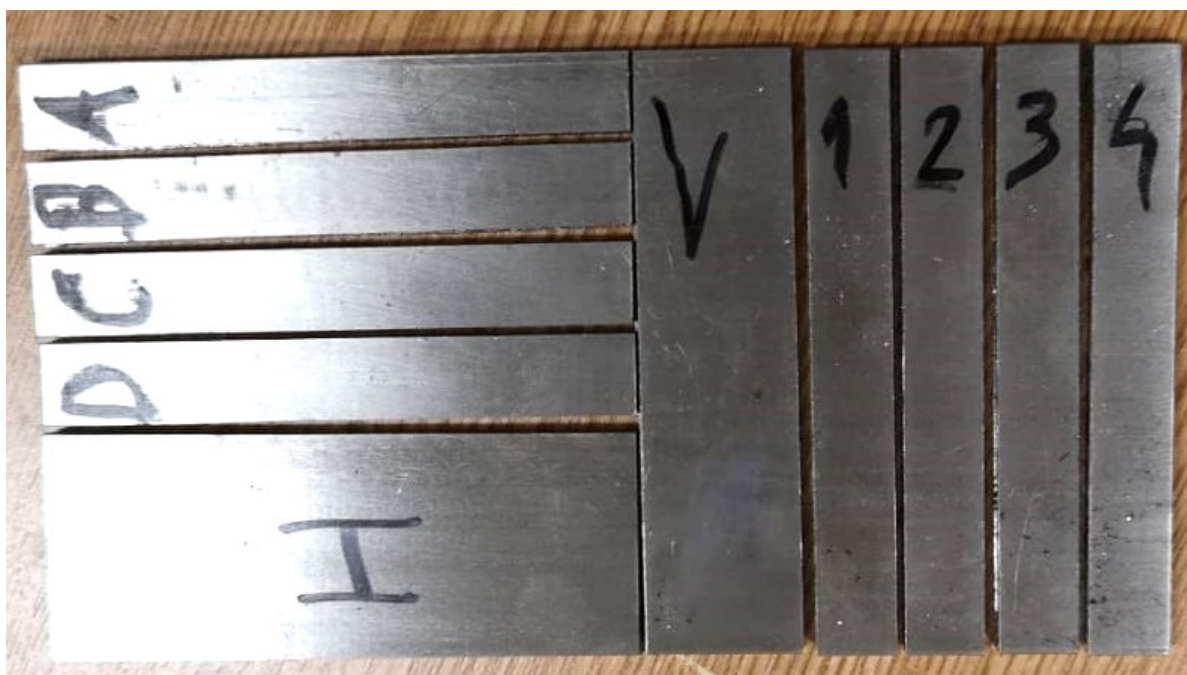


Slika 59. Tehnički crtež epruvete prema ASTM E8 normi

Prije samog izrezivanja epruveta iz materijala u CAD alatu je određen potencijalni položaj epruveta kako bi se izbjeglo uključivanje pora u ispitnom dijelu epruvete. Na temelju tog crteža izrezan je i potreban broj epruveta, koje su poslone na strojnu obradu.



Slika 60. Pozicioniranje epruveta u CAD alatu



Slika 61. Izrezane epruvete

Kao i kod prethodnih epruveta dio epruveta podvrgnut je toplinskoj obradi u trajanju od 60 minuta na 1050 °C, u ovom slučaju epruvete 1,2 te A,B.

5.6.2.1. Rezultati

Prije samog ispitivanja izmjerena je početna duljina uzorka (l_0), kao i poprečni presjek (S_0) epruveta jer se ti parametri koriste kod izračuna naprezanja i istežanja (A) tijekom statičkog vlačnog pokusa. U tablici 28. su dani navedeni parametri za svaku testnu epruvetu.

Tablica 28. Izmjere glavnih parametara epruvete

Oznaka epruvete	poprečni presjek, mm ²	početna duljina, mm
V2	72,68	37
H2T	47,33	37
H2	46,73	37
V2T	46,44	37
4	26,284	32

Ispitivanja su provedena na kidalici MESSPHYSIK BETA 50-5 sa optičkim ekstenziometrom [Slika 62.]. Postavljanje markera za optički ekstenziometra prikazano je slikom 63. Odabrana brzina je 1,5 mm/min



Slika 62. Kidalica MESSPHYSIK BETA 50-5 sa optičkim ekstenziometrom



Slika 63. Epruveta sa makrkerima

U tablici 29. dani su rezultati vlačnog pokusa.

Tablica 29. Rezultati vlačnog pokusa

Oznaka epruvete	E , GPa	R_m , MPa	$R_{p0,2}$	F_m , kN	A_{gt} , %	A , %
V2	-	720	276	53,7	-	
H2T	200,3	759,9	420,7	35,8	29,95	51,16
H2	187,4	809,7	541,4	37,8	21,5	21,92
V2T	179	738,3	426,1	34,3	27,98	35,4
4	204	807,2	545	21,2	27,23	40,9

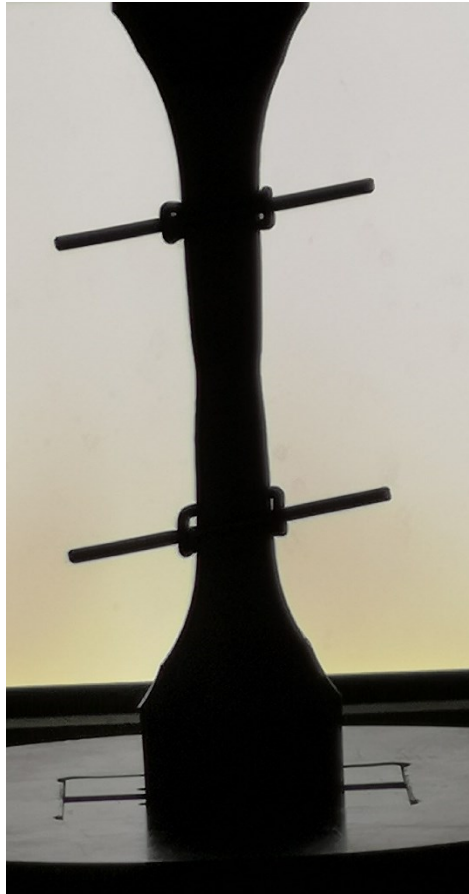
Na temelju prikupljenih rezultata vidljivo je da nisu korišteni svi uzorci od novog zida, već su korišteni samo kao zamjena za uzorke od prethodno izrađenog zida sa reduciranim poprečnim presjekom kod kojih je došlo do loma na mjestu zavora. Na mjestu puknuća u zavaru vidljivo je naljepljivanje [Slika 64.]. Kod uzorka V2T došlo je do stvaranja vrata i puknuća [Slika 65.] na mjestu bogatom porama [Slika 51.], temeljem RTG snimke prepostavlja se da je zbog pore došlo do samnjenja presjeka za $2,5 \text{ mm}^2$. S obzirom da su pore sastavni dio i očekivana pojava u materijalu izrađenom WAAM postupkom taj rezultat se koristi kasnije u analizi. Kod uzorka H2T jasno je vidljivo stvaranje vrata [Slika 66.]. Mjesta puknuća svih epruveta vidljiva su na slici 67. Zbog dobivanja bolje usporedbe rezultata odlučeno je provesti i vlačni pokus na uzorku 4 izrađenom iz novog zida koji položajem odgovara uzorku V2. Izgled prijeloma uzorka 4 vidi se na slici 68.



