



Sveučilište u Zagrebu

Fakultet strojarstva i brodogradnje

Karlo Jurković

**OPTIMIRANJE PARAMETARA
CENTRIFUGALNOGA LIJEVANJA U
VAKUUMU**

DOKTORSKI RAD

Zagreb, 2026.



Sveučilište u Zagrebu

Fakultet strojarstva i brodogradnje

Karlo Jurković

OPTIMIRANJE PARAMETARA CENTRIFUGALNOGA LIJEVANJA U VAKUUMU

DOKTORSKI RAD

Mentori:

Prof.dr.sc. Branko Bauer

Prof.dr.sc. Primož Mrvar

Zagreb, 2026.



University of Zagreb

Faculty of Mechanical Engineering and Naval Architecture

Karlo Jurković

OPTIMIZATION OF VACUUM CENTRIFUGAL CASTING PARAMETERS

DOCTORAL DISSERTATION

Supervisors:

Prof. Branko Bauer, PhD

Prof. Primož Mrvar, PhD

Zagreb, 2026

PODACI ZA BIBLIOGRAFSKU KARTICU

UDK:

Ključne riječi: centrifugalno lijevanje, austenitni nehrđajući čelik, numeričke simulacije, planiranje pokusa, mikrostruktura, mehanička svojstva, brzina hlađenja, veličina zrna, razmak sekundarnih dendritnih grana (SDAS)

Znanstveno područje: Tehničke znanosti

Znanstveno polje: Strojarsstvo

Institucija u kojoj je rad izrađen: Sveučilište u Zagrebu, Fakultet strojarstva i brodogradnje

Mentori rada: Prof.dr.sc. Branko Bauer
Prof.dr.sc. Primož Mrvar

Broj stranica: 273

Broj tablica: 41

Broj slika: 157

Broj korištenih bibliografskih izvora: 209

Datum obrane: 19.06.2026

Povjerenstvo: Prof.dr.sc. Zdravko Schauerl
Prof.dr.sc. Zdenka Zovko Brodarac
Doc.dr.sc. Andrej Razumić

Institucija u kojoj je rad pohranjen: Sveučilište u Zagrebu, Fakultet strojarstva i brodogradnje

ZAHVALA

Najviše se zahvaljujem svom mentoru prof. dr. sc. Branku Baueru na ukazanom povjerenju, stručnom vodstvu, idejama i kontinuiranoj pomoći tijekom izrade ovog doktorskog rada.

Zahvaljujem se i svom drugom mentoru prof. dr. sc. Primožu Mrvaru na brojnim savjetima, sugestijama i podršci tijekom istraživanja te na planu izrade ispitnih uzoraka i provedbe eksperimentalnog rada.

Zahvaljujem Povjerenstvu za ocjenu i obranu doktorskog rada u sastavu prof. dr. sc. Zdravko Schauerl, prof. dr. sc. Zdenka Brodarac Zovko i doc. dr. sc. Andrej Razumić na izdvojenom vremenu, pažljivom čitanju rada te konstruktivnim komentarima i sugestijama.

Zahvaljujem djelatnicima Fakulteta strojarstva i brodogradnje: dr. sc. Tomislavu Staroveškom na pomoći pri izradi zapisa parametara lijevanja; dr. sc. Hrvoju Cajneru na pomoći pri odabiru plana pokusa; dr. sc. Darku Landeku na pomoći pri analizi podataka očitanih na pirometrima; te Mislavu Štefoku na provedbi mjerenja zaostalih naprezanja metodom XRD.

Zahvaljujem djelatnicima Naravoslovnotehniške fakultete u Ljubljani: Tomažu Martinčiču na pripremi uzoraka za mikroskopsku analizu; Almiru Mahmutoviću na pomoći pri izradi simulacija lijevanja u programu ProCAST; dr. sc. Jaki Burji na pomoći pri izradi dilatometrije i pripremi uzoraka za mikroskopiju; dr. sc. Tilenu Balašku na pomoći pri termodinamičkom modeliranju u programu Thermo-Calc i DSC analizi; dr. sc. Alešu Nagodeu na pomoći pri karakterizaciji mikrostrukture na SEM-u; dr. sc. Davidu Bombaču i Jakovu Mrvaru na provedbi tlačnih ispitivanja; te dr. sc. Sebastjanu Kastelicu i dr. sc. Mitji Petriču na stručnim savjetima.

Posebnu zahvalu upućujem gospodinu Tomislavu Gotiću i tvrtki Fripol d.o.o. na izradi eksperimentalnih uzoraka. Zahvaljujem i tvrtki Topomatika d.o.o. te gospodinu Danijelu Ivšecu na provedbi 3D skeniranja odljevaka.

Veliku zahvalnost dugujem svojoj mami Radmili, tati Goranu, baki Erni, djedu Cvjetku te bratu Filipu na odgoju, podršci i vrijednostima koje su me oblikovale, kao i svim prijateljima i kolegama na razumijevanju, ohrabrenju i trenucima koji su doprinijeli ovom postignuću.

Na kraju, posebno zahvaljujem svojoj supruzi Ružici te svojoj djeci Pavlu i Joni na bezuvjetnoj ljubavi, strpljenju i razumijevanju tijekom cijelog doktorskog putovanja, osobito u trenucima kada im nisam mogao posvetiti dovoljno vremena, a koji su mi svojom podrškom omogućili njegov uspješan završetak.

SAŽETAK

U industriji, gdje su prisutni uvjeti visokih temperatura, tlakova i različitih korozivno agresivnih medija, primjena komponenata od nehrđajućeg čelika je poznati trend. Jedna od mogućih tehnologija za izradu takvih komponenata je centrifugalni lijev u vakuumu. U ovom radu obrađeno je istraživanje utjecaja parametara centrifugalnog lijevanja na geometriju, mikrostrukturu i mehanička svojstva odljevaka.

U uvodnom dijelu rada, na temelju literaturnih podataka obrađene su značajke austenitnih nehrđajućih čelika, te tehnologija i parametri centrifugalnog lijevanja.

U eksperimentalnom dijelu rada lijevani su odljevci oblika cijevi vanjskih dimenzija $\varnothing 84$ mm x 42 mm i debljine stijenke 9 mm od nehrđajućeg čelika otpornog na toplinu EN 1.4841.

Pokusi računalnih simulacija lijevanja provedeni su u programu ProCAST prema plošno centriranom kompozitnom planu. Varirani su sljedeći parametri lijevanja: broj okretaja kokile ($1200 - 1800 \text{ min}^{-1}$), temperatura lijevanja ($1440 - 1520 \text{ }^\circ\text{C}$) te temperatura predgrijavanja kokile ($240 - 360 \text{ }^\circ\text{C}$). Ostali parametri, vremena lijevanja (0,5 s), debljine premaza ($100 \text{ }\mu\text{m}$) i temperature okoline, tijekom pokusa zadržani su konstantnima. Korišten je premaz na bazi vode *Spuncote 10 C*. Analizirani su sljedeći odzivi: vrijeme do dostizanja solidus temperature (T_S) i razmak sekundarnih dendritnih grana (SDAS). Dobiveni rezultati obrađeni su metodom ANOVA u programu Design Expert, na temelju čega su razvijeni matematički modeli za predviđanje promatranih odziva. Simulacijama je dodatno određena poroznost skupljanja te zaostala naprezanja u odljevku. Provedeno je određivanje brzine hlađenja taline po presjeku stijenke u svim zonama odljevaka, koja je kasnije korištena za dobivanje matematičkih modela iz rezultata stvarnog eksperimenta.

U stvarnom eksperimentu istraživana je utjecaj brzine hlađenja dobivene simulacijom po presjeku stijenke odljevka na mikrostrukturu i mehanička svojstva. Različite brzine hlađenja postignute su promjenom temperature predgrijavanja kokile. Analiza rezultata stvarnog eksperimenta obuhvatila je niz metoda za sveobuhvatnu karakterizaciju odljevaka. Provedena je

vizualna kontrola, određivanje dimenzija 3D skeniranjem, ispitivanje kemijskog sastava, termodinamičko modeliranje, diferencijalna pretražna kalorimetrija (DSC), dilatometrija, karakterizacija mikrostrukture, mjerenje tvrdoće, mjerenje tlačnih naprezanja te mjerenje zaostalih naprezanja.

Iz računalnih simulacija lijevanja, dobiveni su značajni matematički modeli vremena do solidus temperature (T_S) i razmaka sekundarnih dendritnih grana (SDAS). Temperatura lijevanja najviše utječe na promjene vremena do (T_S) i veličinu (SDAS), zatim temperatura predgrijavanja kokile, dok se utjecaj broja okretaja kokile nije pokazao značajnim.

U stvarnom eksperimentu, dobiveni su odljevci visoke kvalitete, bez značajne promjene kemijskog sastava u odnosu na atest materijala. Matematički modeli ovisnosti razmaka sekundarnih dendritnih grana (SDAS) i veličine zrna (G) o brzini hlađenja pokazali su se značajnim. Također je dobiven matematički model koji opisuje promjenu tvrdoće u funkciji brzine hlađenja koji nije bio značajan.

EXTENDED SUMMARY

Introduction

In the introductory part of the dissertation, the fundamental principles and historical development of centrifugal casting are outlined, with emphasis on its application in modern industry. The motivation for this research was the lack of studies on vacuum vertical centrifugal casting, despite its potential to improve casting quality. Particular attention is given to the influence of casting parameters on the solidification time and their role in determining the microstructure and mechanical properties of austenitic stainless steel EN 1.4841 castings. The study is structured through a design of experiments plan, combining numerical simulations with real experiments to analyze the interaction between cooling rate, microstructure, and material properties. The expected scientific contribution is the development of a mathematical model that establishes a direct relationship between solidification conditions, microstructural features, and mechanical performance of the castings.

Stainless steel

This chapter provides a comprehensive overview of stainless steels, starting with their general properties, including excellent corrosion resistance, and typical applications. It presents the classification of stainless steels based on microstructure and properties. The influence of vacuum on the stainless steel melt is discussed, emphasizing improved cleanliness and reduced gas content. The chapter focuses in detail on austenitic stainless steel, describing the solidification stages and the formation of its microstructure. Binary and ternary phase diagrams are introduced as tools for predicting phase stability. The formation of carbide precipitates and intermetallic phases is analyzed, along with their impact on mechanical properties. TTT and TTP diagrams for austenitic stainless steel are presented to illustrate phase transformation kinetics. Heat treatment of austenitic stainless steel is described, highlighting procedures for optimizing the microstructure. Finally, the chapter emphasizes the chemical composition, physical and mechanical properties, and applications of EN 1.4841 steel, explaining how alloying elements affect its characteristics.

Casting Parameters

Chapter describes the main parameters affecting the vertical centrifugal casting process in vacuum. The influence of mold rotation speed is discussed, emphasizing that the optimal speed ensures uniform distribution of the molten metal while preventing segregation, structural deformations, and mold damage. The mathematical determination of the required mold rotation speed is presented, using centrifugal and gravitational forces, along with equations describing the free surface of the melt. Pouring temperature is particularly important because it affects the fluidity of the melt and proper mold filling, reducing the risk of misruns and other defects, while also influencing the microstructure and mechanical properties of the casting. Mold preheating temperature helps reduce thermal shock, improves metal flow, and ensures controlled solidification for high-temperature stainless steels such as EN 1.4841. Other parameters, such as pouring time, coating thickness, room temperature and melt preparation, also significantly impact the quality of the castings.

Numerical Simulations in Casting Technology

Chapter describes the application of numerical simulations in casting technology, with a focus on the use of the ProCAST software. It explains the development of mathematical models that represent the behavior of the molten metal, heat transfer, fluid flow, and solidification. The chapter discusses the discretization of space and time, as well as the importance of accurate defining initial and boundary conditions to achieve realistic results. It provides a detailed overview of the fundamental fluid dynamics equations, including the conservation of energy, the continuity equation, and the Navier–Stokes equations for momentum, considering the effects of viscosity and medium permeability. Special attention is given to turbulence modeling using the κ – ε model, solidification kinetics, heat transfer, and the change in the fraction of solid phase during cooling. The chapter also describes how the microstructure and mechanical properties of the casting can be predicted through the simulation of nucleation and crystal growth.

Computational Experiment

Chapter presents the development of a face-centered central composite design of experiments, where the input variables were mold rotational speed (1200-1800 min⁻¹), pouring temperature (1440-1520 °C) and mold preheating temperature (240-360 °C), while the response variables were time to solidus (Ts) and secondary dendrite arm spacing (SDAS). Other parameters, pouring time (0.5 s), coating thickness (100 μm) and room temperature, were kept constant during the experiments. The water-based coating used was Spuncote 10C. Casting of tube shaped castings with external dimensions of Ø84 mm x 42 mm and a wall thickness of 9 mm from heat-resistant stainless steel EN 1.4841 was simulated. The results were obtained through computational experiments carried out in the ProCAST simulation software, with clearly defined boundary conditions. The chapter illustrates simulations of mold filling and solidification, temperature distribution within the mold, solidification time as well as the formation of shrinkage porosity and residual stresses. The obtained data were interpreted using ANOVA analysis, with statistical indicators presented to evaluate the quality of the developed model. For the response variables time to solidus (Ts) and secondary dendrite arm spacing (SDAS), a mathematical model was developed in terms of both coded and actual factors. Finally, response surface modeling was performed, providing a detailed representation of the influence of individual parameters on the response variable. The shrinkage porosity and residual stresses in the casting were additionally determined by simulations. The cooling rate of the melt per wall cross-section was determined in all zones of the castings, which was later used to obtain mathematical models from the results of the real experiment.

Real Experiment

Chapter describes the conduction of the real experiment of vertical centrifugal casting in vacuum, which was carried out under laboratory conditions. In the real experiment, the influence of the cooling rate obtained by simulation on the cross-section of the casting wall, on the microstructure and mechanical properties was investigated. Different cooling rates were achieved by changing the preheating temperature of the mold. The analysis of the results of the real

experiment included a number of methods for comprehensive characterization of the castings. Visual inspection, determination of dimensions by 3D scanning, determination of chemical composition, thermodynamic modeling, differential scanning calorimetry (DSC), dilatometry, microstructure characterization, hardness measurement, compressive stress measurement and residual stress measurement were performed.

Conclusion

From computer simulations, significant mathematical models of time to solidus temperature (T_S) and secondary dendrite arm spacing (SDAS) were obtained. Casting temperature has the greatest influence on changes in time to solidus (T_S) and size of (SDAS), followed by mold preheating temperature, while the influence of mold rotation speed was not significant. In the real experiment, high quality castings were obtained, without significant changes in chemical composition compared to the material certificate. Mathematical models of the dependence of the SDAS and grain size (G) on the cooling rate proved to be significant. A mathematical model describing the change in hardness as a function of the cooling rate was also obtained, which was not significant. The combination of computer simulations and real experiments represents an effective method for the analysis and optimization of the vertical centrifugal casting process in vacuum, of EN 1.4841 steel. This provides a scientific and technical basis for further research.

KLJUČNE RIJEČI

centrifugalno lijevanje, austenitni nehrđajući čelik, numeričke simulacije, planiranje pokusa, mikrostruktura, mehanička svojstva, brzina hlađenja, veličina zrna, razmak sekundarnih dendritnih grana (SDAS)

KEYWORDS

centrifugal casting, austenitic stainless steel, numerical simulations, design of experiments, microstructure, mechanical properties, cooling rate, grain size, secondary dendrite arm spacing (SDAS)

SADRŽAJ

PODACI ZA BIBLIOGRAFSKU KARTICU	I
ZAHVALA	II
SAŽETAK	III
EXTENDED SUMMARY	V
KLJUČNE RIJEČI	IX
SADRŽAJ	X
POPIS SLIKA	XV
POPIS TABLICA.....	XXV
POPIS PRILOGA.....	XXVIII
POPIS OZNAKA	XXIX
POPIS KRATICA	XXXVI
1. UVOD	1
1.1. Povijesni pregled razvoja CL i lijevanja u vakuumu	3
1.2. Pregled dosadašnjih istraživanja	5
1.2. Cilj rada i hipoteza istraživanja	7
1.3. Materijal, ispitanici, metodologija i plan istraživanja.....	8
1.4. Očekivani znanstveni doprinos predloženog istraživanja	10
2. NEHRĐAJUĆI ČELICI.....	11
2.1. Utjecaj vakuuma u procesu lijevanja NČ.....	17
2.2. Skrućivanje austenitnih nehrđajućih čelika	18

2.2.1. Binarni fazni dijagrami.....	19
2.2.2. Ternarni fazni dijagram	21
2.2.3. Precipitati karbida	26
2.2.4. Precipitati intermetalnih faza	29
2.2.5. Dijagrami TTT / TTP	31
2.3. Toplinska obrada ANČ	34
2.3.1. Homogenizacijsko žarenje ANČ	35
2.3.2. Stabilizacijsko žarenje ANČ	37
2.3.3. Žarenje za redukciju naprežanja ANČ	38
2.3.4. Svijetlo žarenje ANČ.....	38
2.4. Utjecaj brzine hlađenja na mikrostrukturu ANČ	39
2.5. Utjecaj kemijskih elemenata na mikrostrukturu ANČ	44
2.6. Austenitni nehrđajući čelik EN 1.4841	48
3. PARAMETRI CENTRIFUGALNOG LIJEVANJA	51
3.1. Broj okretaja kokile	51
3.2. Temperatura lijevanja	55
3.3. Temperatura predgrijavanja kokile	56
3.4. Ostali parametri	56
4. NUMERIČKE SIMULACIJE U TEHNOLOGIJI LIJEVANJA	58
4.1. Matematičke formule u pozadini programa <i>ProCAST</i>	59
5. RAČUNALNI EKSPERIMENT	67
5.1. Izrada računalne simulacije u programu <i>ProCAST</i>	67
5.2. Plošno centrirani centralno kompozitni plan pokusa	75