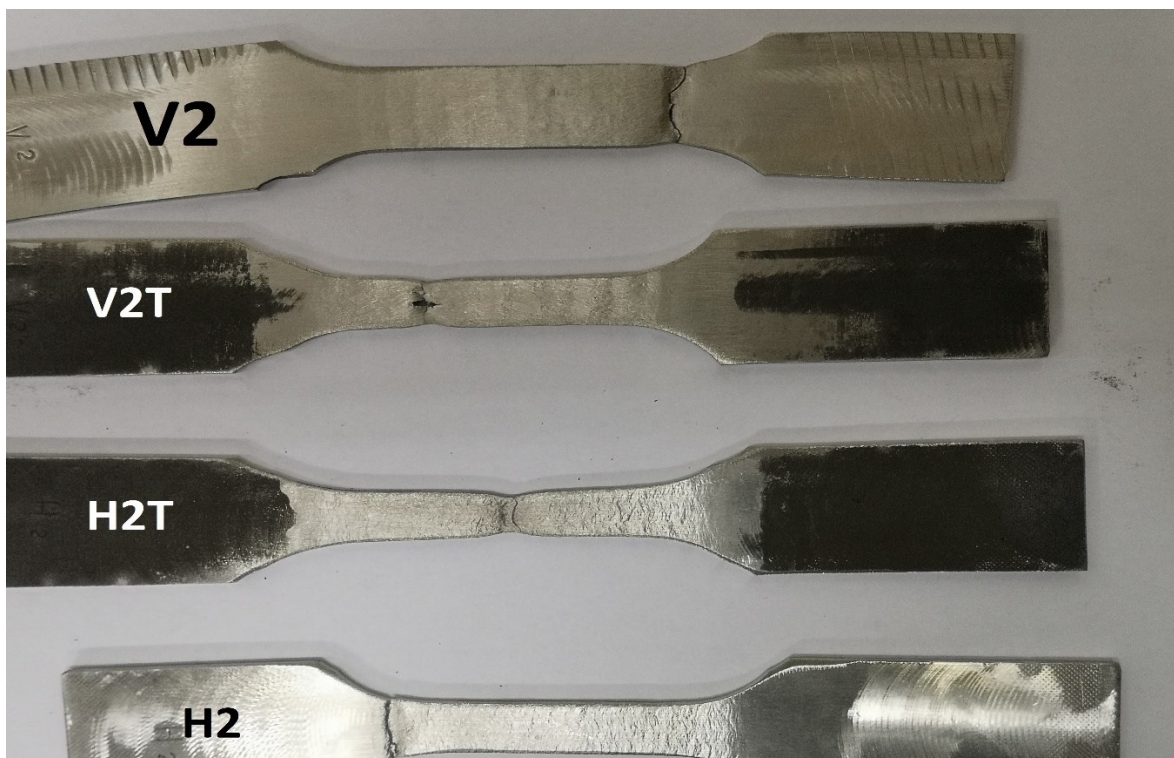
Slika 64. Navarivanje na mjestu prijeloma (H2)



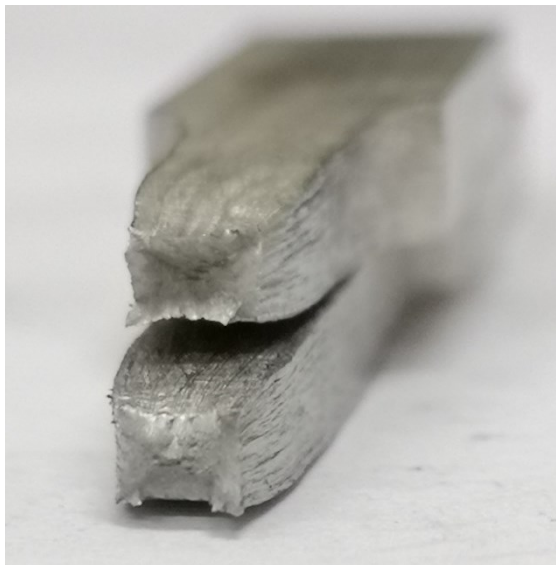
Slika 65. Pora u mjestu prijeloma (V2T)



Slika 66. Vidljivo nastajanje vrata na epruveti



Slika 67. Mjesta puknuća na epruvetama od prethodno izrađenog zida

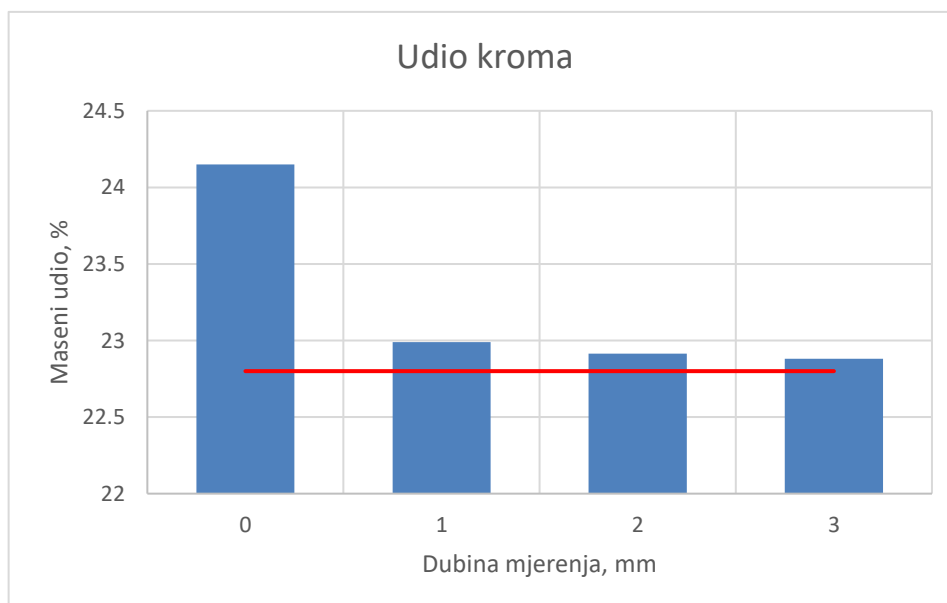


Slika 68. Duktilni lom vidljiv na mjestu prijeloma epruvete 4

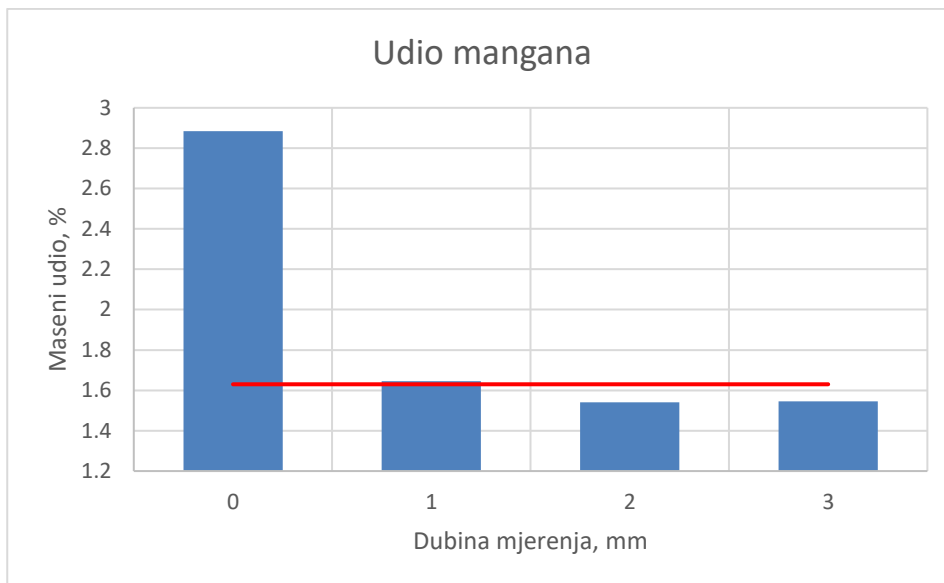
5.7. Analiza rezultata.

5.7.1. Analiza kemijskog sastava

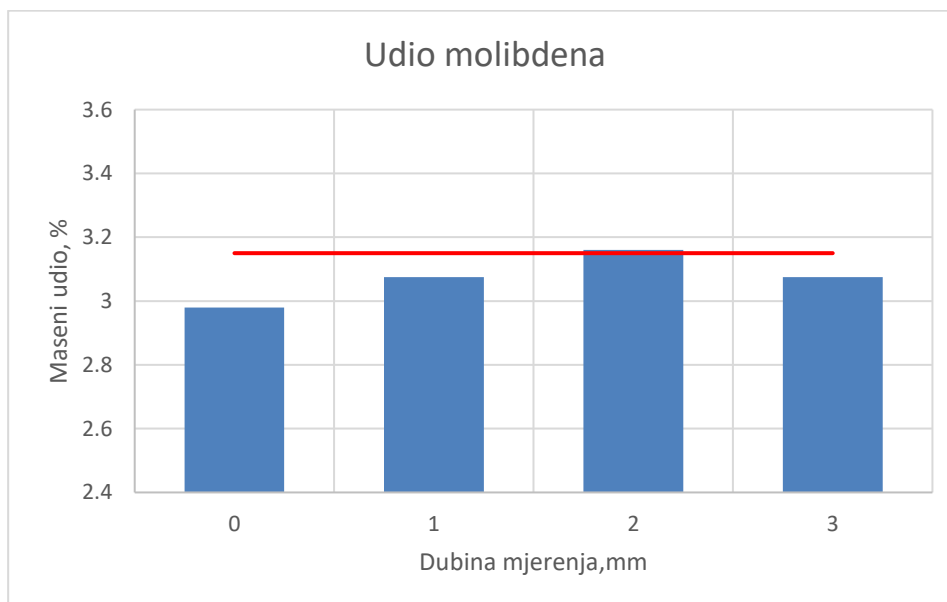
Tijekom analize promjene udjela pojedinih legirnih elemenata možemo primijetiti da kod većine promatranih elemenata udio elemenata u površinskom sloju je viši nego slojevima bližim središtu. Osim što je udio u površinskom sloju nešto veći nego u ostalim slojevima on je viši i od referentnog udjela elementa u materijalu. Referentna vrijednost pojedinog elementa označena je crvenom linijom na grafikonima [Slika 69.- 74.].



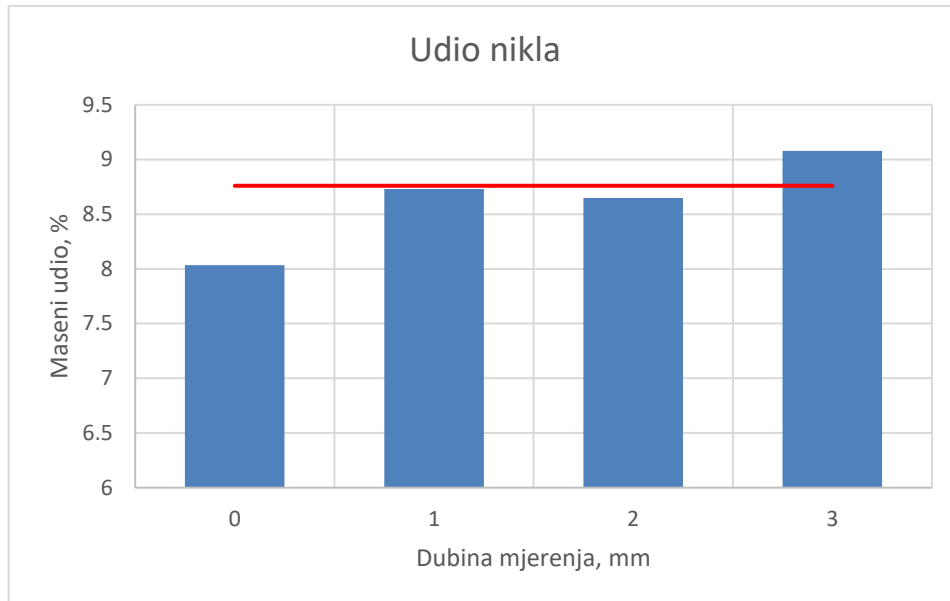
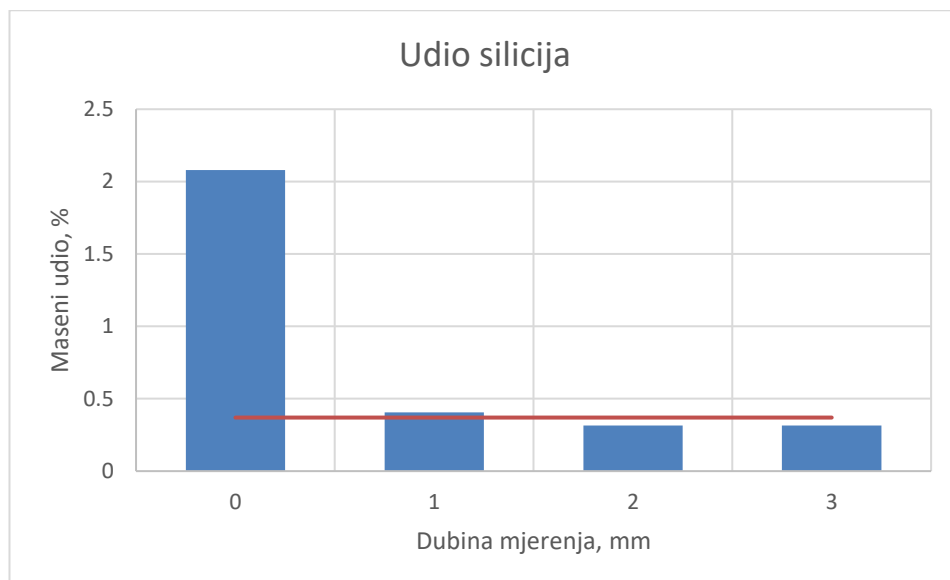
Slika 69. Dijagram masenog udjela kroma

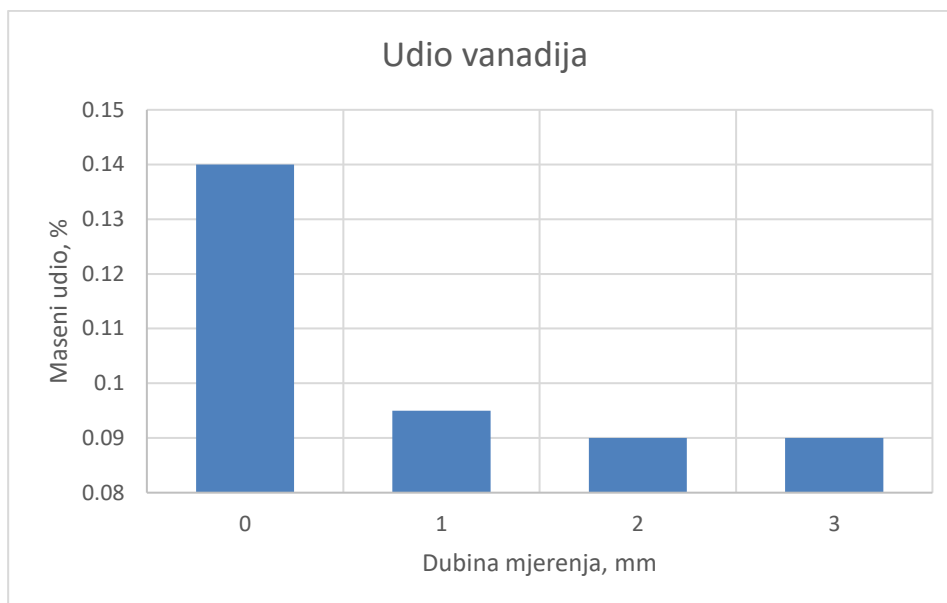


Slika 70. Dijagram masenog udjela mangana



Slika 71. Dijagram masenog udjela molibdena

**Slika 72. Dijagram masenog udjela nikla****Slika 73. Dijagram masenog udjela silicija**

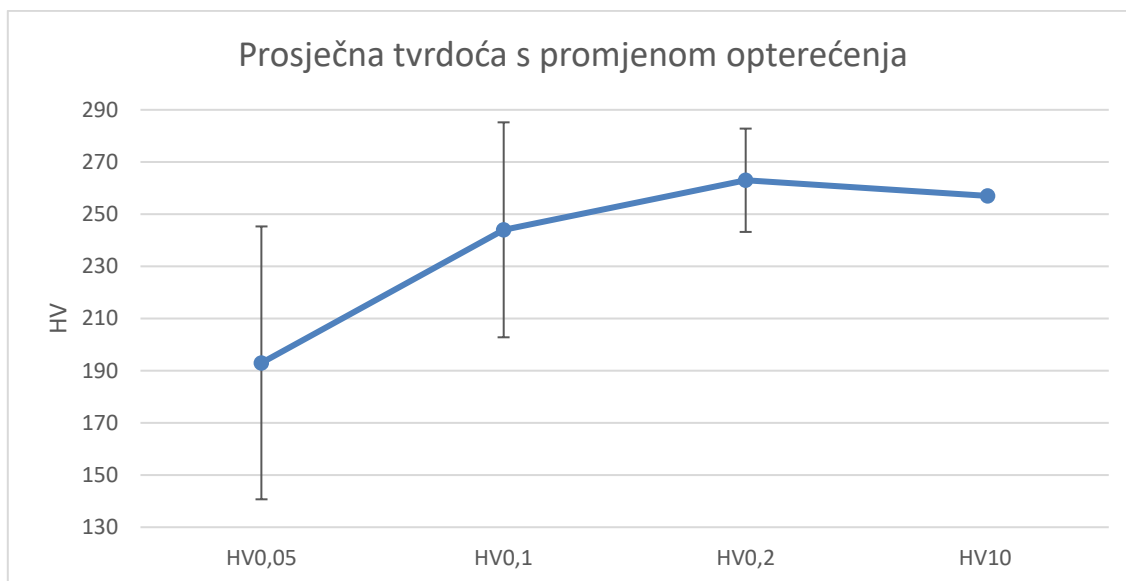


Slika 74. Dijagram masenog udjela vanadija

Kod molibdena i nikla možemo vidjeti da do njihovog izlučivanja dolazi na većim dubinama odnosno bliže središtu. Valja primijetiti da maseni udio legirnih elemenata vrlo rijetko dostiže referentne vrijednosti u dubljim slojevima. Tu posebno treba istaknuti niski udio molibdena koji dolazi blizu referentne vrijednosti samo na dubini od 2 mm, dok je u ostalim slučajevima niži od referentne vrijednosti. Nikal se ponaša vrlo slično molibdenu, uz nešto veća odstupanja od referentne vrijednosti, posebice u prvom sloju gdje odstupa čak 10 %. No možemo primijetiti da udio nikla gotovo konstantno raste prema središtu zida. Što je suprotno od raspodjele udjela uočene kod kroma, mangana, silicija i vanadija gdje vidimo nagli pad udjela nakon površinskog sloja te nakon toga vrlo spori pad udjela prema središtu. Krom je jedini element koji cijelo vrijeme uspijeva postizati vrijednost udjela veću od referentne. Visoke vrijednosti u površinskom sloju nisu zabrinjavajuće zbog načina eksploatacije dijelova proizvedenih WAAM postupkom gdje se površinski sloj gotovo uvijek odstranjuje nekom od metoda obrade odvajanjem čestica. Ukoliko zanemarimo rezultate površinskog sloja većina legirnih elemenata ne odstupa previše od referentne vrijednosti, od -5 % do 3 %. Osim silicija kod kojeg su odstupanja velika, sve do 17 %.