5.3.	Plan pokusa računalnog eksperimenta.....	76
5.4.	Rezultati (odzivi) plana pokusa računalnog eksperimenta	78
5.5.	Matematički modeli računalnog eksperimenta	82
5.6.	Analiza ostalih rezultata u programu <i>ProCAST</i>	89
6.	STVARNI EKSPERIMENT	105
6.1.	Postupak izrade cilindričnih odljevaka.....	106
6.1.1.	Vertikalni centrifugalni stroj.....	106
6.1.2.	Lijevanje metala	107
6.2.	Određivanje optimalnog broja okretaja kokile.....	109
6.3.	Plan izvedbe stvarnog eksperimenta	111
6.4.	Određivanje dimenzija odljevaka pomoću 3D skenera	114
6.5.	Ispitivanje kemijskog sastava	115
6.5.1.	Optička emisijska spektroskopija.....	115
6.6.	Termodinamičko modeliranje nehrđajućih čelika.....	116
6.6.1.	Thermo – Calc.....	116
6.6.2.	CALPHAD metoda	118
6.7.	Simultana toplinska analiza	119
6.7.1.	Diferencijalna pretražna kalorimetrija.....	120
6.8.	Dilatometrija	123
6.9.	Metode za analizu mikrostrukture materijala	124
6.9.1.	Optički mikroskop.....	125
6.9.2.	Pretražna elektronska mikroskopija	127
6.10.	Mjerenje tvrdoće.....	128

6.10.1.	Vickersova metoda	128
6.11.	Tlačno ispitivanje.....	129
6.12.	Zaostala naprezanja.....	132
6.12.1.	Rendgetska difrakcija.....	133
6.12.2.	Metoda bušenja provrta.....	137
7.	REZULTATI I RASPRAVA	139
7.1.	Analiza kretanja temperature taline tijekom lijevanja i skrućivanja	139
7.2.	Vizualna kontrola	146
7.3.	Analiza geometrije odljevaka	147
7.4.	Analiza rezultata kemijskog sastava.....	153
7.5.	Rezultati termodinamičkog modeliranja faznih transformacija (Thermo – Calc)	154
7.5.1.	Fazne transformacije pri ravnotežnom skrućivanju	155
7.5.2.	Fazne transformacije pri neravnotežnom skrućivanju (Scheil–Gulliver model) ...	159
7.6.	Rezultati diferencijalne pretražne kalorimetrije.....	163
7.7.	Rezultati dilatometrije	172
7.8.	Analiza mikrostrukture	175
7.8.1.	Optička mikroskopija	175
7.8.2.	EBSD analiza mikrostrukture	190
7.8.3.	Elektronska mikroskopija	193
7.9.	Rezultati tvrdoće	201
7.9.1.	Matematički modeli ovisnosti tvrdoće o brzini hlađenja	203
7.10.	Rezultati tlačnog ispitivanja	208
7.11.	Zaostala naprezanja.....	211

7.11.1.	Analiza rezultata dobivenih rendgenskom difrakcijom	211
7.11.2.	Analiza rezultata dobivenih metodom bušenja provrta	212
8.	ZAKLJUČAK.....	214
	LITERATURA.....	219
	PRILOZI	244
	POPIS OBJAVLJENIH RADOVA.....	271
	ŽIVOTOPIS	272
	BIOGRAPHY	273

POPIS SLIKA

Slika 1.1 Shematski prikaz uređaja za vertikalno centrifugalno lijevanje u vakuumu [11]	2
Slika 2.1 Globalna proizvodnja NČ u razdoblju od 2005. do 2021. godine [47].....	12
Slika 2.2 Udio vodećih država u globalnoj proizvodnji NČ za 2024. godinu [48].....	13
Slika 2.3 Promjena vlačne čvrstoće različitih skupina čelika u ovisnosti o temperaturi [60]	16
Slika 2.4 Ponašanje legure tijekom hlađenja od tekućeg stanja do sobne temperature [68]	18
Slika 2.5 Ravnotežni fazni dijagram Fe – Cr izrađen u programu Termo – Calc [70]	20
Slika 2.6 Ravnotežni fazni dijagram Ni – Fe izrađen u programu Termo – Calc [70]	21
Slika 2.7 3D ravnotežni ternarni fazni dijagram Fe – Cr – Ni [74].....	22
Slika 2.8 Izotermni presjek ravnotežnog ternarnog dijagrama Fe–Cr–Ni na temperaturi od 750 °C [75]	23
Slika 2.9 Ravnotežni pseudo – binarni fazni dijagram Fe – Cr – Ni za fiksni maseni udio Fe od 65 % [74]	24
Slika 2.10 Schoeferov dijagram stabilnosti δ ferita u lijevanoj leguri ANČ na sobnoj temperaturi u odnosu na omjer Cr_{eq} / Ni_{eq} [78].....	25
Slika 2.11 Liješana mikrostruktura ANČ sa udjelom δ ferita od 6 % [78].....	25
Slika 2.12 Utjecaj temperature i sadržaja nikla na topljivost ugljika u NČ s 18 % Cr [72]	26
Slika 2.13 Dijagram TTP za ANČ DIN W. Nr. 1.4970, homogenizacijski žaren 30 minuta na 1130 °C, gašen u vodi prije starenja. Stabilna područja različitih precipitiranih faza prikazana su pomoću C – krivulja [90]	32
Slika 2.14 Dijagram TTP za ANČ AISI 316, homogenizacijski žaren 1 sat i 30 minuta na 1260 °C i gašen u vodi prije starenja. Stabilna područja različitih precipitiranih faza prikazana su C – krivuljama [72]	34

Slika 2.15 Glavne toplinske obrade i fazne transformacije u ANČ između tekućeg stanja i sobne temperature [74]	35
Slika 2.16 Shematski prikaz utjecaja različitih brzina hlađenja na formiranje mikrostrukture austenitnog čelika [104].....	40
Slika 2.17 Dendritna mikrostruktura u lijevanom stanju s označenim parametrima za određivanje razmaka sekundarnih dendritnih grana [105].....	41
Slika 3.1 Ilustracija djelovanja sila tijekom rotacije kokile oko vertikalne osi, prikazujući idealizirani oblik površine taline u obliku parabole [132].....	52
Slika 5.1 Shematski prikaz procesa lijevanja taline u rotirajuću kokilu.....	68
Slika 5.2 Radionički crtež kokile s nominalnim dimenzijama.....	68
Slika 5.3 Raspodjela gustoće mreže izmodelirano u programu ProCAST	69
Slika 5.4 Radionički crtež odljevka s nominalnim dimenzijama	71
Slika 5.5 Dijagram promjene gustoće ANČ EN 1.4841 u ovisnosti o temperaturi, izvučeno iz simulacija provedenih u programu ProCAST	72
Slika 5.6 Točke i raspored plošno centriranog centralno kompozitnog plana pokusa (CCF) [156]	76
Slika 5.7 Položaj mjernih točaka definiranih u gornjoj, srednjoj i donjoj zoni odljevka	78
Slika 5.8 Vrijeme do solidus temperature T_S po presjeku odljevka (pokus br. 9)	79
Slika 5.9 Razmak sekundarnih dendritnih grana SDAS po presjeku odljevka.....	80
Slika 5.10 Simulacija predgrijavanja kokile u vremenskim intervalima: a) 30 s; b) 90 s; c) 150 s; d) 210 s u programu ProCAST.....	89
Slika 5.11 Punjenje kokile pri različitim brojevima okretaja: a) 1200 min ⁻¹ ; b) 1500 min ⁻¹ ; c) 1800 min ⁻¹	91

Slika 5.12 Zone mjerenja brzine hlađenja u pokusu br. 9, raspoređene od vanjske površine stijenke prema unutrašnjosti u razmacima od 1,5 mm	91
Slika 5.13 Krivulje hlađenja u šest mjernih točaka pri stanju pokusa 9 u gornjoj zoni	92
Slika 5.14 Krivulje hlađenja u šest mjernih točaka pri stanju pokusa 9 u srednjoj zoni	93
Slika 5.15 Krivulje hlađenja u šest mjernih točaka pri stanju pokusa 9 u donjoj zoni.....	93
Slika 5.16 Dijagram brzine hlađenja za pokus br. 9 po presjeku stijenke u gornjoj, srednjoj i donjoj zoni	94
Slika 5.17 Utjecaj brzine hlađenja na SDAS u gornjoj, srednjoj i donjoj zoni.....	95
Slika 5.18 Vrijeme skrućivanja odljevka po presjeku (pokus br. 9)	97
Slika 5.19 Mjesta nastanka usahline (vjerojatnost nastanka > 30%)	98
Slika 5.20 Raspodjela prosječnog (normalnog) naprezanja na površini odljevka	99
Slika 5.21 Raspodjela glavnog naprezanja σ_1 na površini odljevka	100
Slika 5.22 Raspodjela glavnog naprezanja σ_2 na površini odljevka	101
Slika 5.23 Raspodjela glavnog naprezanja σ_3 na površini odljevka	101
Slika 5.24 Raspodjela normalne komponente naprezanja σ_z na površini odljevka	102
Slika 5.25 Raspodjela smične komponente naprezanja τ_{zx} na površini odljevka	103
Slika 5.26 Raspodjela smične komponente naprezanja τ_{zy} na površini odljevka	103
Slika 5.27 Presjek koji prikazuje zračnost nastalu između stijenke kokile i odljevka	104
Slika 5.28 Raspojedla zračnosti po obodu odljevka.....	104
Slika 6.1 Ilustracija eksperimenta primjenom modela crne kutije [160].....	105
Slika 6.2 Konstrukcija stroja za VCL u vakuumu.....	107

Slika 6.3 Shematski prikaz mjerenja temperature kokile optičkim pirometrom putem refleksije na kalibriranom ogledalu	108
Slika 6.4 Raspored eksperimentalnih točaka P1 – P5 na CCF planu pokusa	111
Slika 6.5 Plan uzimanja uzoraka iz odljevka	113
Slika 6.6 Prikaz uzoraka P3 – P5 dobivenih rezanjem odljevaka za DSC analizu	114
Slika 6.7 DSC krivulje za zagrijavanje odnosno hlađenje ANČ u idealnim uvjetima [176].....	120
Slika 6.8 Položaj valjkastih uzoraka ($\emptyset 3 \times 4$) iz odljevaka P3, P4 i P5, namijenjenih za DSC analizu.....	122
Slika 6.9 Položaj valjkastih uzoraka ($\emptyset 4 \times 10$) iz odljevaka P3, P4 i P5, namijenjenih za dilatometriju	124
Slika 6.10 Zone za analizu mikrostrukture	126
Slika 6.11 Pripremljeni uzorci za ispitivanje mikrostrukture	126
Slika 6.12 Pozicije mjerenja tvrdoće Vickersovom metodom na poliranim uzorcima iz odljevaka P3, P4 i P5.....	129
Slika 6.13 Položaj valjkastih uzoraka ($\emptyset 5 \times 7,5$) iz odljevaka P3, P4 i P5, namijenjenih za tlačno ispitivanje.....	131
Slika 6.14 Termomehanički simulator Gleeble 3500 – GTC za tlačno ispitivanje uzoraka.....	132
Slika 6.15 Shematski prikaz Braggova zakona difrakcije X – zraka na kristalnim ravninama [194]	134
Slika 6.16 Normalna deformacija u $x - y - z$ koordinatnom sustavu određena rendgenskom difrakcijom pomoću difrakcijskog vektora normale ravnine [194]	134
Slika 6.17 Pozicije mjernih točaka zaostalih naprežanja na odljevku P3.....	136

Slika 6.18 Uređaj Pulstec μ – X360s s robotskom rukom KUKA pri mjerenju zaostalih naprezanja	137
Slika 6.19 Uređaj RS – 200 Mill Residual Stress (Micro Measurements) tijekom mjerenja zaostalih naprezanja metodom bušenja provrta	138
Slika 7.1 Promjena temperature tijekom ciklusa CL odljevka P1.....	140
Slika 7.2 Promjena temperature tijekom ciklusa CL odljevka P2.....	141
Slika 7.3 Promjena temperature tijekom ciklusa CL odljevka P3.....	142
Slika 7.4 Promjena temperature tijekom ciklusa CL odljevka P4.....	143
Slika 7.5 Promjena temperature tijekom ciklusa CL odljevka P5.....	144
Slika 7.6 Izometrijski pogled na odljevak P3, neposredno nakon lijevanja	147
Slika 7.7 Prednji i gornji pogled na odljevak P3 s prikazom mjerenja dimenzija	147
Slika 7.8 3D model odljevka P1 dobiven 3D skeniranjem, s označenim referentnim točkama i dimenzijama korištenim u analizi dimenzijske točnosti.....	148
Slika 7.9 Kretanje debljine stijenke po visini za odljevke P1 – P5.....	150
Slika 7.10 Preklapanje 3D CAD modela kokile (plava) i 3D skena odljevka P1 (siva)	151
Slika 7.11 Prikaz zračnosti između stvarnog odljevka P1 (dobiven 3D skenom) i zadanog CAD modela kokile	151
Slika 7.12 Dijagram faznih transformacija za uzorak P3 dobiven pri ravnotežnom skrućivanju, modelirano u Thermo – Calc programu.....	156
Slika 7.13. Dijagram faznih transformacija za uzorak P4 dobiven pri ravnotežnom skrućivanju, modelirano u Thermo – Calc programu.....	157
Slika 7.14. Dijagram faznih transformacija za uzorak P5 dobiven pri ravnotežnom skrućivanju, modelirano u Thermo – Calc programu.....	158

Slika 7.15. Dijagram faznih transformacija pri neravnotežnom skrućivanju uzorka P3 prema Scheil – Gulliver modelu, modeliran u programu Thermo – Calc	160
Slika 7.16. Dijagram faznih transformacija pri neravnotežnom skrućivanju uzorka P4 prema Scheil – Gulliver modelu, modeliran u programu Thermo – Calc	161
Slika 7.17. Dijagram faznih transformacija pri neravnotežnom skrućivanju uzorka P5 prema Scheil – Gulliver modelu, modeliran u programu Thermo – Calc	162
Slika 7.18 Dijagram režima rada DSC uređaja tijekom zagrijavanja i hlađenja.....	163
Slika 7.19 DSC dijagram zagrijavanja i hlađenja za uzorak P3 gornja zona.....	164
Slika 7.20 DSC dijagram zagrijavanja i hlađenja za uzorak P3 srednja zona	164
Slika 7.21 DSC dijagram zagrijavanja i hlađenja za uzorak P3 donja zona	165
Slika 7.22 DSC dijagram zagrijavanja i hlađenja za uzorak P4 gornja zona.....	165
Slika 7.23 DSC dijagram zagrijavanja i hlađenja za uzorak P4 srednja zona	166
Slika 7.24 DSC dijagram zagrijavanja i hlađenja za uzorak P4 donja zona.....	166
Slika 7.25 DSC dijagram zagrijavanja i hlađenja za uzorak P5 gornja zona.....	167
Slika 7.26 DSC dijagram zagrijavanja i hlađenja za uzorak P5 srednja zona	167
Slika 7.27 DSC dijagram zagrijavanja i hlađenja za uzorak P5 donja zona	168
Slika 7.28 Dijagram solidus temperature (T_S) odljevaka P3 – P5 po zonama	170
Slika 7.29 Dijagram likvidus temperature (T_L) odljevaka P3 – P5 po zonama	170
Slika 7.30 Ovisnost linearne promjene duljine o temperaturi za uzorak P3 tijekom zagrijavanja	172
Slika 7.31 Ovisnost linearne promjene duljine o temperaturi za uzorak P4 tijekom zagrijavanja	173

Slika 7.32 Ovisnost linearne promjene duljine o temperaturi za uzorak P5 tijekom zagrijavanja	173
Slika 7.33 Skupna snimka poprečnog presjeka gornje zone odljevka P3	176
Slika 7.34 Skupna snimka poprečnog presjeka srednje zone odljevka P3	176
Slika 7.35 Skupna snimka poprečnog presjeka donje zone odljevka P3	177
Slika 7.36 Način određivanja SDAS (odljevak P3, gornja zona)	178
Slika 7.37 Dijagram raspodjele SDAS duž poprečnog presjeka stijenke odljevka P1	178
Slika 7.38 Dijagram raspodjele SDAS duž poprečnog presjeka stijenke odljevka P2	179
Slika 7.39 Dijagram raspodjele SDAS duž poprečnog presjeka stijenke odljevka P3	179
Slika 7.40 Dijagram raspodjele SDAS duž poprečnog presjeka stijenke odljevka P4	180
Slika 7.41 Dijagram raspodjele SDAS duž poprečnog presjeka stijenke odljevka P5	180
Slika 7.42 Utjecaj brzine hlađenja na SDAS za odljevak P1 po zonama	182
Slika 7.43 Utjecaj brzine hlađenja na SDAS za odljevak P2 po zonama	182
Slika 7.44 Utjecaj brzine hlađenja na SDAS za odljevak P3 po zonama	183
Slika 7.45 Utjecaj brzine hlađenja na SDAS za odljevak P4 po zonama	183
Slika 7.46 Utjecaj brzine hlađenja na SDAS za odljevak P5 po zonama	184
Slika 7.47 Dijagram rasipanja SDAS i brzine hlađenja s pripadajućom krivuljom regresije rezultata dobivenih stvarnim eksperimentom	186
Slika 7.48 Segmentacija slike s označenim granicama zrna za uzorak P1 u donjoj zoni u sredini presjeka stijenke	187
Slika 7.49 Dijagram rasipanja veličine zrna (G broj) i brzine hlađenja s pripadajućom krivuljom regresije rezultata dobivenih stvarnim eksperimentom	189