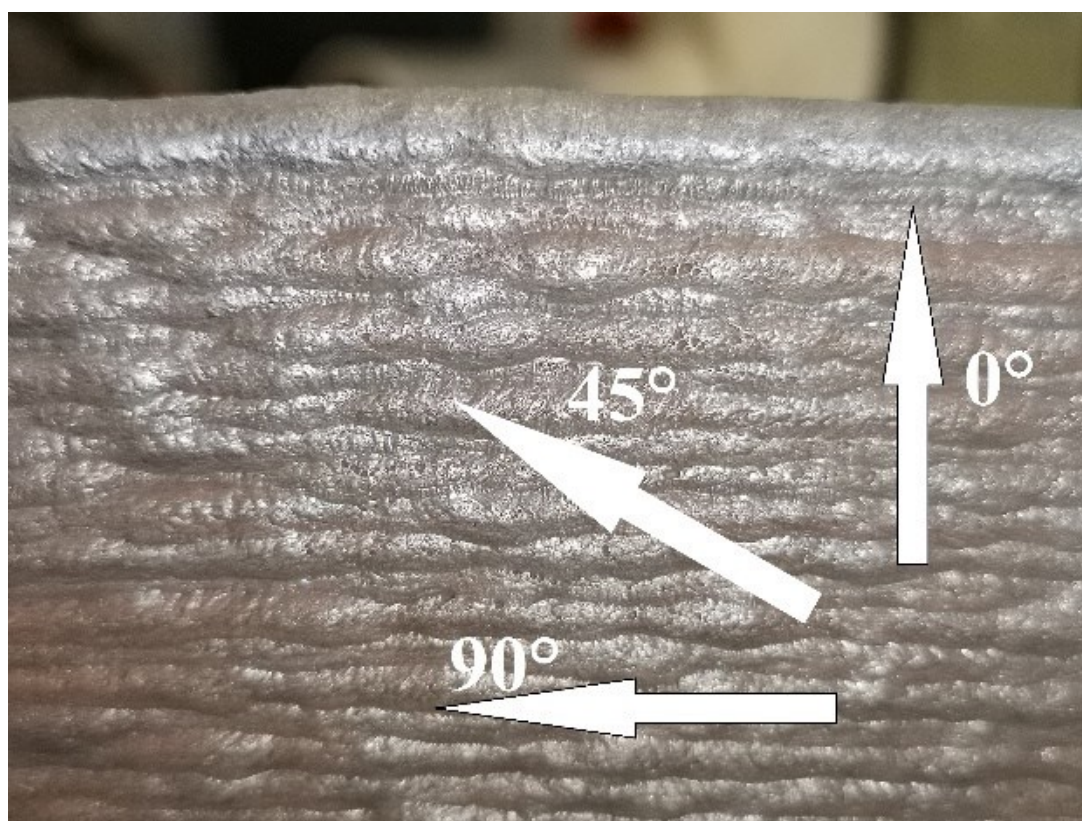
5.7.2. Analiza tvrdoće i mikrotvrdoće

Na temelju dijagrama možemo vidjeti da je rasipanje kod ispitivanja mikrotvrdoće opterećenjem od 200 g relativno malo u odnosu na manja opterećenja te je i sam rezultat sličan rezultatu dobivenom mjerenjem tvrdoće HV10 [Slika 75.].



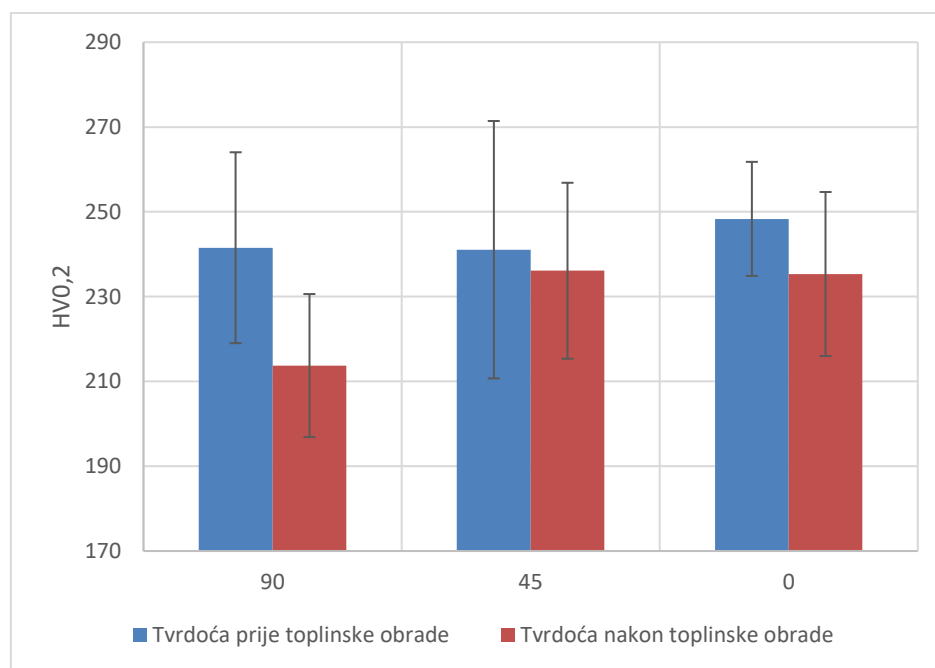
Slika 75. Dijagram rasipanja s promjenom opterećenja

Kod mjerenja mikrotvrdoće u smjeru izrade, okomito i dijagonalno (0° , 90° , 45°) na smjer uočena je određena anizotropnost tvrdoće.



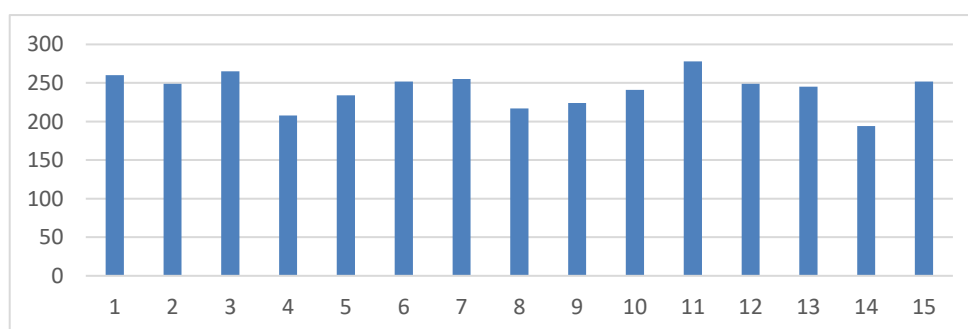
Slika 76. Prikaz referentnih smjerova mjerenja mikrotvrdoće

Tijekom analize anizotropnosti tvrdoće uočena su određena neslaganja u rezultatima dijagonalno na smjer izrade. Dok se rezultati mikrotvrdoće u smjeru izrade i okomito na isti poklapaju sa predviđanjem.



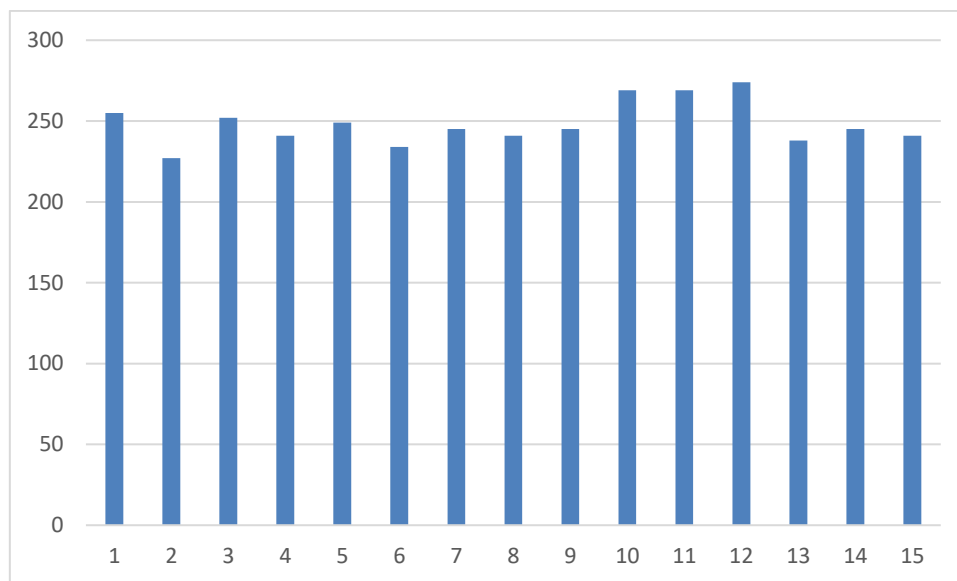
Slika 77. Dijagram mikrotvrdoće s obzirom na smjer ispitivanja

Očekivano je da u smjeru nanošenja slojeva (90°) imamo manja rasipanja upravo zbog toga što ostajemo unutar donekle homogenog materijala u kojem je većina zrna orijentirana u istom smjeru i sličnih je dimenzija. Isto tako očekivano je postizanje najvećeg rasipanja u smjeru izrade (0°) jer se tijekom mjerenja tvrdoće prolazi kroz više različitih slojeva kao i orijentacija zrna. Kod mjerenja dijagonalno na smjer izrade očekivano je porast rasipanja u odnosu na smjer nanošenja slojeva. Takve rezultate dobivamo tijekom mjerenja tvrdoće dijagonalno kod uzorka koji je bio podvrgnut toplinskoj obradi. No kod uzorka bez toplinske obrade to nije slučaj. Vjerojatan razlog niže tvrdoće je mjerenje tvrdoće u jednoj od kristalnih struktura bogatih austenitom te je samim time i materijal homogeniji i tvrdoća manja.



Slika 78. Dijagram izmjerene tvrdoće u smjeru izrade

Na slici 78. vrlo jasno možemo vidjeti gotovo periodične promjene tvrdoće tijekom mjerenja iste u smjeru izrade, dok ta periodičnost nije značajno izražena u slučaju mjerenja u smjeru nanošenja sloja [Slika 79.].



Slika 79. Dijagram izmjerene tvrdoće u smjeru nanošenja slojeva

Očekivana tvrdoća dupleksa 2209 iznosi od 230 do 250 HV10. Na temelju toga možemo vidjeti da materijal bez toplinske obrade i s toplinskom obradom ne zadovoljava taj kriterij. Bez toplinske obrade materijal pokazuje nešto višu tvrdoću od očekivane (257 HV10), dok je nakon toplinske obrade tvrdoća nešto niža od očekivane (224 HV10). Također treba naglasiti da tijekom mjerenja tvrdoće nakon toplinske obrade većina rezultata iznosila je manje od 220 HV10.

5.7.3. *Analiza mikrostrukture*

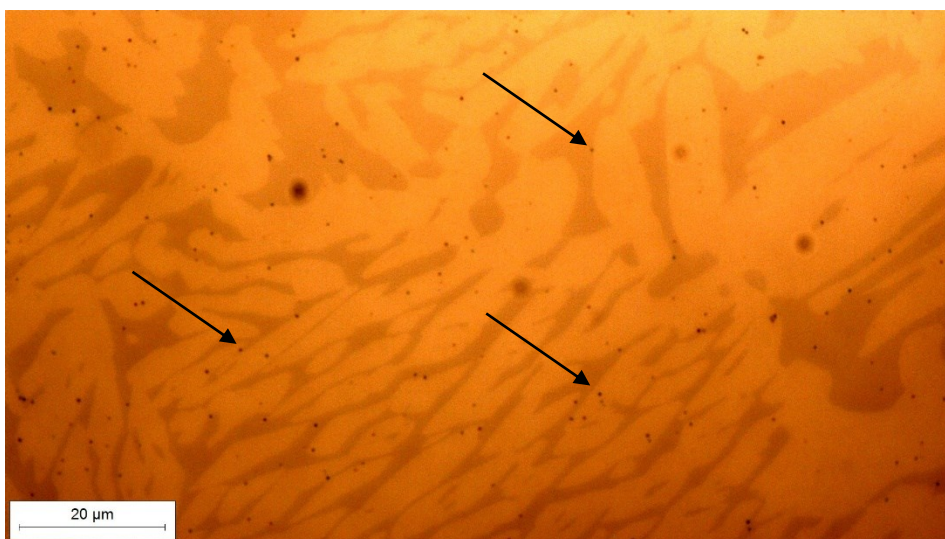
Tijekom analize mikrostrukture vrlo je lako uočiti razliku između toplinski obrađenog i toplinski neobrađenog uzorka. Već i pri manjim povećanjima jasno je vidljiva razlika u veličini i obliku zrna austenita i ferita prije [Slika 80.] i nakon [Slika 81.] homogenizacijskog žarenja. Najuočljivije je smanjenje veličine feritnih zrna, kao i nestanak oštih rubova na granicama zrna. Kod uzorka bez toplinske obrade možemo vidjeti neku vrstu uključka, označeno žutim krugom. Na uzorku nakon homogenizacijskog žarenja moguće je vidjeti relativno velik broj manjih uključaka [Slika 82.], no zbog velike pravilnost pretpostavlja se da se ipak radi o porama. Manje uključke je moguće uočiti i na uzorku prije toplinske obrade [Slika 83.].



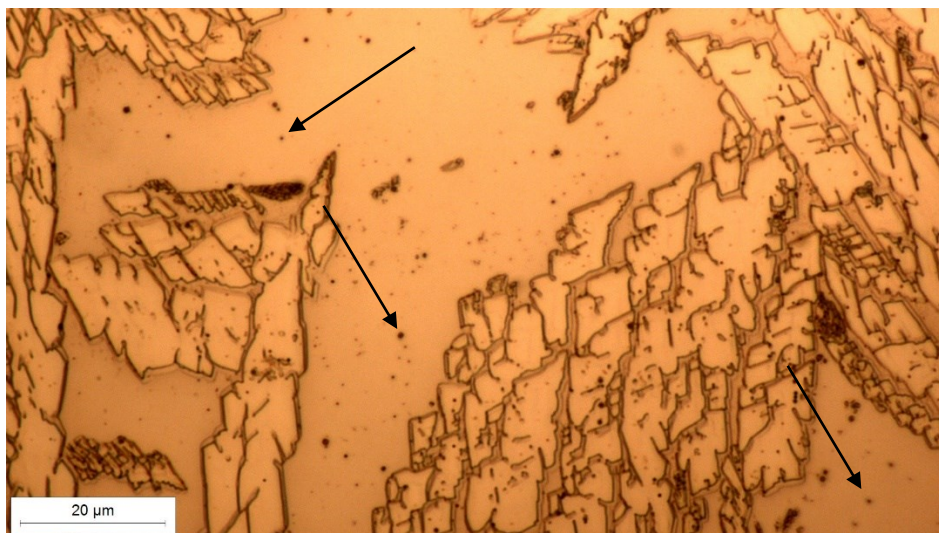
Slika 80. Mikrostruktura prije homogenizacijskog žarenja, povećanje 200x



Slika 81. Mikrostruktura nakon homogenizacijskog žarenja, povećanje 200x



Slika 82. Vidljivi uključci kod toplinski obrađenog uzorka, povećanje 1000x



Slika 83. Vidljivi uključci kod toplinski neobrađenog uzorka, povećanje 1000x

Ranije je već rečeno da udio ferita i austenita kod dupleks čelika igra veliku ulogu u korozivskoj postojanosti, ali i mehaničkim svojstvima. Jedna od glavnih razloga provedbe homogenizacijskog žarenja dupleksa je ujednačivanje omjera ferita i austenita u materijalu. WAAM postupak je u teoriji postupka navarivanja odnosno zavarivanja, što znači da je očekivan pad udjela ferita u materijalu. Za analizu udjela ferita u mikrostrukturi korišten je program *imageJ*. Zbog lošeg kontrasta u pojedinim dijelovima slike [Slika 84.] te nemogućnosti namještanja pogodnog „*thresholda*“ u programu pojedini dijelovi slika su računalno obojani [Slika 86.] kako bi se moglo provesti preciznije mjerenje, u većini slučajeva obojana su veća zrna kod toplinski neobrađenog uzorka [Slika 85.].