Slika 7.50 Princip mjerenja δ ferita EBSD tehnikom, uzorak P3, gornja, srednja i donja zona, sredina stijenke odljevka.....	191
Slika 7.51 Udio δ ferita dobiven EBSD tehnikom na odljercima (P1 – P5) u svim zonama.....	192
Slika 7.52 SEM snimka odljevka P5, srednja zona.....	194
Slika 7.53 EDS kemijska analiza tamnijih faza (Spektar 1 i 2) i austenitne matrice (Spektar 3) odljevka P3.....	195
Slika 7.54 EDS kemijska analiza tamnijih faza (Spektar 28 i 29) i austenitne matrice (Spektar 30) odljevka P5.....	195
Slika 7.55 EDS kemijska analiza karbida (Spektar 6, 7 i 8) i austenitne matrice (Spektar 9) odljevka P3.....	196
Slika 7.56 EDS kemijska analiza tamnijih faza (Spektri 10 do 14) i austenitne matrice (Spektar 15) odljevka P3.....	197
Slika 7.57 EDS kemijska analiza tamnijih faza (Spektar 4 i 5) odljevka P3.....	198
Slika 7.58 EDS kemijska analiza tamnijih faza (Spektar 17 do 19) i austenitne matrice (Spektar 20) odljevka P4.....	198
Slika 7.59 EDS kemijska analiza tamnijih faza (Spektar 21 do 23) i austenitne matrice (Spektar 24) odljevka P4.....	199
Slika 7.60 Dijagram tvrdoće u gornjoj, srednjoj i donjoj zoni poprečnog presjeka stijenke odljevka P3.....	201
Slika 7.61 Dijagram tvrdoće u srednjoj i donjoj zoni poprečnog presjeka stijenke odljevka P4.....	202
Slika 7.62 Dijagram tvrdoće u srednjoj i donjoj zoni poprečnog presjeka stijenke odljevka P5.....	202
Slika 7.63 Utjecaj brzine hlađenja na tvrdoću kod odljevka P3 u svim zonama.....	204
Slika 7.64 Utjecaj brzine hlađenja na tvrdoću, kod odljevka P4 u srednjoj i donjoj zoni.....	205

Slika 7.65 Utjecaj brzine hlađenja na tvrdoću kod odljevka P5 u srednjoj i donjoj zoni.....	205
Slika 7.66 Dijagram rasipanja tvrdoće i brzine hlađenja s pripadajućom kvadratnom regresijom rezultata dobivenih stvarnim eksperimentom	207
Slika 7.67 Dijagram naprezanje - deformacija ($\sigma_c - \varepsilon_c$) za uzorak iz gornjeg dijela stijenke odljevka P3.....	208
Slika 7.68 Raspodjela tlačnog naprezanja po zonama za odljevke P3 – P5	210
Slika 7.69 Dijagram raspodjele zaostalih naprezanja do dubine od 1 mm za uzorak P1, dobiven metodom bušenja provrta.....	212
Slika 0.1 Lonac u početnom stanju (stanje prije lijevanja).....	245
Slika 0.2 Lonac u zakretnom položaju (početak lijevanja).....	246
Slika 0.3. 3D model odljevka P2 dobiven 3D skeniranjem, s označenim referentnim točkama i dimenzijama korištenim u analizi dimenzijske točnosti.....	252
Slika 0.4. 3D model odljevka P3 dobiven 3D skeniranjem, s označenim referentnim točkama i dimenzijama korištenim u analizi dimenzijske točnosti.....	252
Slika 0.5. 3D model odljevka P4 dobiven 3D skeniranjem, s označenim referentnim točkama i dimenzijama korištenim u analizi dimenzijske točnosti.....	253
Slika 0.6. 3D model odljevka P5 dobiven 3D skeniranjem, s označenim referentnim točkama i dimenzijama korištenim u analizi dimenzijske točnosti.....	253
Slika 0.7. Prikaz zračnosti između stvarnog odljevka P2 (dobiven 3D skenom) i zadanog CAD modela kokile	254
Slika 0.8. Prikaz zračnosti između stvarnog odljevka P3 (dobiven 3D skenom) i zadanog CAD modela kokile	254
Slika 0.9. Prikaz zračnosti između stvarnog odljevka P4 (dobiven 3D skenom) i zadanog CAD modela kokile	255

Slika 0.10. Prikaz zračnosti između stvarnog odljevka P5 (dobiven 3D skenom) i zadanog CAD modela kokile	255
Slika 0.11. Skupna snimka poprečnog presjeka gornje zone uzorka P1	256
Slika 0.12. Skupna snimka poprečnog presjeka srednje zone uzorka P1	256
Slika 0.13. Skupna snimka poprečnog presjeka donje zone uzorka P1.....	257
Slika 0.14. Skupna snimka poprečnog presjeka gornje zone uzorka P2	257
Slika 0.15. Skupna snimka poprečnog presjeka srednje zone uzorka P2	258
Slika 0.16. Skupna snimka poprečnog presjeka donje zone uzorka P2.....	258
Slika 0.17. Skupna snimka poprečnog presjeka gornje zone uzorka P4	259
Slika 0.18. Skupna snimka poprečnog presjeka srednje zone uzorka P4	259
Slika 0.19. Skupna snimka poprečnog presjeka donje zone uzorka P4.....	260
Slika 0.20. Skupna snimka poprečnog presjeka gornje zone uzorka P5	260
Slika 0.21. Skupna snimka poprečnog presjeka srednje zone uzorka P5	261
Slika 0.22. Skupna snimka poprečnog presjeka donje zone uzorka P5.....	261

POPIS TABLICA

Tablica 2.1 Iznos vlačne čvrstoće i granice razvlačenja za najčešće korištene NČ [55].....	14
Tablica 2.2 Pregled faza utvrđenih programom Thermo – Calc (baza TCFE14) za čelike i legure na bazi željeza [70].....	19
Tablica 2.3 Parametri rešetke i kemijski sastavi najzastupljenijih karbida u ANČ [72].....	27
Tablica 2.4 Kristalne strukture i kemijski sastavi najzastupljenijih intermetalnih faza u ANČ [72].....	30
Tablica 2.5 Fizikalna svojstva čelika EN 1.4841 pri sobnoj temperaturi (EN 10095:1999).....	49
Tablica 2.6 Mehanička svojstva čelika EN 1.4841 promjera ($\leq \varnothing 160$ mm) pri sobnoj temperaturi (EN 10095:1999).....	50
Tablica 2.7 Kemijski sastav čelika EN 1.4841 (EN 10095:1999)	50
Tablica 4.1 Konstante korištene u standardnom $\kappa - \varepsilon$ modelu turbulencije	65
Tablica 5.1 Koeficijent prolaska topline (h_c) različitih dodirnih površina	74
Tablica 5.2 Rubne vrijednosti ulaznih varijabli u planu pokusa	76
Tablica 5.3 Prikaz eksperimentalnog plana s kombinacijama ulaznih varijabli za 15 provedenih pokusa generiranih u programu <i>Design Expert</i>	77
Tablica 5.4 Vrijeme do postizanja solidus temperature (T_S) i SDAS dobiveni numeričkim simulacijama za 15 stanja u gornjoj, srednjoj i donjoj zoni odljevka	81
Tablica 5.5 Statistički pokazatelji modela te 2D i 3D prikazi odziva vrijeme do T_S (t_{T_S}).....	83
Tablica 5.6 Statistički pokazatelji modela te 2D i 3D prikazi odziva SDAS (λ_2)	86
Tablica 6.1 Preliminarni plan pokusa radi određivanja optimalnog broja okretaja kokile.....	110
Tablica 6.2 Plan pokusa u stvarnom eksperimentu	112

Tablica 6.3 Parametri ispitivanja DSC metodom.....	122
Tablica 7.1 Rezultati mjerenja geometrije odljevaka P1 – P5 duž vertikalne osi.....	149
Tablica 7.2 Rezultati zračnosti odljevaka (P1 – P5)	152
Tablica 7.3 Kemijski sastav odljevaka P3, P4 i P5	153
Tablica 7.4 Pregled simbola faza korištenih u programu Thermo – Calc (baza TCFE14) za čelike i legure na bazi željeza.....	155
Tablica 7.5 Temperature i redoslijed faznih transformacija za uzorak P3 pri ravnotežnom skrućivanju prema Thermo – Calc modeliranju.....	156
Tablica 7.6 Temperature i redoslijed faznih transformacija za uzorak P4 pri ravnotežnom skrućivanju prema Thermo – Calc modeliranju.....	157
Tablica 7.7 Temperature i redoslijed faznih transformacija za uzorak P5 pri ravnotežnom skrućivanju prema Thermo – Calc modeliranju.....	158
Tablica 7.8 Temperature i redoslijed faznih transformacija za uzorak P3 pri neravnotežnom skrućivanju prema Scheil – Gulliver modelu.....	160
Tablica 7.9 Temperature i redoslijed faznih transformacija za uzorak P4 pri neravnotežnom skrućivanju prema Scheil – Gulliver modelu.....	161
Tablica 7.10 Temperature i redoslijed faznih transformacija za uzorak P5 pri neravnotežnom skrućivanju prema Scheil – Gulliver modelu.....	162
Tablica 7.11 Likvidus (T_L) i solidus (T_S) temperature te entalpije faznih transformacija određene DSC analizom za odljevke P3 – P5 prema zonama	169
Tablica 7.12 Koeficijent linearnog toplinskog širenja (α_L) za odljevke P3 – P5, izračunat za temperaturni raspon od sobne temperature do 900 °C tijekom zagrijavanja	174
Tablica 7.13 Matematički modeli ovisnosti SDAS o brzini hlađenja za odljevke (P1 – P5) u svim zonama s pripadajućim koeficijentom determinacije (R^2)	185

Tablica 7.14 Vrijednosti veličine zrna izražene kao ASTM broj (G) za odljevke P1 – P5 u različitim zonama i područjima presjeka	188
Tablica 7.15 Izračun omjera Cr_{eq} / Ni_{eq} za uzroke P3 – P5	193
Tablica 7.16 Matematički modeli ovisnosti tvrdoće o brzini hlađenja za odljevke P3 – P5 u promatranim zonama s pripadajućim koeficijentom determinacije (R^2)	206
Tablica 7.17 Rezultati tlačnih ispitivanja za odljevke P3 – P5 po zonama	209
Tablica 7.18 Vrijednosti komponenti zaostalih naprezanja σ_Z i τ_{ZX} , izmjerene na vanjskoj površini odljevka P3 XRD metodom	211
Tablica 0.1 ANOVA model za vrijeme do dostizanja T_S (gornja zona).....	248
Tablica 0.2 ANOVA model za vrijeme do dostizanja T_S (srednja zona)	248
Tablica 0.3 ANOVA model za vrijeme do dostizanja T_S (donja zona).....	249
Tablica 0.4 ANOVA model za SDAS (gornja zona)	249
Tablica 0.5 ANOVA model za SDAS (srednja zona)	250
Tablica 0.6 ANOVA model za SDAS (donja zona).....	250

POPIS PRILOGA

Prilog 1. Dijagram operativnog radnog režima zakretanja lonca.....	244
Prilog 2. Analitički izračun brzine taline pri ulasku u kokilu.....	245
Prilog 3. Modeli odziva dobiveni ANOVA analizom u programu Design Expert.....	248
Prilog 4. Atest ANČ EN 1.4841, izdan od strane tvrtke Ugitech S.A. izrađen prema normi EN 10204 / 3.1, korišten za izradu odljevaka u stvarnom eksperimentu.....	251
Prilog 5. 3D model odljevaka P2 – P5 dobiven 3D skeniranjem, sa označenim referentnim točkama i dimenzijama.....	252
Prilog 6. Prikaz zračnosti između stvarnih odljevaka P2 – P5 (dobivene 3D skenom) i zadanog CAD modela kokile	254
Prilog 7. Skupne snimke poprečnog presjeka stijenke odljevaka (P1, P2, P4 i P5) u svim zonama.....	256
Prilog 8. Vrijednosti tvrdoće uzoraka P3 – P5 u različitim zonama, mjerene Vickersovom metodom (HV0,5).....	262
Prilog 9. Prikaz zaostalih naprezanja dobivenih metodom XRD.....	266

POPIS OZNAKA

Latinične oznake

Oznaka	Mjerna jedinica	Opis oznake
a, b, c, d_i	–	Parametri korišteni u modelu za Gibbsovu energiju
A_0	mm ²	Početna površina presjeka uzorka
A_5	%	Istezljivost
C_1	–	Bezdimenzijska konstanta u članu ε , povezana sa stvaranjem turbulencije
C_2	–	Bezdimenzijska konstanta u članu ε , povezana s rasipanjem turbulencije
c_p	J/(kgK)	Specifični toplinski kapacitet
Cr_{eq}	–	Krom ekvivalent
C_μ	–	Bezdimenzijska konstanta u izrazu za turbulentnu viskoznost
D	mm	Promjer uzorka
d_1	mm	Dijagonala 1
d_2	mm	Dijagonala 2
d_{avg}	mm	Prosječna duljina dijagonala
D_p	mm	Prosječni promjer dendrita
d_{sr}	mm	Srednja vrijednost dijagonala
d_X	mm	Razmak difrakcijskih ravnina pod naprežanjem
d_x, d_y, d_z	mm	Projekcije pomaka čestica mase duž osi (x, y, z)
d_{X0}	mm	Razmak difrakcijskih ravnina bez naprežanja

d_z	mm	Promjer zrna
E	MPa	Youngov modul elastičnosti
F	N	Sila
f_l	–	Maseni udio tekuće faze u materijalu
f_s	–	Maseni udio krute faze u materijalu
F_x, F_y, F_z	N	Sile koje djeluju duž osi (x, y, z)
G	–	Veličina zrna
g	m/s ²	Ubrzanje sile teže
G_e	J/kg	Gibbsova slobodna energija
G_e^0	J/kg	Gibbsova energija zbog mehaničkog miješanja sastavnica faze
G_T	J/kg·s	Brzina stvaranja turbulencije zbog gradijenata brzine
h	mm	Visina odljevka
H	J/kg	Entalpija materijala
h_0	mm	Početna visina uzorka
h_c	W/m ² ·K	Koeficijent prolaska topline
H_L	J/kg	Entalpija taljenja
H_m^{SER}	J/mol	Entalpija elementa u standardnom referentnom stanju
H_S	J/kg	Entalpija skrućivanja
idG_{mix}	J/kg	Idealni doprinos Gibbsove energije miješanja
k	W/m·K	Toplinska provodljivost
K	m ²	Permeabilnost medija (Darcyev koeficijent)

k_B	–	Boltzmannova konstanta
k_f	MPa	Granica tečenja
K_{hp}	$N \cdot mm^{-3/2}$	Konstanta koja opisuje utjecaj granica zrna na plastičnu deformaciju
k_i	–	Broj faktora u planu pokusa
L	mm	Duljina uzorka
L_0	mm	Početna duljina uzorka
L_p	mm	Ukupna duljina svih pravaca
L_T	J/kg	Latentna toplina
m	kg	Masa taline
M	–	Magnetizam
M_s	m^{-1}	Omjer površine dendrita prema volumenu čvrste faze
$M_{skal.}$	–	Faktor skaliranja
N	m^{-3}	Broj nukleacijskih mjesta
N_0	m^{-3}	Maksimalni broj nukleacijskih mjesta
n_1, n_2, n_3	–	Komponente difrakcijskog vektora normale
Ni_{eq}	–	Nikal ekvivalent
n_K	min^{-1}	Broj okretaja kokile
p	Pa	Hidrostatski tlak
P_p	–	Ukupan broj presjeka granica zrna
q	W/m^3	Toplinski tok unutar volumena
Q_{ext}	W/m^2	Vanjski toplinski tok zrna koje se skrućuje

R	–	R faza – (HCP) kristalna rešetka
r_1	mm	Udaljenost od osi rotacije do površine taline na dnu kokile
r_2	mm	Udaljenost od osi rotacije do površine taline na vrhu kokile
R^2	–	Koeficijent determinacije
R^2_{adj}	–	Prilagođeni koeficijent determinacije
R^2_{pre}	–	Predviđeni koeficijent determinacije
R_c	MPa	Tlačna čvrstoća
r_e	mm	Radius eutektičkog zrna
R_m	MPa	Vlačna čvrstoća
$R_{p0,2\%}$	MPa	Konvencionalna granica razvlačenja pri plastičnoj deformaciji 0,2 %
$R_{p1\%}$	MPa	Konvencionalna granica razvlačenja pri plastičnoj deformaciji 1 %
r_z	mm	Radius zrna
S	J/kg·K	Entropija materijala
T	K	Temperatura
t	s	Vrijeme
T_0	K	Referentna temperatura
T_L	K	Likvidus temperatura
T_S	K	Solidus temperatura
$T_{skruć.}$	s	Vrijeme skrućivanja
t_{T_s}	s	Vrijeme do dostizanja solidus temperature T_s
u_i, u_j, u_k	m/s	Komponente brzine fluida u smjeru i, j, k

$v_{hlad.}$	$^{\circ}\text{C/s}$	Brzina hlađenja
x	mm	Udaljenost čestice (taline) od osi rotacije
X	–	Kontrolirane ulazne varijable
x_i, x_j, x_k	mm	Prostorne koordinate u smjeru i, j, k
$x_s G_{mix}$	J/kg	Višak Gibbsove energije miješanja (neidealni doprinos)
Y	–	Izlazne varijable (odziv)
Z	–	Z faza – (BCT) kristalna rešetka
z_1	mm	Hipotetska visina taline na osi rotacije ($x = 0$)
z_2	mm	Hipotetska visina taline na osi rotacije ($x = r_2$)