Slika 84. Originalna slika korištena za izračun udjela ferita, povećanje 200x (B3)



Slika 85. Računalno dorađena slika korištena za izračun udjela ferita, bez toplinske obrade, povećanje 200x (B3)

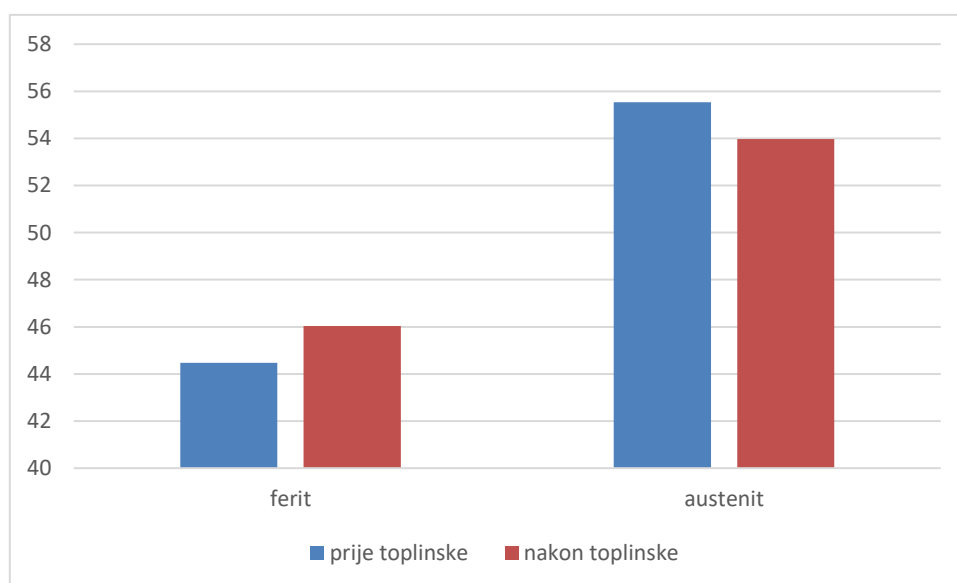


Slika 86. Računalno dorađena slika korištena za izračun udjela ferita, nakon toplinske obrade, povećanje 200x (B3T)

Tijekom izračuna udjela maksimalno su izbjegavani dijelovi slike koji su bili dorađivani. Na temelju dobivenih rezultata možemo vidjeti [Tablica 30.] da se toplinskom obradom postiglo određeno povećanje udjela ferita u mikrostrukturi, no ono nije veliko. Dijagramom [.] je prikazan omjer austenita i ferita prije i nakon toplinske obrade. Stoga je zaključeno da veći utjecaj na svojstva ima upravo razlika u obliku i veličini zrna.

Tablica 30. Udio ferita prije i nakon toplinske obrade

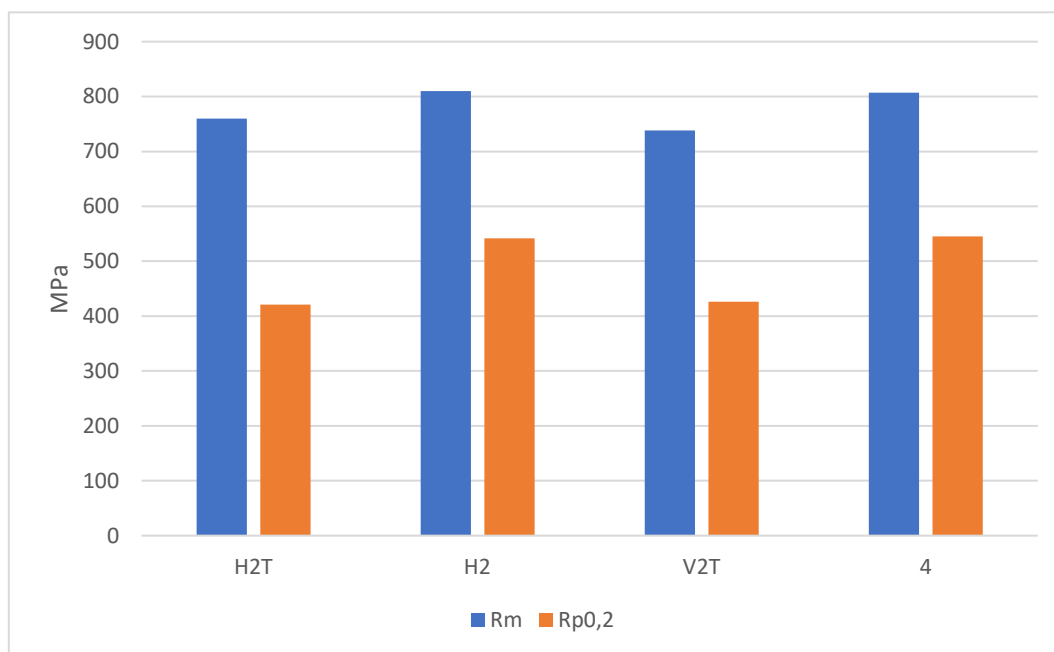
Udio ferita u mikrostrukturi, %	
Bez toplinske obrade	44,47
Nakon toplinske obrade	46,03

**Slika 87. Dijagram omjera ferita i austenita prije i nakon toplinske obrade, u postocima**

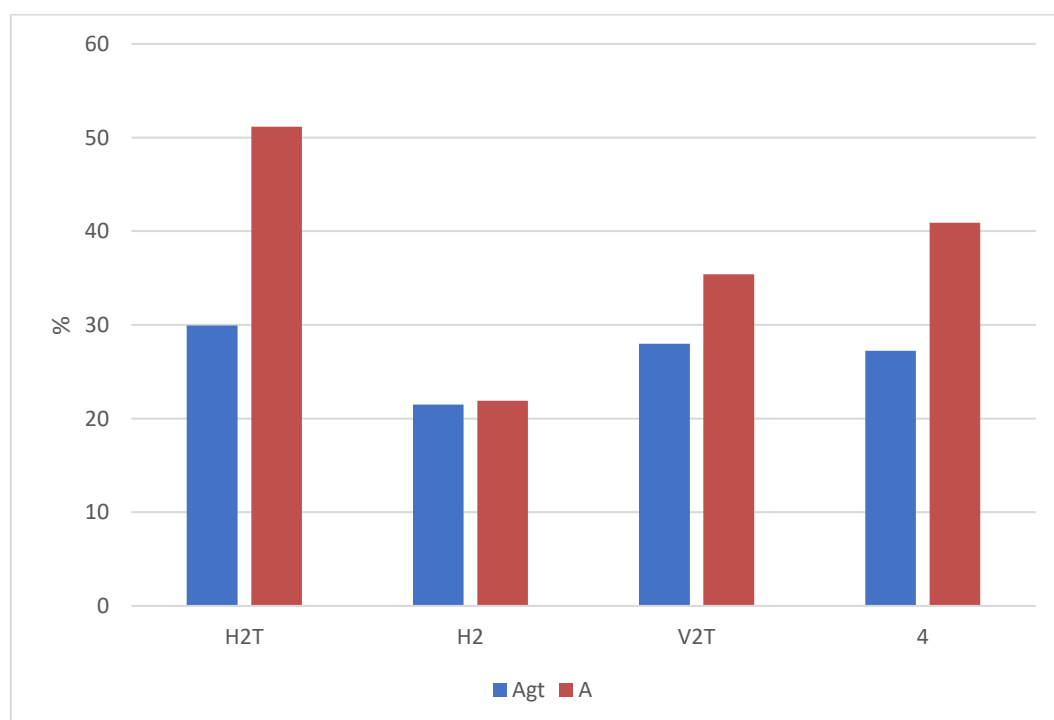
5.7.4. Analiza rezultata statičkog vlačnog pokusa

Analizom dobivenih rezultata za vlačnu čvrstoću, granicu razvlačenja i istezljivost vidljivo je da mehanička svojstva prije i nakon toplinske obrade nisu ista. Generalno, nakon toplinske obrade vidljiv je pad vlačne čvrstoće i granice razvlačenja [Slika 88.] te rast istezljivosti [Slika 89.] kod uzoraka u oba smjera (u smjeru izrade i okomito na smjer izrade). U smjeru nanošenja sloja, odnosno horizontalno, pad vlačne čvrstoće iznosi 6 %, a pad granice razvlačenja A_{gt} 23 %. U smjeru izrade, odnosno vertikalno, pad vrijednosti vlačne čvrstoće je nešto veći i iznosi 8,5 %, dok pad granice razvlačenja ostaje isti. U horizontalnom smjeru vidljiv je veći pad istezljivosti između toplinski neobrađenog i toplinski obrađenog uzorka i iznosi 28,3 %, au vertikalnom smjeru 2,7 %. Razlike vlačne čvrstoće i granice razvlačenja između međusobno okomitih uzoraka ne odstupaju previše, najviše do 3% kod uzoraka bez toplinske obrade. Kod uzoraka koji su bili toplinski obrađeni razlika je manja od 1%. Vlačna čvrstoća te istezljivost svih uzoraka je veća od osnovnog materijala, dok je granica razvlačenja manje od one osnovnog materijala. Treba naglasiti da istezljivost uzorka H2 nije u