Grčke oznake

Oznaka	Mjerna jedinica	Opis oznake
∇	m^{-1}	Nabla operator (gradijent)
α	–	ferit – (BCC) kristalna rešetka
α_f	–	Faktor koji određuje udaljenost aksijalnih točaka od središta
α_L	K^{-1}	Koeficijent linearnog toplinskoga širenja
α_V	K^{-1}	Koeficijent volumnog toplinskoga širenja
γ	–	austenit – (FCC) kristalna rešetka
γ'	–	Intermetalna faza – (FCC) kristalna rešetka
γ''	–	Intermetalna faza – (BCT) kristalna rešetka
$\gamma_{xy}, \gamma_{yz}, \gamma_{zx}$	–	Posmične komponente deformacije

δ	–	delta ferit – (BCC) kristalna rešetka
δ'	–	Delta faza – ortorombska rešetka
δ_{ij}	–	Kroneckerova delta
δ_s	mm	Debljina stijenke odljevka
ε	m^2/s^3	Disipacija kinetičke energije turbulencije
ε_c	–	Tlačna deformacija
ε_i	–	Nepoznate nekontrolirane varijable
$\varepsilon_x, \varepsilon_y, \varepsilon_z$	–	Normalne komponente deformacije u x–y–z sustavu
ε_{Xn}	–	Normalna deformacija u smjeru normale na difrakcijsku ravninu
$\varepsilon_{\phi\psi}$	–	Deformacija u smjeru definiranom kutovima ϕ i ψ
η	–	Lavesova faza – (HCP) kristalna rešetka
η'	–	Ni_3Ti faza – (HCP) kristalna rešetka
θ	rad	Vršni kut između nasuprotnih ploha
θ_X	rad	Difrakcijski kut za kristale pod naprežanjem
θ_{X0}	rad	Difrakcijski kut za kristale bez naprežanja
κ	m^2/s^2	Kinetička energija turbulencije
λ_2	mm	Razmak sekundarnih dendritnih grana
λ_p	–	Faktor oblika dendrita
λ_X	mm	Valna duljina x – zračenja
μ	–	Mu faza – romboedarska rešetka

μ_L	Pa·s	Dinamička viskoznost fluida
μ_T	Pa·s	Turbulentna viskoznost
ν	–	Poissonov omjer
ρ	kg/m ³	Gustoća
ρ_0	kg/m ³	Referentna gustoća
ρ_e	$\Omega \cdot \text{mm}^2/\text{m}$	Specifična električna otpornost
σ	–	sigma faza – (BCT) kristalna rešetka
$\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$	MPa	Glavna naprezanja
σ_c	MPa	Tlačno naprezanje
σ_{hp}	MPa	Naprezanje uzrokovano trenjem unutar kristalne rešetke
σ_{ij}	MPa	Komponente Reynoldsovog tenzora naprezanja
σ_T	–	Prandtlov broj za turbulenciju
σ_z	MPa	Normalno naprezanje u Z – smjeru
σ_ϵ	–	Prandtlov broj za disipacijsku kinetičku energiju turbulencije
σ_κ	–	Prandtlov broj za kinetičku energiju turbulencije
$\tau_{xy}, \tau_{yz}, \tau_{zx}$	MPa	Posmična naprezanja
φ	rad	Kut nagiba lonca
φ_x	rad	Kut rotacije u XRD mjerenju
χ	–	Chi faza – (BCC) kristalna rešetka
ψ_X	rad	Kut nagiba u XRD mjerenju
ω	rad/s	Kutna brzina

POPIS KRATICA

Kratice	Opis kratice
2D	Dvodimenzionalni
3D	Trodimenzionalni
ANČ	Austenitni nehrđajući čelik
ANOVA	<i>Analysis of Variance</i> – analiza varijance
BCC	<i>Body Centered Cubic</i> – prostorno centrirana kubična rešetka
BCT	<i>Body Centered Tetragonal</i> – prostorno centrirana tetragonska rešetka
CAD	<i>Computer Aided Design</i> – oblikovanje s pomoću računala
CALPHAD	<i>CAL</i> culat <i>ion of PHA</i> se <i>Diagrams</i> – proračun faznih dijagrama
CCD	<i>Central Composite Design</i> – centralno kompozitni plan
CCF	<i>Face centred composite design</i> – plošno centriran centralno kompozitni plan
CCP	<i>Continuous Cooling Precipitation</i> – dijagram kontinuirane precipitacije pri hlađenju
CCT	<i>Continuous Cooling Transformation</i> – dijagram kontinuirane pretvorbe pri hlađenju
CL	Centrifugalno lijevanje
CTE	<i>Coefficient of Thermal Expansion</i> – koeficijent linearnog toplinskoga širenja
CV	<i>Coefficient of Variation</i> – koeficijent varijacije

CVM	<i>Cluster Variation Method</i> – metoda varijacija skupa
DSC	<i>Differential Scanning Calorimetry</i> – diferencijalna pretražna kalorimetrija
DTA	<i>Differential Thermal Analysis</i> – diferencijalna toplinska analiza
EBS	<i>Electron Backscattered Diffraction</i> – difrakcija povratno raspršenih elektrona
EDS	<i>Energy Dispersive X-ray Spectroscopy</i> – energijska disperzivna spektroskopija
EOS	<i>Equation of State</i> – jednačina stanja
FCC	<i>Face Centered Cubic</i> – plošno centrirana kubična rešetka
FEM	<i>Finite Element Method</i> – metoda konačnih elemenata
GCP	<i>Geometrically Close Packed</i> – geometrijski blisko pakirane
GDOES	<i>Glow Discharge Optical Emission Spectroscopy</i> – optička emisijska spektrometrija s tinjajućim izbojem
HCL	Horizontalno centrifugalno lijevanje
HCP	<i>Hexagonal Close Packed</i> – heksagonska gusto zbijena rešetka
HDM	<i>Hole Drilling Method</i> – metoda bušenja provrta
HV	Vickersova tvrdoća
MIA	<i>Multi Image Analysis</i> – analiza skupnih snimki
M ₂₃ C ₆	Metalni karbid promjenjivog sastava; (Cr, Fe, W, Mo) ₂₃ C ₆
M ₆ C	Metalni karbid promjenjivog sastava; Fe ₃ Mo ₃ C, Nb ₃ Co ₃ C, Co ₃ W ₃ C
M ₇ C ₃	Metalni karbid konstantnog sastava; Cr ₇ C ₃

MC	Metalni karbid konstantnog sastava prijelaznog metala; MoC, VC, NbC, TiC
NČ	Nehrđajući čelik
OES	<i>Optical Emission Spectroscopy</i> – optička emisijska spektroskopija
OM	<i>Optical Microscope</i> – optički mikroskop
P1 – P5	Odljevci dobiveni u stvarnom eksperimentu
ppm	<i>Parts per million</i> – nekoliko dijelova na milijun
SDAS	<i>Secondary Dendrite Arm Spacing</i> – razmak sekundarnih dendritnih grana
SEM	<i>Scanning Electron Microscope</i> – pretražni elektronski mikroskop
STA	<i>Simultaneous Thermal Analysis</i> – simultana toplinska analiza
TCP	<i>Topologically Close Packed</i> – topološki blisko pakirane
TGA	<i>Thermogravimetric Analysis</i> – termogravimetrijske analize
TTP	<i>Time Temperature Precipitation</i> – dijagram izotermne precipitacije
TTT	<i>Time Temperature Transformation</i> – dijagram izotermne pretvorbe
VCL	Vertikalno centrifugalno lijevanje
VCS	Vertikalni centrifugalni stroj
XPS	<i>X – ray Photoelectron Spectroscopy</i> – rendgenska fotoelektronska spektroskopija
XRD	<i>X – ray Diffraction</i> – rendgenska difrakcija

1. UVOD

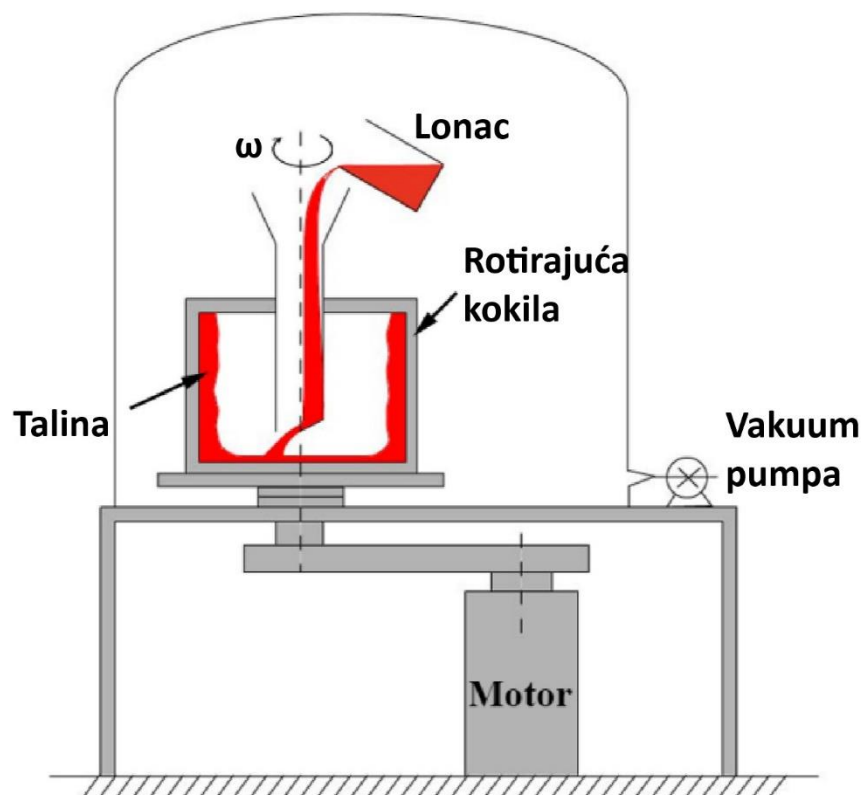
Centrifugalno lijevanje (CL) predstavlja tehnologiju lijevanja u kojoj se metal u tekućem stanju lijeva u rotirajuću kokilu te ostaje unutar nje sve dok se potpuno ne skruti. Rotacijom kokile, javlja se centrifugalna sila koja pritišće tekući metal prema stijenkama kokile. Rezultat ovog procesa su odljevci s unutarnjom šupljinom, često cilindričnog ili konusnog oblika, koju oblikuje sam proces lijevanja, bez potrebe za dodatnim jezgrama, što predstavlja istaknutu značajku ove tehnologije. Kokila se koristi za oblikovanje vanjske geometrije odljevka i obično je izrađena od čelika ili grafita, što je pogodno za masovnu proizvodnju [1–4]. Tehnologija centrifugalnog lijevanja (CL) široko se primjenjuje za različite materijale, pri čemu je najčešća proizvodnja metalnih odljevaka, uključujući nelegirane i legirane čelike, aluminijske, bakrove legure, niklove legure te mnoge druge [5,6].

CL danas nalazi široku primjenu u brojnim granama industrije. U sektoru nafte i plina koristi se za proizvodnju cijevi za transport nafte i plina, gdje se zahtijeva visoka izdržljivost i otpornost na koroziju. U vodoprivrednom sektoru ovom se tehnologijom izrađuju vodovodne cijevi i spojnice. U kemijskoj i procesnoj industriji CL se primjenjuje za izradu ventila i čepova, osobito u okruženjima izloženim agresivnim kemikalijama. U energetske industriji koristi se za proizvodnju komponenata turbinskih strojeva, rotorskih dijelova i generatora koji moraju podnijeti visoke temperature. Također, u strojogradnji CL obuhvaća proizvodnju preciznih komponenata poput čahura, osovina i valjaka. Primjena u automobilskoj industriji je neizostavna, a najčešći proizvodi su prstenovi za zupčanike, ležajni prstenovi, kočioni bubnjevi, diskovi, cilindri i košuljice. U posljednje vrijeme tehnika CL sve više pronalazi primjenu u zrakoplovnoj i svemirskoj industriji, gdje omogućuje proizvodnju komponenata za rakete i svemirske letjelice. Vrijednost ovih komponenti leži u kombinaciji visoke čvrstoće i male mase [7,8].

Glavna podjela centrifugalnog lijevanja (CL) odnosi se na horizontalno centrifugalno lijevanje (HCL) i vertikalno centrifugalno lijevanje (VCL). Razlika između njih proizlazi iz položaja osi rotacije kokile. U HCL kokila se okreće horizontalno oko svoje osi, a lijevanje se najčešće izvodi

sa strane, pri čemu talina pod djelovanjem centrifugalne sile prianja uz unutarnju stijenku kokile i formira odljevak velike gustoće bez unutarnje poroznosti. Ova tehnologija primjenjuje se za jednostavnije geometrije, najčešće cilindrične odljevke čija je duljina veća od promjera, poput cijevi, valjaka, osovina i sličnih komponenti. Suprotno tome, kod VCL kokila rotira vertikalno oko svoje osi, što omogućuje izradu odljevaka čiji je promjer veći od duljine, primjerice diskova, prstenova i remenica. Odabir između HCL i VCL ovisi prvenstveno o geometriji i dimenzijama odljevka te zahtjevima njegove konačne primjene [9,10].

Kod VCL u vakuumu talina se gravitacijski lijeva s gornje strane iz lonca u rotirajuću kokilu unutar vakuumske komore. Djelovanjem centrifugalne sile, koja je višestruko veća od gravitacijske, talina se potiskuje prema stijenkama kokile gdje se raspoređuje u ravnomjernom sloju duž cijele visine. Shematski prikaz procesa prikazan je na Slika 1.1 [11].



Slika 1.1 Shematski prikaz uređaja za vertikalno centrifugalno lijevanje u vakuumu [11]

Povećanjem broja okretaja kokile poboljšava se ispunjavanje kokile te se smanjuju razlike u debljini stijenke između gornjeg i donjeg dijela odljevka. Međutim, pritom se može pojaviti segregacija, odnosno neujednačena raspodjela kemijskih elemenata po presjeku odljevka, pri čemu teži elementi, pod utjecajem centrifugalne sile, migriraju prema vanjskoj površini, dok se lakši zadržavaju bliže unutrašnjosti [12]. Temperatura lijevanja predstavlja glavni faktor koji utječe na brzinu hlađenja taline. Veća brzina hlađenja potiče stvaranje većeg broja nukleacijskih mjesta, što rezultira sitnozrnatom mikrostrukturom, dok sporije hlađenje produljuje vrijeme skrućivanja i pogoduje rastu većih zrna. U vakuumskoj komori eliminira se prisutnost zraka, čime se sprječava oksidacija te adsorpcija plinova koji bi se mogli vezati na površinu taline tijekom skrućivanja. Time se postiže glatka površina i homogena struktura odljevka [11].

Pravilnim odabirom parametara lijevanja postiže se optimalna kombinacija gustoće, homogenosti i mehaničkih svojstava odljevka s minimalnim udjelom pogrešaka. Potreba za dubljim razumijevanjem odnosa između parametara lijevanja i nastale mikrostrukture zahtijeva razvoj matematičkog modela koji povezuje brzinu hlađenja s veličinom dendrita, odnosno s veličinom zrna [13]. Za optimiranje parametara vertikalnog centrifugalnog lijevanja u vakuumu korišten je austenitni nehrđajući čelik EN 1.4841, koji se upotrebljava za proizvode koji moraju zadovoljiti visoke standarde čvrstoće i otpornosti na koroziju, posebice pri radu u ekstremno visokim temperaturama, kao što su one prisutne u energetskim postrojenjima.

1.1. Povijesni pregled razvoja CL i lijevanja u vakuumu

Ideja korištenja rotacije za oblikovanje metala ima dugogodišnju povijest. Prema nekim izvorima, već u 16. stoljeću francuski i talijanski obrtnici koristili su rotirajuće kokile za izradu preciznih zanatskih odljevaka, pri čemu je centrifugalna sila omogućavala ravnomjerno popunjavanje kokile i bolje oblikovanje detalja. Industrijska primjena ove metode postala je moguća razvojem parnog stroja tijekom industrijske revolucije, koji je omogućio kontroliranu rotaciju kokile dovoljnom brzinom za generiranje centrifugalne sile, čime je tehnologija centrifugalnog lijevanja počela dobivati širu primjenu početkom 19. stoljeća.

Prvi poznati patent za ovu tehnologiju dodijeljen je 1809. godine A. G. Eckhardt u Soho u Engleskoj, čime je formalno započeo razvoj procesa korištenja centrifugalne sile za oblikovanje odljevaka. Metoda je ubrzo prihvaćena u ljevaonicama, a prva dokumentirana industrijska primjena zabilježena je 1848. godine u Baltimoreu, savezna država Maryland, SAD, gdje je započela proizvodnja cijevi od sivog lijeva tehnologijom CL. Tijekom druge polovice 19. stoljeća tehnika se dalje razvijala, a neizravni doprinos razvoju CL dao je Alfred Krupp, čiji je razvoj bešavnih čeličnih cijevi i naprednih metalurških tehnika omogućio daljnji tehnološki napredak u konstrukciji kokile i primjeni ove metode u lijevanju čelika. CL čelika prvi je put izvedeno 1898. godine u pogonu tvrtke American Steel Foundries u St. Louisu, Missouri, a već 1901. godine izrađeni su čelični kotači lijevani u kokili pri broju okretaja kokile od 620 min^{-1} [14].

Početak 20. stoljeća industrija nehrđajućih čelika bila je suočena s problemima niske kvalitete materijala, uzrokovanim prisutnošću vodika, dušika i kisika u tekućem čeliku, što je dovodilo do stvaranja nemetalnih uključaka i drugih ljevačkih pogrešaka. Ideja korištenja vakuuma za uklanjanje otopljenih plinova iz taline čelika prvotno je predložena 1940. godine od strane sovjetskih znanstvenika A. M. Samarina i L. M. Novika. Prvi industrijski pokušaj primjene izveden je 1952. godine u tadašnjem Sovjetskom Savezu, u metalurškom postrojenju Enakievskii, a već 1954. godine, u tadašnjoj Saveznoj Republici Njemačkoj, u tvornici Bochumer Verein, isprobana je metoda otplinjavanja protoka metala. Industrijska primjena metode vakuumske tretiranja u loncu započela je u Sovjetskom Savezu 1955. godine, čime je otvoren novi smjer u proizvodnji čelika poznat kao vakuumska obrada čelika. Do 1960. godine učinkovite metode vakuumske otplinjavanja bile su Dortmund Hoerder (DH) i Ruhrstahl – Heraeus (RH) metode. Slijedili su dodatni procesi sredinom 1960 – ih, poput vakuumske otplinjavanja električnim lukom i ASEA – SKF proces. U istom razdoblju započinjaju i eksperimenti s kombiniranjem centrifugalnog i vakuumske lijevanja, što će kasnije omogućiti proizvodnju odljevaka za specijalizirane svrhe [15].

1.2. Pregled dosadašnjih istraživanja

U industriji postoji puno primjena gdje se dijelovi susreću s visokim tlakom i temperaturama te različitim korozivno agresivnim medijima. Zato je jako značajno da se za takve ekstremne uvjete koriste čelici legirani kromom, niklom i molibdenom koji su otporni na toplinu. Materijal koji odgovara navedenim zahtjevima je austenitni nehrđajući čelik otporan na toplinu EN 1.4841. Ovaj čelik spada u skupinu visoko legiranih čelika, s visokim udjelima kroma i nikla te drugih elemenata poput molibdena, silicija i mangana [16]. Primjenu nalazi u raznim industrijskim sektorima kao što su termalna postrojenja (u izgradnji peći, kotlova, dimnjaka i drugih komponenti), petrokemijska industrija (cijevi, ventili, reaktori), metalurška industrija, automobilska industrija (dijelovi ispušnih sustava, turbina, ventila) [17,18]. Osim što je otporan na visoke temperature i koroziju, ima dobra mehanička i tribološka svojstva. Postoje istraživanja na temu primjene vertikalnog centrifugalnog lijevanja austenitnih čelika otpornih na toplinu, no ovo područje zahtijeva daljnju analizu radi dubljeg razumijevanja i optimizacije procesa. Jedan od razloga za to je složenost samog procesa lijevanja koji zahtijeva pažljivu kontrolu procesa kako bi se postigli optimalni rezultati. Također, ekonomska strana igra značajnu ulogu jer istraživanje novih legura, posebno visoko legiranih čelika, zahtijeva značajna financijska ulaganja u istraživanje [19–22].

Za proizvodnju cijevi od nehrđajućeg čelika, ekonomična i kvalitetna tehnologija izrade je centrifugalni lijev. Izbor materijala kod izrade kokile ovisi o materijalu koji će se lijevat, odnosno radnoj temperaturi kokile. Prilikom lijevanja nehrđajućeg čelika najčešće se koriste kokile od visokolegiranih alatnih čelika koji imaju dobru otpornost na toplinu [23,24]. Problem koji se javlja prilikom lijevanja austenitnih čelika je pojava oštih karbida. Njihova prisutnost može dovesti do smanjene žilavosti, povećane osjetljivosti na pucanje i lom, smanjene duktilnosti te mogu uzrokovati probleme gdje je potrebna otpornost na udarna opterećenja [25]. Kako bi se smanjila pojava oštih karbida i ostali nedostaci lijevanja u atmosferskim uvjetima, lijevanje se odvija uz prisutnost visokog industrijskog vakuuma, više od 0,1 mbar. Po definiciji vakuumski centrifugalni lijev je postupak lijevanja taline u rotirajuću kokilu uz istovremenu primjenu vakuuma kako bi se postigao željeni odljevak. Lijevanje u vakuumu je složen proces te da bi se postigao, potrebna je

komora za taljenje i lijevanje koja je hermetički zatvorena te sustav s vakuumskom pumpom. Odljevci proizvedeni vakuumskim centrifugalnim lijevom imaju i bolju kvalitetu površine što zahtijeva malu ili nikakvu završnu obradu odljevka. Utjecaj vakuuma pospješuje isplivavanje uključina. Pošto talina obično nije homogena nego se u njoj nalaze čestice drugih materijala, različiti kemijski spojevi, nečistoće, vakuum će pospješiti kretanje uključina prema slobodnoj površini te na taj način dobivamo odljevak s manje ljevačkog odmetka. Prednost korištenja ove tehnologije je i u mehaničkim svojstvima (veća čvrstoća) te tribološkim svojstvima što omogućuje dulji životni vijek odljevaka [26].

Postupak vakuumskog centrifugalnog lijevanja u industriji je visoko automatiziran postupak. Automatizacija daje veću produktivnost uz smanjenje troškova proizvodnje te omogućuje poboljšanje kvalitete proizvoda [27]. No prije samog početka proizvodnje vrlo je važno definirati sve korake u procesu nastanka proizvoda. Najveća pažnja kod lijevanja pridodaje se procesu skrućivanja gdje talina poprima oblik kokile [28]. Kod postupka lijevanja uz prisutnu samo gravitacijsku silu, kristalizacija počinje s unutrašnje i vanjske strane što potiskuje plinove i nečistoće prema sredini odljevka. Zbog toga je uzrok pogreške očekivan u zoni sredine stijenke odljevka. Kod centrifugalnog lijevanja zbog brzog odvođenja topline u kokili, proces kristalizacije počinje na vanjskoj strani i napreduje prema unutarnjoj strani stijenke odljevka. Isto tako plinovi i nečistoće se potiskuju prema unutarnjoj površini gdje se odljevak najkasnije skrućuje. Zahvaljujući tome greške se neće pojaviti u sredini odljevka, već je zona grešaka na unutarnjoj strani površine koja se kasnije lagano može ukloniti postupkom obrade odvajanjem čestica [29,30].

Kod centrifugalnog lijeva postoji veliki broj parametara koje je potrebno definirati kako bi dobili ispravan, odnosno kvalitetan odljevak [31]. Najutjecajniji parametar centrifugalnog lijevanja je brzina vrtnje kokile. Prilikom male brzine vrtnje kokile dobijemo: nedovoljnu gustoću odljevka, odljevak s nemetalnim uključcima (zbog premale brzine nema izdvajanja nemetalnih uključaka) te nezadovoljavajuću kvalitetu unutarnje površine odljevka. Kod prevelike brzine vrtnje može doći do: različite gustoće odljevka po presjeku, razlučivanja pojedinih komponenti koje ulaze u kemijski sastav legure te se povećava tlak taline što može rezultirati uzdužnim pukotinama na odljevku [30].

Slijedeći bitni parametri su: temperatura lijevanja, vrijeme lijevanja i temperatura predgrijavanja kokile [32–34]. Od ostalih parametara važno je još spomenuti, brzinu odvođenja topline preko kokile, debljinu premaza, utjecaj vakuuma i temperaturu okoline. Kako bi se zaštitila radna površina kokile od djelovanja taline i radi boljeg reguliranja brzine hlađenja, vrlo je važno premazivanje radne površine prije svakog ciklusa lijevanja. Izbor premaza ovisi o vrsti materijala koji se lijeva te o željenoj brzini odvođenja topline [35,36].

Pošto se inženjeri svakog dana susreću s novim konstrukcijskim izazovima i novim materijalima, vrijeme pronalaska optimalnih parametara može biti vrlo zahtjevan i dugotrajan proces [17]. Kako bi se na što lakši i brži način odredili optimalni parametri, inženjeri se često služe programskim paketima koji se baziraju na metodi konačnih elemenata [37,38]. Jedan od boljih programa za simulaciju lijevanja je ProCAST [39]. U tom se programu iz CAD modela odljevka generira mreža, a kasnije se definiranjem ulaznih parametara lijevanja preko numeričkih simulacija prikazuje vizualizacija punjenja te skrućivanja metala u kokili. Program također pruža informacije o temperaturi kokile, temperaturi taline, brzini odvođenja topline, redosljedu skrućivanja, metalurškim svojstvima te upućuje na mogućnost pojave grešaka [40]. Kao rezultat simulacija mogu se dobiti mehanička svojstva (čvrstoća, tvrdoća, naprezanja itd.) te mikrostruktura odljevka [41].

1.2. Cilj rada i hipoteza istraživanja

Cilj istraživanja je razviti metodu za odabir parametara vertikalnog centrifugalnog lijevanja u vakuumu odnosno kvantificirati ovisnost karakteristika mikrostrukture i mehaničkih svojstava o parametrima lijevanja.

Pretpostavljena je sljedeća hipoteza istraživanja:

Na temelju brzine hlađenja taline određenog kemijskog sastava i rubnih uvjeta lijevanja u vakuumu, moguće je razviti matematički model koji će odrediti veličinu kristalnog zrna i mehanička svojstva na bilo kojem mjestu unutar centrifugalno lijevanog odljevka od austenitnog nehrđajućeg čelika.

1.3. Materijal, ispitanici, metodologija i plan istraživanja

VCL kao tehnologija proizvodnje odljevaka, privlači sve više pažnje istraživačke zajednice i industrije. Iako je već primijenjeno u različitim sektorima, postupak nudi brojne neistražene mogućnosti za optimizaciju. Istraživanjem utjecaja različitih parametara na proces lijevanja i mikrostrukturne karakteristike materijala, otvara se put prema unapređenju učinkovitosti i kvalitete proizvodnje, što obećava značajne prednosti za industriju i šire.

Istraživanje se sastoji od pripreme istraživanja, definiranja plana pokusa, računalnog eksperimenta, stvarnog (realnog) eksperimenta, karakterizacije materijala te analize i rasprave dobivenih rezultata.

Priprema istraživanja omogućuje dublje razumijevanje procesa i uspješnu provedbu eksperimenta. U pripremi istraživanja detaljno su opisane prednosti primjene ANČ s obzirom na druge nehrđajuće čelike. Materijal koji se lijeva i istražuje je austenitni nehrđajući čelik EN 1.4841 koji spada u kategoriju visoko legiranih čelika otpornih na visoke temperature. Čelik EN 1.4841 ima izuzetno bitnu ulogu u energetici, petrokemiji, metalurgiji i automobilskoj industriji, gdje su proizvodi izrađeni iz ovog materijala izloženi visokim temperaturama, tlakovima i različitim korozivno agresivnim medijima.

U svrhu izvođenja realnog eksperimenta korišten je vertikalni centrifugalni stroj (VCS) za lijevanje u vakuumu, u čijoj se vakuum komori nalaze indukcijski zagrijavan lonac za taljenje i kokila (trajni kalup) pričvršćena na vodom hlađeno vratilo. Kokila je također indukcijski zagrijavana na temperaturu predgrijavanja. Napravljen je pretpokus u kojem je utvrđen tehnološki prozor parametara lijevanja s kojima se dobiva traženi geometrijski oblik odljevka. Nakon utvrđivanja tehnološkog prozora parametara lijevanja, napravljen je plan pokusa i optimirani su parametri lijevanja u virtualnom svijetu. Na taj način sužen je tehnološki prozor za lijevanje stvarnih odljevaka.

Kako bi se analizirao utjecaj parametara na odzivne varijable kod VCL, korištena je statistička metoda analize varijance (*eng. Analysis of Variance, ANOVA*). Za analizu varijance sa tri faktora

napravljen je plan pokusa pomoću programa *Design Expert*. Dizajniran je plošno centriran centralno kompozitni plan pokusa (engl. *Face centred composite design, CCF*) što je rezultiralo sa 15 stanja pokusa. Odzivne varijable bile su vrijeme do dostizanja solidus temperature (Ts) te razmak između sekundarnih dendritnih grana SDAS, a ulazne varijable bile su: broj okretaja kokile, temperatura lijevanja te temperatura predgrijavanja kokile. Ostali parametri, poput brzine lijevanja, debljine premaza i temperature okoline, tijekom pokusa su zadržani konstantnima.

Simulacija omogućuje preciznu analizu procesa lijevanja i skrućivanja bez potrebe za fizičkim prototipovima. Računalo za to koristi numeričke simulacije, što obuhvaća stvaranje virtualnog prikaza geometrije, dimenzija i oblika. Preko 3D modela generira se volumenska mreža na način da se sitniji elementi rasporede na dijelove modela sustava koji više utječu na rezultat proučavanja. Mreža je generirana u softveru za lijevanje *ProCAST* metodom konačnih elemenata (eng. *Finite Element Method, FEM*), a zatim je provedena simulacija lijevanja u istoimenom programu. Rezultati dobiveni simulacijom ubačeni su u program *DesignExpert* te je analiziran utjecaj faktora na odzivne varijable. Na taj način dobiveni su matematički modeli koji su poslužili za optimiranje parametara. Nakon virtualnog eksperimenta proveden je stvarni eksperiment na 5 odljevaka, s ciljem analize utjecaja različitih brzina hlađenja odljevka na mikrostrukturu, koje su postignute promjenom temperature predgrijavanja kokile. Rezultati dobiveni stvarnim eksperimentom uspoređeni su sa rezultatima virtualnog eksperimenta.

Kako su mehanička svojstva metalnih materijala ovisna o brzini hlađenja koja definira nastalu makro i mikrostrukturu, istraživanja su bila usmjerena prema određivanju utjecaja brzine hlađenja na karakteristične veličine iz makro i mikrostrukture (veličina i oblik kristalnih zrna i drugih faza). U prvoj fazi istraživanja određen je dijagram koji daje brzinu hlađenja u ovisnosti od udaljenosti od površine kokile prema sredini stijenke odljevka, za zadane rubne uvjete (temperatura lijevanja, temperatura predgrijavanja kokile i broj okretaja). U drugoj fazi napravljena je karakterizacija makro i mikrostrukture na eksperimentalno dobivenim odljercima od vanjskog ruba stijenke prema sredini. Iz tako dobivenih podataka izrađeni su eksperimentalni dijagrami iz kojih se može očitati vrijednost određene mikrostrukturne značajke u ovisnosti o brzini hlađenja, odnosno o lokalnoj

poziciji u odljevku. Iz brojnih eksperimentalnih podataka izrađen je fizikalno metalurški model za određivanje mikrostrukturnih svojstava. Kako su mikrostrukturna svojstva u neposrednoj korelaciji s mehaničkim svojstvima u trećoj fazi pripremljeni su uzorci za određivanje mehaničkih svojstava. Iz velike i kompleksne matrice rubnih uvjeta, fizikalnih veličina povezanih s lijevanom legurom i podataka dobivenih iz odlivenog odljevka, određena je povezanost utjecajnih parametara.

Za karakterizaciju materijala korištene su slijedeće metode:

- 1) Kemijski sastav određen je optičkim emisijskim spektrometrom
- 2) Izopletni fazni dijagrami za ravnotežno stanje i za zadanu brzinu hlađenja izrađeni su primjenom CALPHAD metode u programu Thermo – Calc
- 3) Primjenom DSC analize izrađena je studija taljenja i skrućivanja, pri čemu su određene karakteristične temperature iz područja skrućivanja; točno je određena likvidus temperatura, na temelju koje je definirana temperatura lijevanja
- 4) Metalografska ispitivanja provedena su na optičkom i elektronskom mikroskopu, a slike su obrađene sustavom za analizu slike; EDS analizom utvrđen je prisutni kemijski sastav u mikrostrukтури
- 5) Provedena su ispitivanja mehaničkih svojstava, uključujući određivanje tvrdoće i tlačne čvrstoće
- 6) Zaostala naprezanja izmjerena su u odljercima.

1.4. Očekivani znanstveni doprinos predloženog istraživanja

Očekivani znanstveni doprinos očituje se kroz:

- 1) Metalurški model koji povezuje veličinu i oblik kristalnih zrna s brzinom hlađenja taline, za definirane tehnološko procesne rubne uvjete
- 2) Matematički model koji povezuje mehanička svojstva odljevka s karakteristikama mikrostrukture.

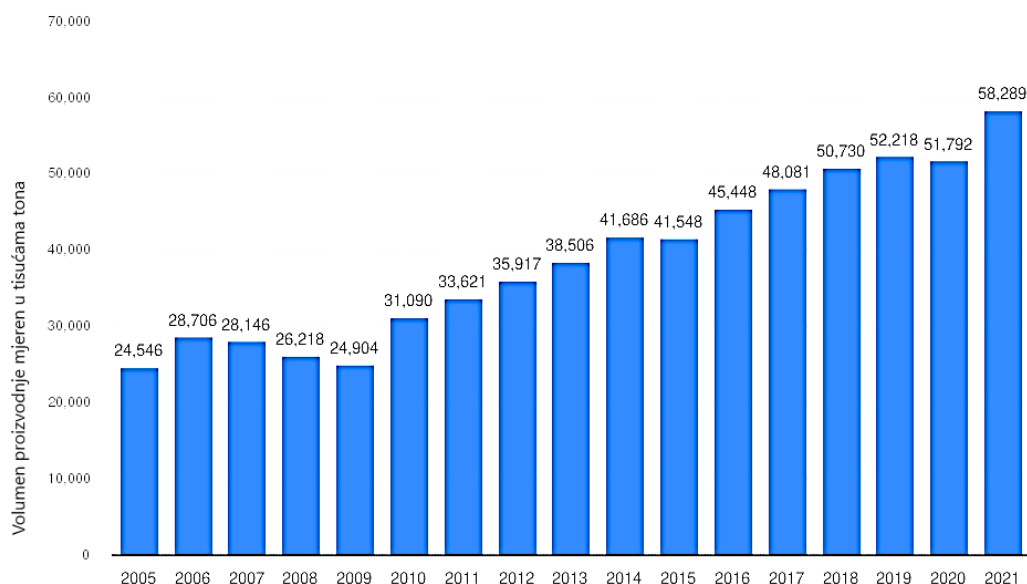
2. NEHRĐAJUĆI ČELICI

Nehrđajući čelici (NČ) imaju široku primjenu zahvaljujući izvrsnoj otpornosti na koroziju i pouzdanosti pri radu na povišenim temperaturama. Ovi visoko legirani čelici sadrže najmanje 12 % kroma, što omogućuje formiranje pasivnog zaštitnog filma (Cr_2O_3) na površini materijala. Taj film učinkovito štiti čelik od korozije i osigurava dugotrajnu stabilnost u agresivnim okolinama [42,43].