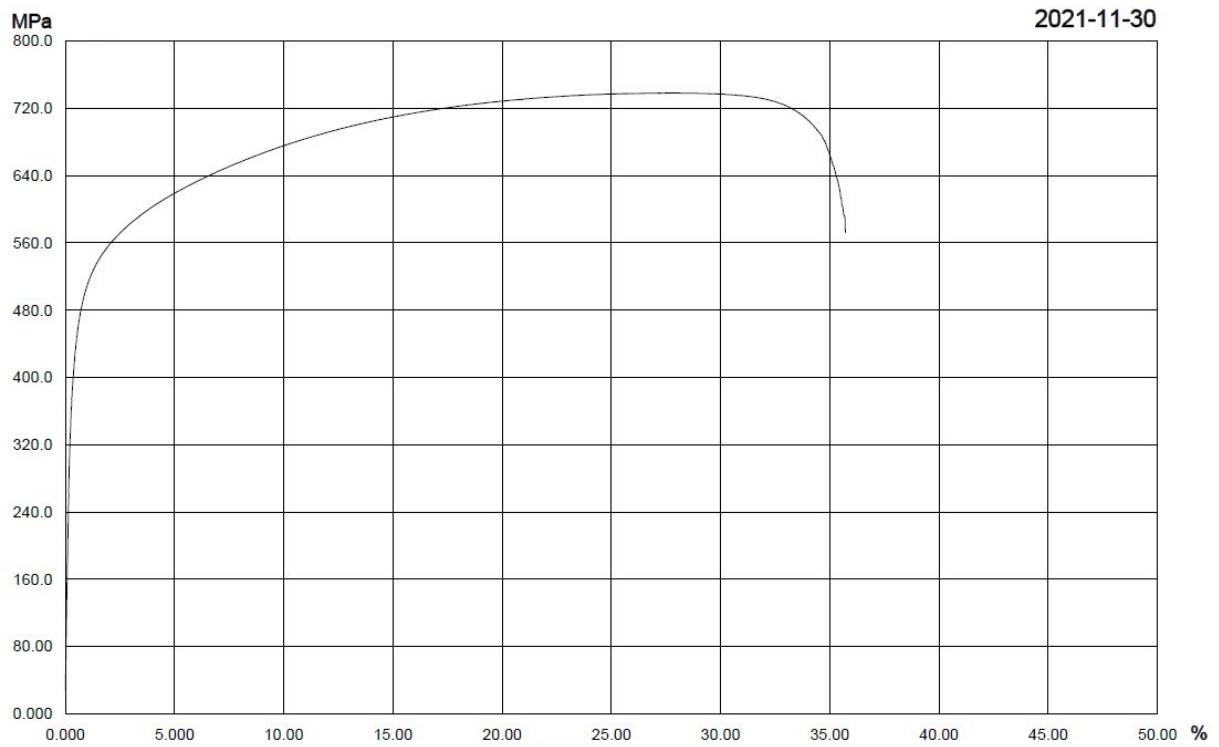
potpunosti mjerodavna zbog preranog puknuća uzorka na mjestu zavora. Grafovi istežljivosti i naprezanja za uzorke V2T i 4 dani su slikama.



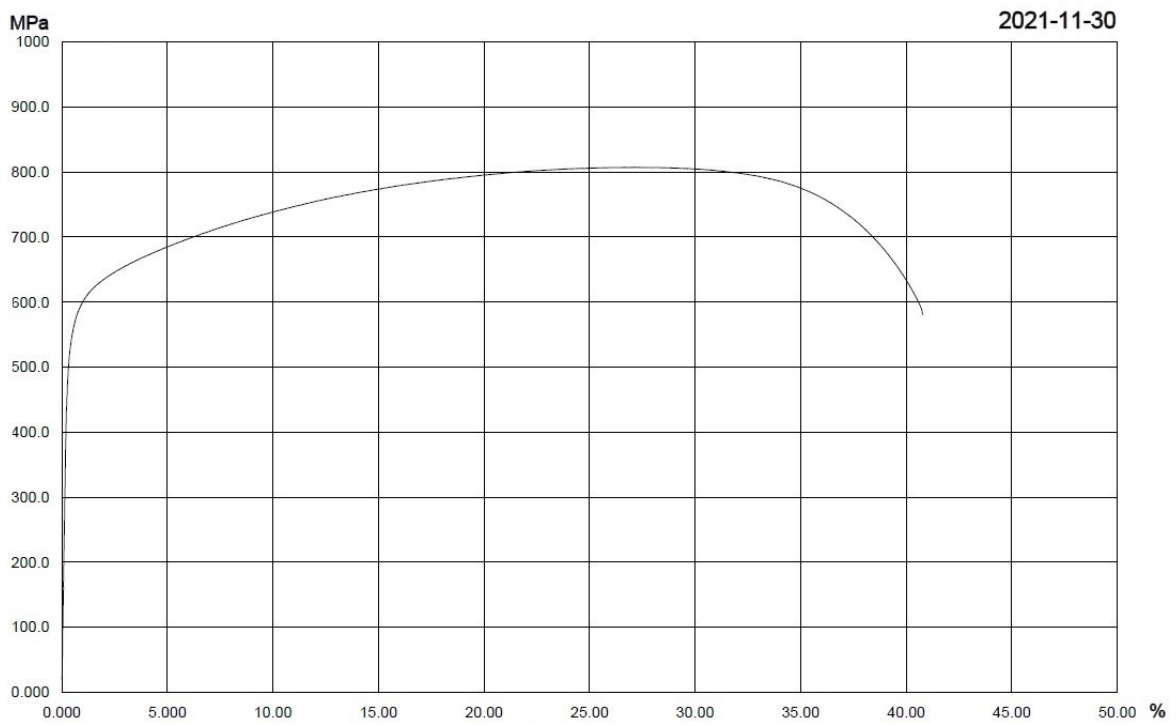
Slika 88. Usporedba vlačne čvrstoće i granice razvlačenja između uzoraka



Slika 89. Usporedba istežljivosti pri vlačnoj čvrstoći



Slika 90. Dijagram naprezanja i istezanja za uzorak V2T



Slika 91. Dijagram naprezanja i istezanja za uzorak 4

6. ZAKLJUČAK

Aditivna proizvodnja električnim lukom i žicom predstavlja novi iskorak u proizvodnji metalnih dijelova. Sam proces takve proizvodnje karakterizira velik stupanj automatizacije i robotizacije, kompleksnost geometrija izratka, velika brzina izrade, malena količina viška materijala i visoka ekonomičnost. Zbog odličnog BTF omjera nameće se kao gotovo i jedina alternativa za izradu dijelova od skupih materijala poput titana i nikla, posebice u avioindustriji. Naravno postoje i određeni nedostaci kod WAAM-a na čijem se smanjenju aktivno radi zadnjih nekoliko godina. Od nedostatka valja spomenuti velika zaostala naprezanja, poroznost te anizotropnost materijala.

Dupleks čelici su jedan od novijih materijala koji se počinju primjenjivati u aditivnoj proizvodnji, iako su već ranije dokazali svoju korisnost i ne zamjenjivost u određenim granama industrije.

Glavni cilj je usporedba, prvenstveno mehaničkih svojstava i mikrostrukture, prije i nakon toplinske obrade uzoraka izrezanih iz zida napravljenog postupkom aditivne proizvodnje električnim lukom i žicom, uz prijenos metala kratkim spojem. Na temelju provedenih ispitivanja može se zaključiti da:

- Udio legirnih elemenata značajno premašuje referentne vrijednosti za dupleks 2209 na površini, ali se stabilizira već nakon uklanjanje sloja od 1 mm. Krom je jedini element koji nadvisuje referentne vrijednosti po cijelom presjeku dok silicij pokazuje najveća odstupanja od reference.
- Tvrdće uzoraka prije i poslije toplinske obrade se razlikuju, posebice se ističe razlika u smjeru slojeva odnosno okomito na smjer izrade. Vidljiva je promjena tvrdće, kao i rasipanja rezultata mjerenjem u različitim smjerovima što ukazuje na anizotropnost tvrdće koja je uvjetovana slojevima izrade.
- Prilikom analize mikrostrukture prije toplinske i nakon toplinske obrade može se uočiti povećanje udjela ferita u mikrostrukтури. Također možemo vidjeti da su se veći uključci rastvorili, a zrna su se povećala.
- Tijekom statičkog vlačnog pokusa uočena je jasna razlika između mehaničkih svojstava uzoraka prije i nakon toplinske obrade. Toplinska obrada je najpovoljnije

utjecala na istežljivost materijala, ali je dovela do sniženja vlačne čvrstoće i granice razvlačenja

Na temelju rezultata ispitivanja možemo jasno zaključiti da naknadna toplinska obrada na 1050 °C u trajanju od 60 minuta djeluje pozitivno na većinu mehaničkih svojstava dupleksa dobivenog WAAM postupkom te pomaže u razgradnji intermetalnih faza koje nastaju tijekom izrade objekata WAAM postupkom.