Osim kromom, legirani su elementima poput nikla, molibdena, mangana, silicija, ugljika i dušika. Svaki od ovih elemenata ima specifičnu ulogu u formiranju mikrostrukture i poboljšanju mehaničkih, kemijskih i toplinskih svojstava čelika. Na primjer, nikal doprinosi stabilnosti austenitne faze i povećava duktilnost, dok molibden poboljšava otpornost na koroziju u kloridnim okolinama [44] .

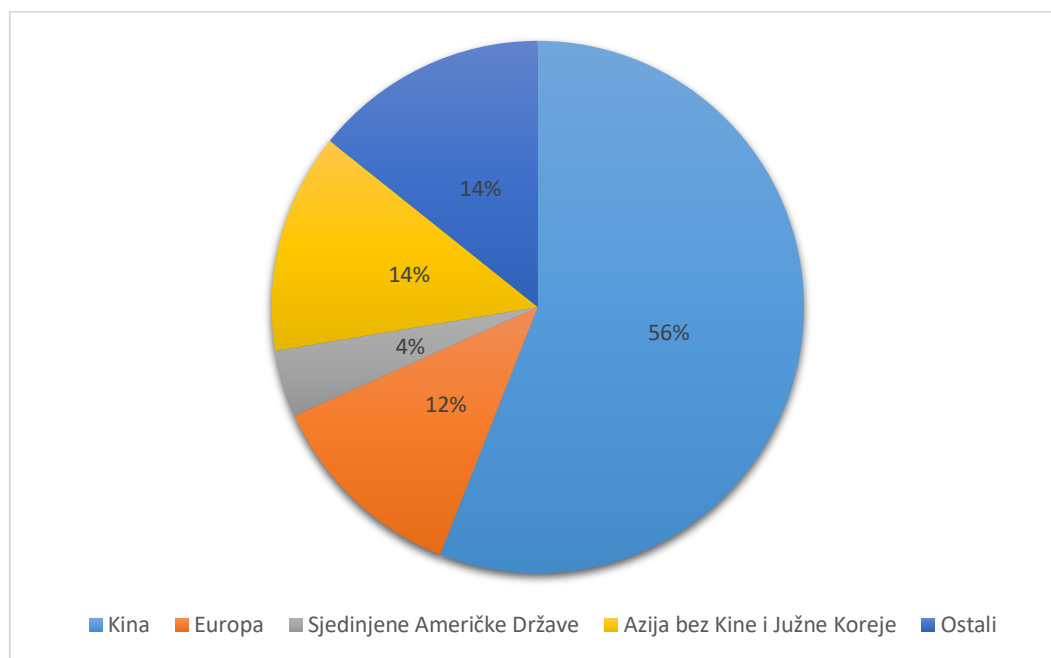
Uz otpornost na koroziju, NČ odlikuju se i iznimnom otpornošću na oksidaciju te sposobnošću očuvanja sjajne površine, čak i nakon dugotrajne eksploatacije. Također imaju visoku čvrstoću, dobru otpornost na trošenje i zadovoljavajuću toplinsku provodljivost, iako se ta svojstva mogu mijenjati ovisno o vrsti čelika, postupcima oblikovanja i toplinskom obradom [44,45].

Primjena NČ kontinuirano raste, što se jasno može vidjeti na grafu na Slika 2.1, koji prikazuje trend porasta globalne proizvodnje od 2005. do 2021. godine. Ovaj rast odražava sve širu upotrebu NČ u različitim industrijama, od prehrambene i kemijske industrije do građevinarstva, energetike i automobilske industrije [46,47].



Slika 2.1 Globalna proizvodnja NČ u razdoblju od 2005. do 2021. godine [47]

Iz podataka koji su dostupni 2021. godine, Kina se istaknula kao vodeći svjetski proizvođač NČ, zahvaljujući kontinuiranim ulaganjima u industriju, povećanju proizvodnih kapaciteta i usvajanju suvremenih tehnologija (Slika 2.2) Ova dominacija omogućila je Kini da preuzme čak 56 % globalne proizvodnje, čime daleko nadmašuje ostale regije. Europa zauzima drugo mjesto s udjelom od 12 %, dok azijske zemlje, isključujući Kinu i Južnu Koreju, čine dodatnih 14 % proizvodnje. Sjedinjene Američke Države sudjeluju s udjelom od 4 %, dok ostatak svijeta, uključujući Južnu Koreju, pridonosi s još 14 % globalne proizvodnje [48].



Slika 2.2 Udio vodećih država u globalnoj proizvodnji NČ za 2024. godinu [48]

Odljevci od NČ često se klasificiraju na temelju njihove otpornosti na koroziju i otpornosti na toplinu, pri čemu se razlike uglavnom odnose na njihov kemijski sastav i udio ugljika. Veći udio ugljika karakterističan je za odljevke otporne na toplinu, dok odljevci otporni na koroziju obično sadrže manji udio ugljika te su formulirani tako da osiguraju visoku otpornost u agresivnim medijima pri nižim temperaturama [49].

Odljevci otporni na koroziju obično sadrže 18 % kroma ili više, što im omogućuje visoku otpornost na koroziju u vodenim i parnim okruženjima pri temperaturama do 315 °C. Njihova primjena je široka, a najčešće se koriste u farmaceutskoj, medicinskoj, prehrambenoj i kemijskoj industriji te u energetskim postrojenjima. Također, ovi odljevci mogu se koristiti u specijaliziranim postrojenjima na temperaturama do 650 °C [50–52].

S druge strane, odljevci otporni na toplinu namijenjeni su za kontinuirani ili povremeni rad na temperaturama višim od 650 °C. U takvim uvjetima moraju ispunjavati zahtjeve kao što su otpornost na koroziju, mehanička stabilnost (otpornost na savijanje, lom i umor materijala) te

otpornost na puzanje (plastično tečenje materijala). Primjena odljevaka otpornih na toplinu uključuje peći za obradu metala, plinske turbine, zrakoplovne motore, vojnu opremu, peći za rafineriju nafte, opremu za cementare, petrokemijske peći, opremu za elektrane, opremu u čeličanama, turbopunjače te opremu koja se koristi u proizvodnji stakla i sintetičke gume [53,54].

Sljedeća podjela NČ je na temelju strukture. Na taj način NČ dijelimo u tri glavne skupine, a to su: austenitni, feritni i martenzitni. Struktura im je određena prvenstveno udjelom legirajućih elemenata te brzinom hlađenja, čime svaka skupina postiže specifična svojstva te se primjenjuju zavisno od zahtjeva industrije. Tablica 2.1 prikazuje vrijednosti mehaničkih svojstva najčešće korištenih NČ po skupinama pri sobnoj temperaturi. U tablici se može uočiti da skupina martenzitnih NČ ima najvišu čvrstoću [55].

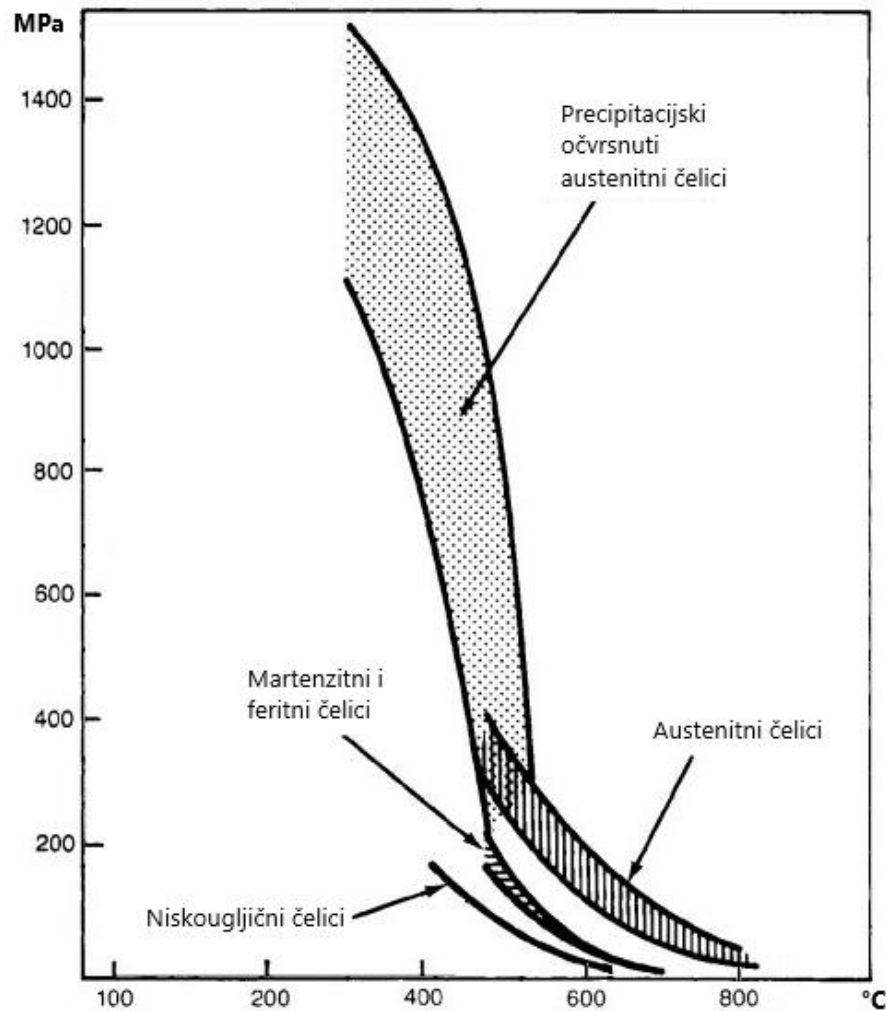
Tablica 2.1 Iznos vlačne čvrstoće i granice razvlačenja za najčešće korištene NČ [55]

	Skupina	Vlačna čvrstoća (MPa)	Granica razvlačenja (MPa)
Austenitni nehrđajući čelik	304	515	205
	316	515	240
	321	505	205
Feritni nehrđajući čelik	409	380	276
	430	450	310
	444	485	275
Martenzitni nehrđajući čelik	410	770	440
	420	700	500
	431	930	690

Prilikom povećanja temperature mehanička svojstva različitih vrsta NČ značajno se mijenjaju. Čvrstoća martenzitnih čelika, koji pri sobnoj temperaturi imaju najvišu vlačnu čvrstoću i granicu razvlačenja, rapidno otpada s porastom temperature. Slično tome, feritni čelici pokazuju najlošija svojstva pri visokim temperaturama [56,57].

Nasuprot tome, ANČ se ističu svojom iznimnom otpornošću na oksidaciju i trošenje pri povišenim temperaturama, što nadmašuje njihovu relativno nižu čvrstoću pri sobnoj temperaturi. Ova svojstva su rezultat visokog udjela nikla, koji stabilizira austenitnu fazu i sprječava transformaciju u neželjene faze tijekom zagrijavanja [58,59].

Slika 2.3 prikazuje promjene vlačne čvrstoće različitih skupina NČ s porastom temperature. Austenitni čelici zadržavaju vlačnu čvrstoću pri povišenim temperaturama (iznad 400 MPa čak i na 1000 °C) što ih čini najprikladnijima za visokotemperaturne primjene. Nasuprot tome martenzitni i feritni čelici, koji pri sobnoj temperaturi imaju čvrstoću između 400 i 1000 MPa, pokazuju znatno smanjenje čvrstoće već pri srednjim temperaturama (400 – 600 °C). Niskougljični čelici imaju najnižu početnu čvrstoću i potpuno gube mehanička svojstva na približno 400 °C [60].



Slika 2.3 Promjena vlačne čvrstoće različitih skupina čelika u ovisnosti o temperaturi [60]

Tehnologija oblikovanja ANČ značajno utječe na njihova mehanička svojstva. Oblikovanje deformiranjem se tradicionalno koristi zbog stvaranja vlaknaste mikrostrukture koja omogućuje visoku čvrstoću i udarnu žilavost, ali je taj postupak složen, skup i ograničen u pogledu oblika i dimenzija proizvoda [61,62]. S druge strane, CL predstavlja ekonomičnu alternativu, osobito za proizvodnju cijevi. Ova tehnologija omogućuje sitnozrnatu mikrostrukturu s minimalnim uključcima, a vanjska geometrija odljevka vrlo je precizna jer prati oblik kokile. Osim toga, debljina stijenke jednostavno se kontrolira količinom taline, dok parametri poput broja okretaja i

temperature lijevanja dodatno utječu na kvalitetu odljevka, čime se postižu željena svojstva cijevi izrađenih od ANČ [63,64].

2.1. Utjecaj vakuuma u procesu lijevanja NČ

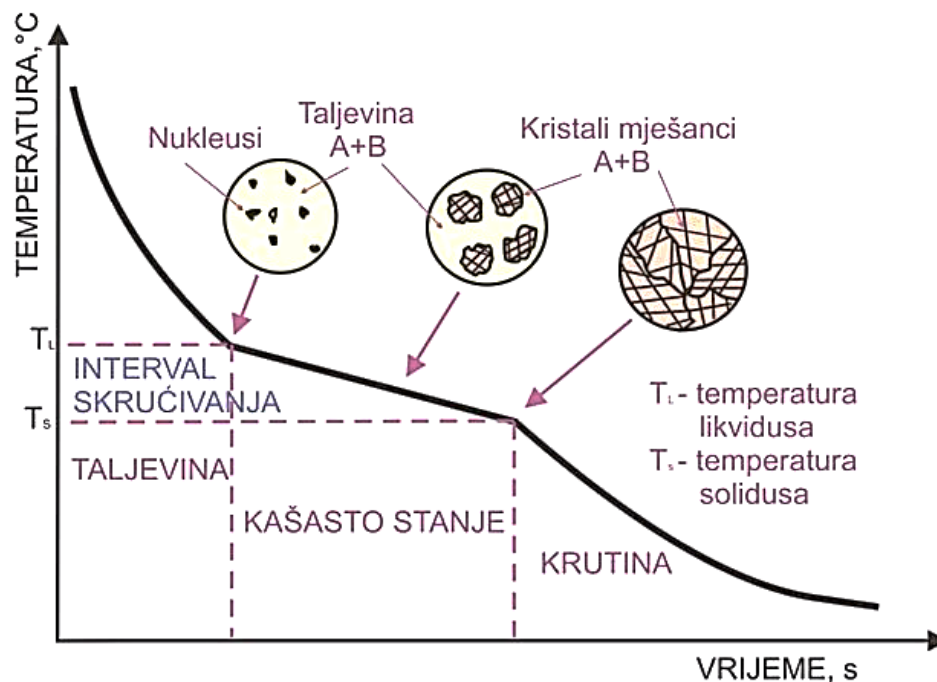
Tijekom procesa proizvodnje čelika, dok je talina još u loncu i prije nego što se izlije, talina mora biti obrađena kako bi se eliminirali ili smanjili otopljeni plinovi, posebno vodik, dušik i kisik. Vodik se u čeliku relativno lako otapa u talini, pri čemu njegova topljivost raste s porastom temperature. Tijekom hlađenja i skrućivanja topljivost vodika u krutom stanju naglo opada, te se višak neotopljenog vodika izdvaja iz metalne matrice u obliku plinskih mjehurića, što dovodi do nastanka pora. Poroznost uzrokovana vodikom značajno smanjuje mehanička svojstva materijala, pri čemu već i nekoliko ppm vodika može dovesti do znatnog gubitka čvrstoće. Dušik se u čeliku može djelomično otopiti pri povišenim temperaturama, dok njegova topljivost u krutom stanju na sobnoj temperaturi iznosi ispod 10 ppm. Tijekom hlađenja višak dušika može se akumulirati u obliku plinskih mjehurića unutar krute strukture, stvarajući lokalne pore koje povećavaju krhkost i smanjuju duktilnost odljevka. Učinkovitost vakuumske otplinjavanja u uklanjanju vodika i dušika iz taline čelika temelji se na smanjenju parcijalnog tlaka plinova iznad taline, što smanjuje njihovu topljivost u rastaljenom čeliku. U slučaju uklanjanja kisika, proces se naziva dezoksidacija i odvija se kemijskom reakcijom kisika u talini s rastaljenim ugljikom prisutnim u čeliku, pri čemu nastaje plin ugljični monoksid. Potom se ugljični monoksid uklanja iz taline pomoću vakuumskih pumpi, jednako kao i vodik i dušik. Budući da dezoksidacija uklanja i kisik i ugljik, vakuumske otplinjavanje je također učinkovito sredstvo za smanjenje udjela ugljika u čeliku, puno efikasnije od ostalih konvencionalnih metoda. Dezoksidacija putem vakuumske otplinjavanja može osigurati niskougljični čelik s vrlo niskim udjelom kisika. Rezultirajući proizvod ima visoku duktilnost i vrlo je homogen. Osim metalurškog doprinosa, proces vakuumske otplinjavanja povećava ekonomičnost u proizvodnji visokolegiranih čelika omogućujući jeftiniji proces taljenja putem skraćenog ciklusa taljenja te smanjenje potrošnje legura i dezoksidacijskih aditiva. Takvi čelici imaju poboljšanu raspodjelu legirajućih elemenata, poboljšana mehanička svojstva poput žilavosti, otpornosti na umor materijala i veću otpornost na visoke temperature. Stoga vakuumske

otplinjavanje omogućuje proizvodnju čelika s minimalnom kontaminacijom kisikom, vodikom i dušikom [65,66].

2.2. Skrućivanje austenitnih nehrđajućih čelika

Skrućivanje ANČ karakterizira prijelaz iz tekućeg u kruto stanje bez značajnih faznih transformacija. Mikrostruktura ostaje dominantno austenitna, uz mogućnost pojave δ ferita i karbida, ovisno o kemijskom sastavu legure te o brzini hlađenja [67].

Slika 2.4 jasno prikazuje proces skrućivanja, prikazujući promjenu temperature kroz vrijeme i stanje materijala. U početnom dijelu, pri likvidus temperaturi (T_L), materijal je potpuno u tekućem stanju. Kako se temperatura smanjuje, pojavljuju se nukleusi, odnosno prve čestice krute faze. U intervalu skrućivanja prisutna je simultana koegzistencija tekuće i krute faze, što dovodi do kašastog stanja. Tijekom ove faze oslobađa se latentna toplina, što usporava hlađenje legure i utječe na rast kristala. Na kraju, kada se dosegne solidus temperatura (T_S), materijal potpuno prelazi u kruto stanje s formiranim kristalima mješancima [68].



Slika 2.4 Ponašanje legure tijekom hlađenja od tekućeg stanja do sobne temperature [68]

Kontrola parametara kao što su temperatura lijevanja, temperatura predgrijavanja kokile, brzina hlađenja, ali i priprema taline važna je za izbjegavanje pogrešaka poput pora, pukotina i neželjene precipitacije karbida, koje se mogu javiti tijekom skrućivanja. Neodgovarajuća brzina hlađenja i segregacija tijekom skrućivanja mogu dovesti do lokalnog izdvajanja karbida na granicama zrna, što može smanjiti žilavost i povećati osjetljivost na interkristalnu koroziju [68].

2.2.1. Binarni fazni dijagrami

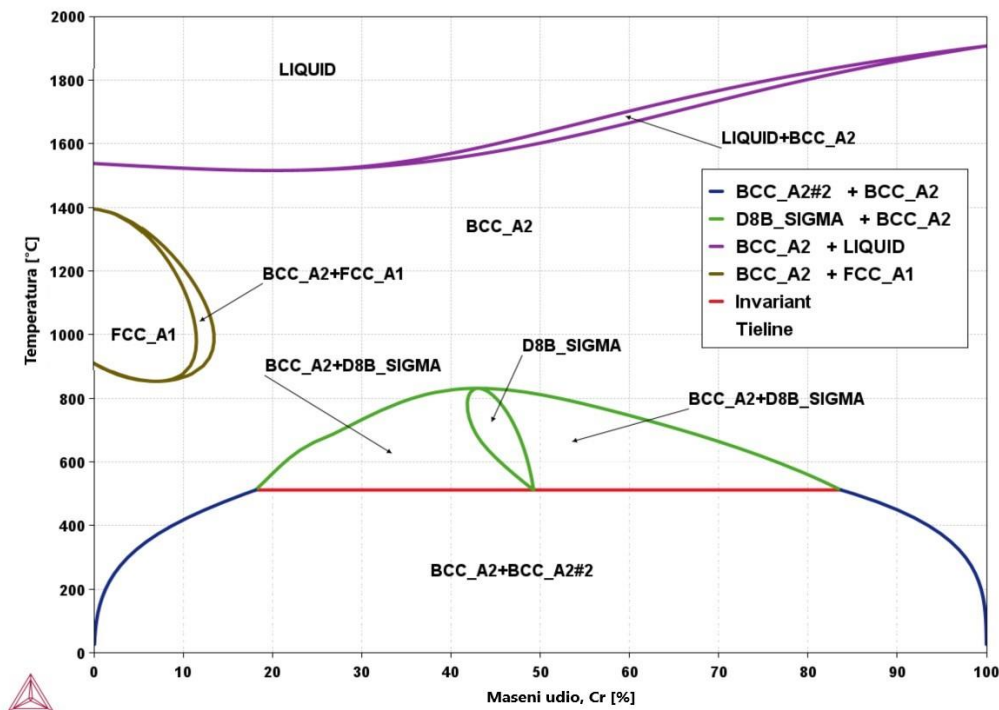
Za analizu faznih transformacija u čelicima često se koriste binarni fazni dijagrami, a u slučaju ANČ oni i dalje mogu pružiti osnovni uvid. Međutim, dodatak kroma i nikla značajno mijenja faze koje nastaju, pa proučavanje samo veza Fe – Cr i Fe – Ni ne može prikazati stvarnu faznu sliku, jer Cr i Ni zajedno određuju konačan raspored faza [69]. Ravnotežni binarni dijagram Fe – Cr (slika 2.5) i Fe – Ni (slika 2.6) preuzeti su iz programa Thermo – Calc, a u tablici 2.2 prikazane su oznake faza prema nazivima korištenima u programu [70].

Tablica 2.2 Pregled faza utvrđenih programom Thermo – Calc (baza TCFE14) za čelike i legure na bazi željeza [70]

Thermo – Calc simboli	Faza
BCC_A2	(α) ferit
SIGMA_D8B	intermetalna (σ) faza (Cr – Fe)
FCC_A1	(γ) austenit
LIQUID	talina
FCC_L102	intermetalna austenitna faza (Ni ₃ Fe)

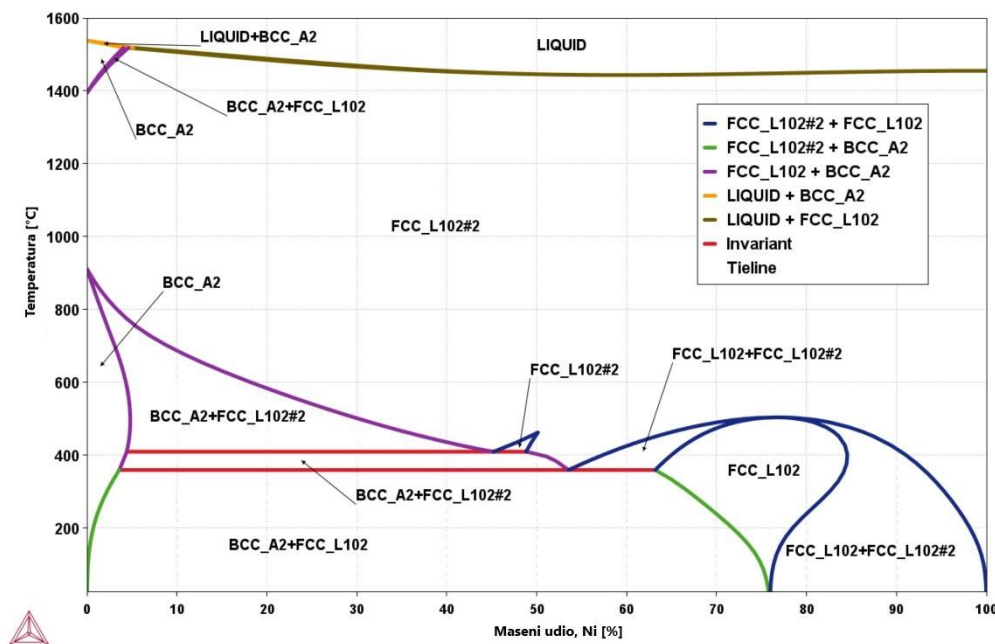
Ravnotežni Fe – Cr fazni dijagram, prikazan na Slika 2.5, pokazuje snažno širenje α – faznog područja i stabilizaciju feritne faze s povećanjem udjela kroma, čime se γ područje (austenitna faza) ograničava. U rasponu od 12 – 13 % Cr prisutna je mješovita $\alpha + \gamma$ faza, dok nakon 13 % Cr feritna faza postaje prisutna na svim temperaturama. Međutim, dodavanje ugljika (C) do 0,2 % u Fe – Cr sustav proširuje γ područje na veće udjele Cr, čak do 15 % te širi raspon $\alpha + \gamma$ faze do udjela Cr od 18 %. Na dijagramu Fe – Cr također je prisutna intermetalna sigma (σ) faza, koja se obično

formira pri temperaturama između 600 i 800 °C kod udjela kroma u rasponu od 20 – 80 %. Sigma faza je intermetalni spoj koji je vrlo tvrd i krhak, a njena prisutnost može značajno smanjiti duktilnost i žilavost materijala, čime pogoršava njegovu sposobnost podnošenja statičkih i udarnih opterećenja [71–73].



Slika 2.5 Ravnotežni fazni dijagram Fe – Cr izrađen u programu Termo – Calc [70]

Ravnotežni Fe – Ni dijagram, prikazan na slici 2.6, jasno pokazuje snažan austenitno (γ) stabilizirajući učinak nikla, koji omogućuje stabilnost austenitne faze u širokom temperaturnom rasponu. U dijagramu je prisutna intermetalna austenitna faza Ni_3Fe , koja dominira u temperaturnom rasponu od približno 600 do 1400 °C. Međutim, u ANČ legurama, bogatim kromom, ta faza se obično ne formira, jer visoki udio nikla i kroma snažno stabilizira austenit i sprječava formiranje uređene Ni_3Fe faze, čime se naglašava da binarni fazni dijagrami nisu najbolje rješenje u analizi faznih transformacija [72].

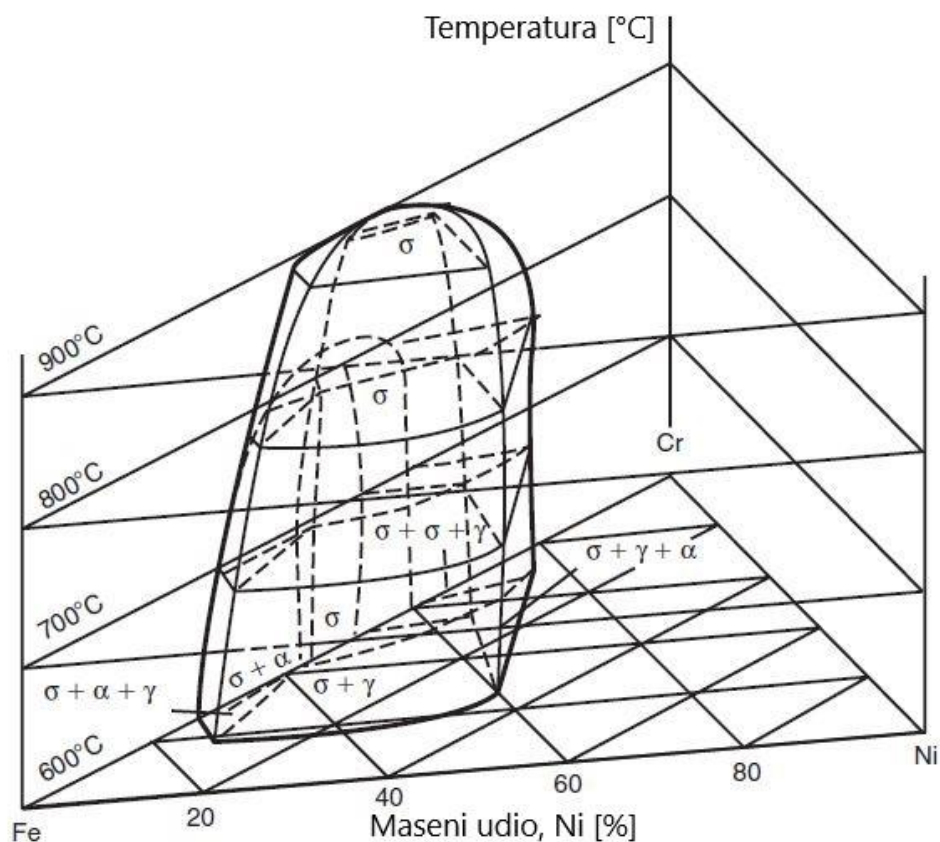


Slika 2.6 Ravnotežni fazni dijagram Ni – Fe izrađen u programu Termo – Calc [70]

Kako bi se razumjeli stvarni fazni prijelazi u ANČ, nužno je razmotriti njihov zajednički učinak u ternarnom faznom dijagramu, koji objedinjuje sva tri elementa (Fe, Cr, Ni).

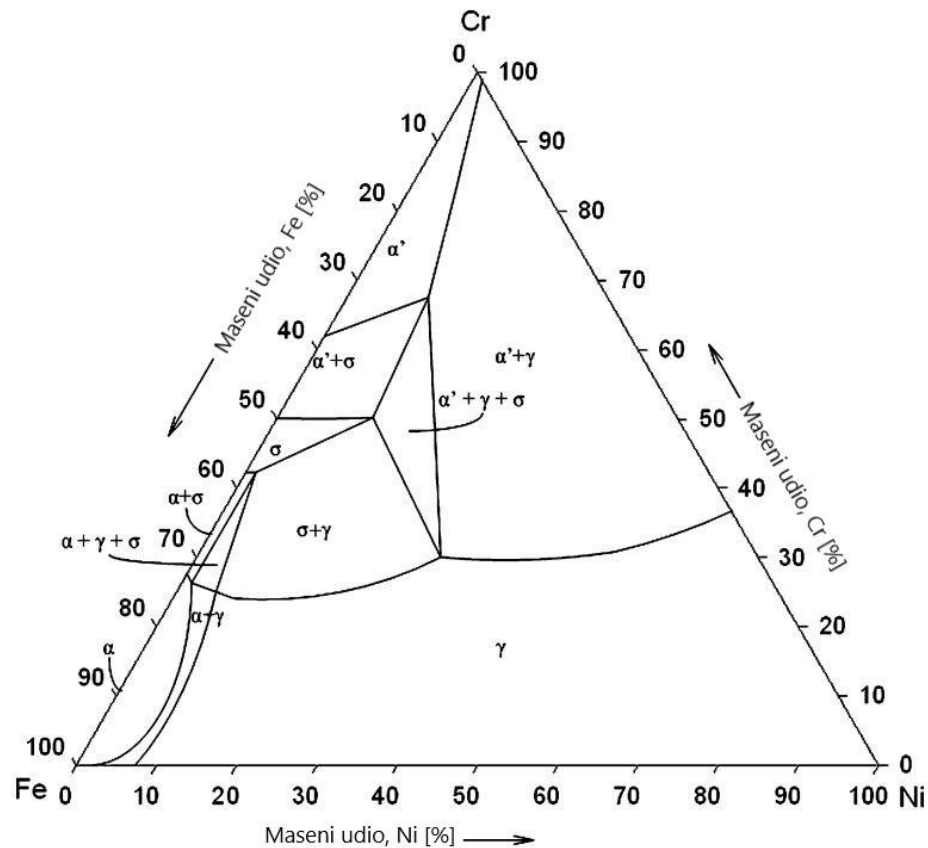
2.2.2. Ternarni fazni dijagram

Ternarni fazni dijagram grafički prikazuje odnose između faza u sustavu sastavljenom od tri elementa, omogućujući uvid u njihovu stabilnost i međusobne transformacije pri različitim temperaturama i sastavima. U takvom dijagramu vrhovi trokuta predstavljaju čiste elemente, dok područja unutar trokuta prikazuju fazne ravnoteže, odnosno stabilne kombinacije faza pri različitim sastavima i temperaturama. Ternarni Fe – Cr – Ni dijagram temeljni je dijagram za ANČ i prikazuje prisutnost triju glavnih krutih faza: austenita (γ), ferita (α) i sigma (σ) faze. Sigma faza nastaje dugotrajnim izlaganjem temperaturama između 550 i 900 °C. Područje sigma faze raste s povećanjem omjera Cr/Ni. Na Slika 2.7 prikazan je trodimenzionalni (3D) ravnotežni ternarni fazni dijagram Fe – Cr – Ni u području stvaranja σ faze [74].



Slika 2.7 3D ravnotežni ternarni fazni dijagram Fe – Cr – Ni [74]

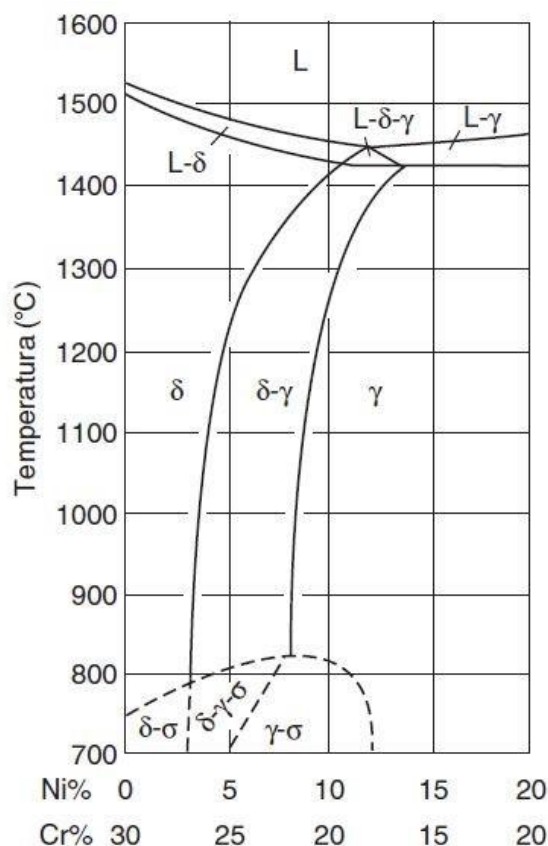
Ova faza se izbjegava jer dovodi do smanjenja otpornosti na koroziju i krhkosti materijala. Ako se već ne može izbjegnuti izlaganje na visokim temperaturama gdje je sigma faza termodinamički stabilna, kao mjera sprječavanja potrebno je povećanje udjela nikla i smanjenje udjela kroma do kritične granice, a da se ne naruši korozijska postojanost. Za bolje razumijevanje područja nastanka sigma faze, na Slika 2.8 prikazan je izotermni presjek ravnotežnog ternarnog dijagrama Fe – Cr – Ni na temperaturi od 750 °C. Sigma faza se samo u jednom području pojavljuje samostalno, dok je u većini slučajeva prisutna zajedno s austenitnom i/ili feritnom fazom. U središnjem dijelu dijagrama nalazi se područje u kojem su istovremeno prisutne sve tri faze [75].