7. LITERATURA

- [1] S. H. Ghaffar, J. Corker, and M. Fan, "Additive manufacturing technology and its implementation in construction as an eco-innovative solution," *Automation in Construction*, vol. 93, pp. 1–11, Sep. 2018, doi: 10.1016/j.autcon.2018.05.005.
- [2] ASTM, "ASTM F2792 – 12a: Standard Terminology for Additive Manufacturing Technologies," 2013. doi: 10.1520/F2792-12A.
- [3] A. Pilipović, "Aditivna proizvodnja," in *Iz svijeta gume i plastike*, vol. 3–4, 2012, p. 582.
- [4] A. Pilipović, "Utjecaj parametara izrade na svojstva polimernog prototipa," 2012.
- [5] "3D printing file format cage match: AMF vs. 3MF." <https://blog.grabcad.com/blog/2015/07/21/amf-vs-3mf/> (accessed Nov. 01, 2021).
- [6] S. Williams, "Wire +arc additive manufacturing vs. traditional machining from solid: a cost comparison," 2015.
- [7] "Bronze filament", Accessed: Nov. 01, 2021. [Online]. Available: <https://www.matterhackers.com/store/l/colorfabb-bronze-fill-175-750g/sk/M1K5FLJH>
- [8] D. Ding, Z. Pan, D. Cuiuri, and H. Li, "Wire-feed additive manufacturing of metal components: technologies, developments and future interests," *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 81, no. 1–4. Springer London, pp. 465–481, Oct. 26, 2015. doi: 10.1007/s00170-015-7077-3.
- [9] "Relativity space", Accessed: Nov. 01, 2021. [Online]. Available: <https://www.relativityspace.com/headlines-news/2021/relativity-and-veritasium>
- [10] S. Williams and WAAMMat team, "Brief summary of Wire + Arc Additive Manufacture process in relation to other AM processes."
- [11] S. Richard, J. T. James, D. Thomas, and A. Ashok, "A Review on Wire and Arc Additive Manufacturing (WAAM)," *International Research Journal of Engineering and Technology*, 2020, [Online]. Available: www.irjet.net
- [12] A. Busachi, J. Erkoyuncu, P. Colegrove, F. Martina, and J. Ding, "Designing a WAAM based manufacturing system for defence applications," in *Procedia CIRP*, 2015, vol. 37, pp. 48–53. doi: 10.1016/j.procir.2015.08.085.
- [13] J. Ding, F. Martina, and S. Williams, "Production of large metallic components by additive manufacture-issues and achievements," 2015, [Online]. Available: <https://www.researchgate.net/publication/284721257>
- [14] J. Sun, J. Hensel, M. Köhler, and K. Dilger, "Residual stress in wire and arc additively manufactured aluminum components," *Journal of Manufacturing Processes*, vol. 65, pp. 97–111, May 2021, doi: 10.1016/j.jmapro.2021.02.021.
- [15] S. W. Williams, F. Martina, A. C. Addison, J. Ding, G. Pardal, and P. Colegrove, "Wire + Arc additive manufacturing," *Materials Science and Technology (United Kingdom)*, vol. 32, no. 7, pp. 641–647, Jun. 2016, doi: 10.1179/1743284715Y.0000000073.
- [16] M. Eriksson *et al.*, "Additive manufacture of superduplex stainless steel using WAAM," in *MATEC Web of Conferences*, Aug. 2018, vol. 188. doi: 10.1051/matecconf/201818803014.

- [17] V. Laghi, M. Palermo, G. Gasparini, M. Veljkovic, and T. Trombetti, "Assessment of design mechanical parameters and partial safety factors for Wire-and-Arc Additive Manufactured stainless steel," *Engineering Structures*, vol. 225, Dec. 2020, doi: 10.1016/j.engstruct.2020.111314.
- [18] F. Hejripour, F. Binesh, M. Hebel, and D. K. Aidun, "Thermal modeling and characterization of wire arc additive manufactured duplex stainless steel," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 272, pp. 58–71, Oct. 2019, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2019.05.003.
- [19] WAAMMat, "Recap of mechanical properties," 2019. [Online]. Available: www.cranfield.ac.uk
- [20] "17_4PH." Accessed: Nov. 29, 2021. [Online]. Available: <https://www.sandmeyersteel.com/17-4PH.html>
- [21] "304L", Accessed: Nov. 29, 2021. [Online]. Available: <https://www.thyssenkrupp-materials.co.uk/stainless-steel-304-14301.html>
- [22] "316L", Accessed: Nov. 29, 2021. [Online]. Available: <https://www.azom.com/article.aspx?ArticleID=2382>
- [23] "2209", Accessed: Nov. 29, 2021. [Online]. Available: <https://www.aircraftmaterials.com/data/weld/er2209.html>
- [24] T. Hassel and T. Carstensen, "Properties and anisotropy behaviour of a nickel base alloy material produced by robot-based wire and arc additive manufacturing," *Welding in the World*, 2020, doi: 10.1007/s40194-020-00971-7/Published.
- [25] International Molybdenum Association (IMOA), *Practical Guidelines for the Fabrication of Duplex Stainless Steels*, Third edition. London, UK: Published by the International Molybdenum Association (IMOA), 2014. [Online]. Available: www.imoa.info
- [26] V. Shamanth, K. S. Ravishankar, and K. Hemanth, "Duplex Stainless Steels: Effect of Reversion Heat Treatment," in *Stainless Steels and Alloys*, IntechOpen, 2019. doi: 10.5772/intechopen.80007.
- [27] V. Rede, "Utjecaj mikrostrukture zavara dupleks čelika na otpornost prema trošenju." [Online]. Available: <https://urn.nsk.hr/urn:nbn:hr:235:238690>
- [28] S. W. Russell and C. D. Lundin, "The development of qualification standards for cast duplex stainless steel," 2005.
- [29] V. Rede and I. Žmak, "ANALIZA OSNOVNE MIKROSTRUKTURE I MIKROSTRUKTURNIH PROMJENA U DUPLEKS-ČELIKU," 2012. [Online]. Available: www.simet.hr/~foundry
- [30] V. A. Hosseini, M. Högström, K. Hurtig, M. A. Valiente Bermejo, L. E. Stridh, and L. Karlsson, "Wire-arc additive manufacturing of a duplex stainless steel: thermal cycle analysis and microstructure characterization," *Welding in the World*, vol. 63, no. 4, pp. 975–987, Jun. 2019, doi: 10.1007/s40194-019-00735-y.
- [31] International Molybdenum Association (IMOA), "Hot forming and heat treatment of duplex stainless steels Hot forming," 2009.
- [32] M. B. Mampuya, M. C. Umba, K. Mutombo, and P. A. Olubambi, "Effect of heat treatment on the microstructure of duplex stainless steel 2205," in *Materials Today: Proceedings*, Jan. 2021, vol. 38, pp. 1107–1112. doi: 10.1016/j.matpr.2020.06.196.
- [33] J. Zhang, X. Hu, P. Lin, and K. Chou, "Effect of solution annealing on the microstructure evolution and corrosion behavior of 2205 duplex stainless steel,"

- Materials and Corrosion*, vol. 70, no. 4, pp. 676–687, Apr. 2019, doi: 10.1002/maco.201810536.
- [34] Y. Guo, J. Hu, J. Li, L. Jiang, T. Liu, and Y. Wu, “Effect of annealing temperature on the mechanical and corrosion behavior of a newly developed novel lean duplex stainless steel,” *Materials*, vol. 6, no. 9, pp. 6604–6619, 2014, doi: 10.3390/ma7096604.
- [35] P. Tao, J. ming Gong, Y. fei Wang, Y. Jiang, Y. Li, and W. wei Cen, “Characterization on stress-strain behavior of ferrite and austenite in a 2205 duplex stainless steel based on nanoindentation and finite element method,” *Results in Physics*, vol. 11, pp. 377–384, Dec. 2018, doi: 10.1016/j.rinp.2018.06.023.
- [36] I. Alvarez-Armas, “Duplex Stainless Steels: Brief History and Some Recent Alloys,” 2008.
- [37] L. Kostel, “Primjena coldArc postupka zavarivanja za aditivnuproizvodnju električnim lukom i žicom,” 2019.