Slika 2.8 Izotermni presjek ravnotežnog ternarnog dijagrama Fe–Cr–Ni na temperaturi od 750 °C [75]

Prilikom skrućivanja ANČ moguća je pojava δ ferita kao posljedica prisutnosti alfa genih kemijskih elemenata (uglavnom Cr). U legurama proizvedenim oblikovanjem deformiranjem njegov udio obično je manji od 3 %, dok kod lijevanih ANČ legura može biti između 5 – 20 %, što je posljedica dužeg vremena provedenog u temperaturnom rasponu u kojem se δ ferit formira.. Delta (δ) ferit može imati i dobrih i loših svojstava, ovisno o primjeni. Njegova prisutnost poboljšava livljivost taline, smanjuje poroznost, napetosnu koroziju te toplinska naprezanja tijekom skrućivanja. Međutim, pri izlaganju ANČ visokim temperaturama δ ferit može pospješiti formiranje σ faze. Uvjeti nastanka δ ferita najbolje se prikazuju pseudo – binarnim faznim dijagramom Fe – Cr – Ni, koji predstavlja poprečni presjek ternarnog dijagrama. Na Slika 2.9

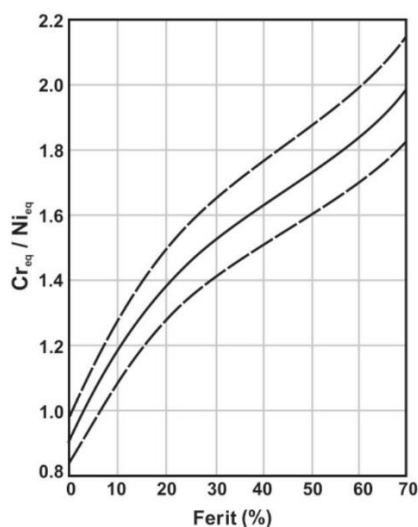
prikazan je ravnotežni pseudo – binarni fazni dijagram za fiksni maseni udio Fe od 65 %. Područje nastanka δ ferita nalazi se ispod likvidus linije pri većim udjelima Cr (> 16 %) i manjim udjelima Ni (< 14 %) te se daljnjim hlađenjem ulazi u područje formiranja σ faze [74].



Slika 2.9 Ravnotežni pseudo – binarni fazni dijagram Fe – Cr – Ni za fiksni maseni udio Fe od 65 % [74]

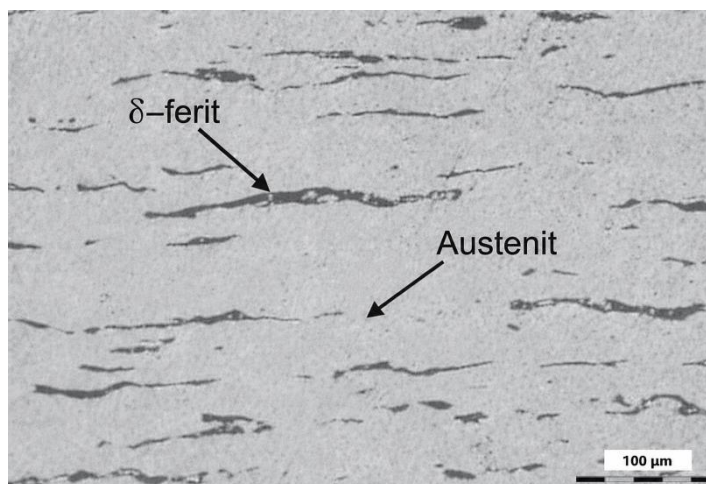
Stabilnost δ ferita u lijevanoj leguri ANČ na sobnoj temperaturi prikazana je Schoeferovim dijagramom (Slika 2.10). Udio δ ferita ovisi isključivo o omjeru krom i nikel ekvivalenta, Cr_{eq} / Ni_{eq} te se izračunava prema sljedećoj formuli (2.1) [46]:

$$\frac{Cr_{eq}}{Ni_{eq}} = \frac{[\%Cr + 1,5(\%Si) + 1,4(\%Mo) + \%Nb - 4,99]}{[\%Ni + 30(\%C) + 0,5(\%Mn) + 26(\%N - 0,02) + 2,77]} \quad (2.1)$$



Slika 2.10 Schoeferov dijagram stabilnosti δ ferita u lijevanoj leguri ANČ na sobnoj temperaturi u odnosu na omjer Cr_{eq} / Ni_{eq} [78].

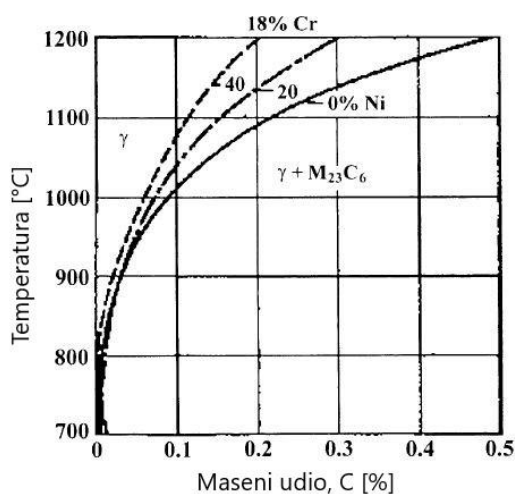
U lijevanoj strukturi, δ ferit ostaje kao ostatak primarnog skrućivanja, jer se prvi izdvaja iz taline pri hlađenju. Obično se pojavljuje u tamnijim, nepravilnim oblicima, često u mrežastoj ili dendritskoj strukturi. Slika 2.11 prikazuje mikrostrukturu ANČ sa udjelom δ ferita od 6 % [78].



Slika 2.11 Lijevana mikrostruktura ANČ sa udjelom δ ferita od 6 % [78]

2.2.3. Precipitati karbida

Lijevani ANČ mogu sadržavati do 0,75 % C. Karbidi se najčešće stvaraju u temperaturnom rasponu od 600 do 900 °C. U tom području može doći do precipitacije značajne količine karbida već nakon nekoliko minuta. Ispod 600 °C difuzija ugljika kroz kristalnu rešetku je znatno usporena, što usporava nukleaciju i daljni rast karbida. Visoki sadržaj nikla dodatno smanjuje topljivost ugljika, što je prikazano na dijagramu na Slika 2.12 [72].



Slika 2.12 Utjecaj temperature i sadržaja nikla na topljivost ugljika u NČ s 18 % Cr [72]

Kao posljedica pada topljivosti ugljika u austenitu sa smanjenjem temperature, dolazi do precipitacije karbida $M_{23}C_6$, gdje M predstavlja Cr, Fe, Mo i Ni. Dodavanje stabilizirajućih elemenata poput Ti, Nb i V dodatno smanjuje topljivost ugljika, što dovodi do formiranja karbida tipa MC, gdje M predstavlja Ti, Nb i/ili V. Prisutnost molibdena u određenim legurama može uzrokovati precipitaciju karbida M_6C , gdje M predstavlja Fe, Mo i Cr. Kod visokih udjela ugljika, primjerice zbog naugličavanja površine ili kod određenih visokougličnih lijevanih legura, primarni karbid M_7C_3 može nastati iz taline. Strukturne rešetke, parametri rešetke i kemijski sastavi glavnih karbida u ANČ navedeni su u Tablica 2.3 [72].

Tablica 2.3 Parametri rešetke i kemijski sastavi najzastupljenijih karbida u ANČ [72]

Karbid	Rešetka	Parametri rešetke [nm]	Kemijski sastav
$M_{23}C_6$	FCC	$a = 1,057 - 1,068$	$(Cr, Fe, Ni, Mo)_{23}C_6$
M_7C_3	HCP	$a = 0,693; c = 0,454$	$(Cr, Fe)_7C_3$
M_6C	FCC	$a = 1,085 - 1,128$	$(Mo, Fe, Cr)_6C$
MC	FCC	$a = 0,413 - 0,469$	NbC, TiC, VC, ZrC

2.2.3.1. $M_{23}C_6$

Ovaj karbid ima kubičnu plošno centriranu (FCC) rešetku, a krom (Cr) može biti djelomično zamijenjen željezom (Fe), molibdenom (Mo) i niklom (Ni). Njegov parametar rešetke je tri puta veći od parametra austenita te varira u rasponu od $a = 1,057 - 1,068$ nm. Kemijski sastav karbida $M_{23}C_6$ snažno ovisi o toplinskoj obradi i o vrsti ANČ. Tako je u čeliku AISI 316 u karbidu $M_{23}C_6$ izmjeren sljedeći sastav: 63 % (Cr), 18 % (Fe), 14 % (Mo) i 5 % (Ni) [79]. Topljivost ugljika u ravnoteži s karbidom $M_{23}C_6$ u AISI 316 eksperimentalno je određena i izražava se sljedećom jednadžbom (2.2) [72]:

$$\log_{10}[C(ppm)] = 7,771 - \left(\frac{6272}{T}\right) \quad (2.2)$$

Ova relacija daje vrijednost topljivosti ugljika pri različitim temperaturama. Pri povišenim temperaturama topljivost ugljika je prilično velika te se primjerice na 1100 °C može otopiti 1597 ppm (dijelova na milijun) ili 0,16 % masenog udjela, dok na 600 °C topljivost pada na svega 4 ppm [72].

Karbid $M_{23}C_6$ najčešće precipitira na granicama zrna te na dislokacijama unutar zrna. Na granicama zrna se pojavljuje u obliku kontinuiranih ili polukontinuiranih lanaca, dok je unutar zrna u obliku sitnih, dispergiranih čestica. Karbid $M_{23}C_6$ se općenito smatra nepoželjnim, jer njegova prisutnost uzrokuje senzibilizaciju čelika i povećava rizik interkristalne korozije, kao i smanjenje

duktilnosti i žilavosti. S druge strane, pokazalo se da precipitacija $M_{23}C_6$ na granicama zrna otežava klizanje zrna, što može poboljšati duktilnost pri puzanju [72].

2.2.3.2. M_7C_3

Ovaj karbid ima pseudo – heksagonalnu kristalnu rešetku. Usporedno s karbidom $M_{23}C_6$ rešetka je manja gdje parametri variraju u rasponu od $a = 0,6928 - 0,6963$ nm; $c = 0,4511 - 0,4541$ nm. Karbidi M_7C_3 ($M = Cr, Fe$) mogu se naći samo u ANČ s vrlo visokim omjerom C/Cr, primjerice tijekom procesa naugličavanja. M_7C_3 karbidi su prisutni u mikrostrukturi cijevi od ANČ, koje se koriste u postrojenjima za reformiranje plina i pirolizu u petrokemijskoj industriji. M_7C_3 karbidi imaju značajnu ulogu u visokokromnim bijelim željeznim lijevovima koji se koriste u uvjetima izrazitog abrazivnog trošenja. Tipičan predstavnik ovih materijala je čelik HK 40. Tijekom procesa skrućivanja u ovim legurama formira se eutektik M_7C_3 karbida i austenita. Pri dugotrajnoj eksploataciji na temperaturama između $750 - 1000$ °C dolazi do postupne transformacije M_7C_3 u stabilniji $M_{23}C_6$ karbid [72,80,81].

U lijevanom stanju, mikrostruktura ANČ karakterizirana je prisutnošću eutektičkih M_7C_3 karbida, a u nekim slučajevima i M_3C faza, unutar austenitne rešetke. Toplinskom obradom dolazi do destabilizacije austenita i može se potaknuti precipitacija sekundarnih karbida, pri čemu se mogu formirati M_3C , M_7C_3 ili $M_{23}C_6$ karbidi. [72].

2.2.3.3. M_6C (η – karbid)

Ovaj karbid ima FCC rešetku, s parametrima u rasponu od $a = 1,085 - 1,128$ nm. Za razliku od M_7C_3 i $M_{23}C_6$ karbida, M_6C sadrži više od jednog metalnog elementa u svom sastavu, što se obično opisuje formulama A_3B_3C ili A_4B_2C , gdje su A i B metali poput Fe, Cr, Mo, W, Nb i V [81]. Molibden ima posebno važnu ulogu u stabilizaciji ove faze. Dodaci dušika potiču stvaranje M_6C karbida na račun $M_{23}C_6$ jer M_6C može otopiti veće količine dušika u svoju kristalnu rešetku, pri čemu dušik zamjenjuje ugljik i smanjuje parametar rešetke. Tijekom dugotrajnog starenja na temperaturama između 600 i 900 °C može doći do *in situ* transformacije $M_{23}C_6$ u M_6C kada udio molibdena u $M_{23}C_6$ prijeđe kritičnu vrijednost. M_6C karbid je u znanstvenoj literaturi relativno

slabo istražen, jer je njegova pojava u većini NČ rijetka ili ograničena na male količine. No, razvoj superaustenitnih čelika s visokim sadržajem molibdena i dušika najavljuje povećan interes za proučavanje ove faze i njezinog utjecaja na karakteristike materijala [72].

2.2.3.4. MC karbidi

MC karbidi su izuzetno stabilni i neizostavno se javljaju u stabiliziranim ANČ poput AISI 321 (stabiliziran titanom) te AISI 347 i 348 (stabilizirani niobijem). Dodatak ovih stabilizirajućih elemenata (Ti, Nb, Ta, V, Zr, Hf) sprječava precipitaciju $M_{23}C_6$ karbida i povezanu osjetljivost na interkristalnu koroziju. Međutim, isti elementi dovode do stvaranja MN nitrida i $M_4C_2S_2$ karbosulfida, koji su još stabilniji od MC faza. Ovi karbidi kristaliziraju u kubičnoj rešetci FCC, parametrima u rasponu od $a = 0,4131 - 0,4698$ nm Dušik može djelomično zamijeniti ugljik u rešetci, smanjujući njen parametar i stvarajući tzv. karbonitride $M(C, N)$ [82–84].

U stabiliziranim čelicima MC karbidi se javljaju u dvije osnovne forme: kao krupni primarni karbidi (1 – 10 μm) te sitni sekundarni karbidi (5 – 500 nm). Iako se MC karbidi uglavnom izlučuju unutar zrna na dislokacijama, moguća je i njihova precipitacija na granicama zrna [82].

Iako dodatak stabilizirajućih elemenata potiskuje stvaranje $M_{23}C_6$, čak i pri visokim omjerima Ti/C ili Nb/C, stvaranje karbida $M_{23}C_6$ je nemoguće potpuno potisnuti. Na nižim temperaturama (oko 600°C) $M_{23}C_6$ se može pojaviti čak i prije MC karbida. Osim toga, postoji eksperimentalni dokaz da dugotrajnim starenjem može doći do transformacije MC u $M_{23}C_6$ u određenim austenitnim legurama, no ovaj fenomen zahtijeva daljnja istraživanja [72,85].

2.2.4. Precipitati intermetalnih faza

Tri najčešće intermetalne faze prisutne u ANČ su sigma (σ), chi (χ) i Lavesova faza (η). Povremeno se mogu pojaviti i druge intermetalne faze, uključujući R, mu (μ), (γ') faza, (γ'') faza, (η') faza i (δ') faza [72].

Izlučivanje intermetalnih faza iz austenita obično je povezano s nepovoljnim posljedicama, kao što su osiromašenje rešetke legirnim elementima poput kroma, molibdena i niobija, te gubitak duktilnosti, žilavosti i otpornosti na koroziju. Izuzetak su intermetalna (γ') faza – $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$ u precipitacijski očvrnutim željeznim superlegurama i Lavesova faza, Fe_2Nb , u ANČ, jer njihova prisutnost može rezultirati precipitacijskim očvršćivanjem. Intermetalne faze koje se javljaju u ANČ nalaze se u Tablica 2.4 [72,86].

Tablica 2.4 Kristalne strukture i kemijski sastavi najzastupljenijih intermetalnih faza u ANČ [72]

Intermetalna faza	Rešetka	Parametri rešetke [nm]	Kemijski sastav
Sigma (σ)	BCT	$a = 0,89; c = 0,47$	$(\text{Fe}, \text{Ni})_x (\text{Cr}, \text{Mo})_y$
Chi (χ)	BCC	$a \approx 0,89$	$(\text{Fe}, \text{Ni})_{36}\text{Cr}_{12}\text{Mo}_{10}$
Lavesova (η)	HCP	$a = 0,47; c = 0,77$	$\text{Fe}_2(\text{Mo}, \text{Nb}, \text{Ta}; \text{Ti}, \text{W})$
R	HCP	$a = 1,09; c = 1,93$	$\text{Fe}_{22}\text{Mo}_{18}\text{Cr}_{13};$ $(\text{Fe}, \text{Ni})_{10}\text{Cr}_5\text{Mo}_3\text{Si}_2$
Mu (μ)	Romboedarska	$a = 0,48; c = 2,5$	$(\text{Fe}, \text{Co})_7(\text{Mo}, \text{W})_6;$ $(\text{Cr}, \text{Fe})_7(\text{Mo})_2(\text{Cr}, \text{Fe}, \text{Mo})_4$
γ'	FCC	$a = 0,36$	$(\text{Ni}, \text{Co}, \text{Fe}, \text{Cr})_3(\text{Al}, \text{Ti})$
γ''	BCT	$a = 0,36; c = 0,74$	Ni_3Nb
η'	HCP	$a = 0,51; c = 0,83$	Ni_3Ti
δ'	Ortorombska	$a = 0,51; b = 0,42; c = 0,46$	Ni_3Nb

Intermetalne faze koje se pojavljuju kod ANČ mogu se podijeliti u dvije skupine: topološki blisko pakirane (*eng. Topologically Close Packed, TCP*) faze i geometrijski blisko pakirane (*eng. Geometrically Close Packed, GCP*) faze. TCP faze karakterizira prisutnost gusto pakiranih slojeva

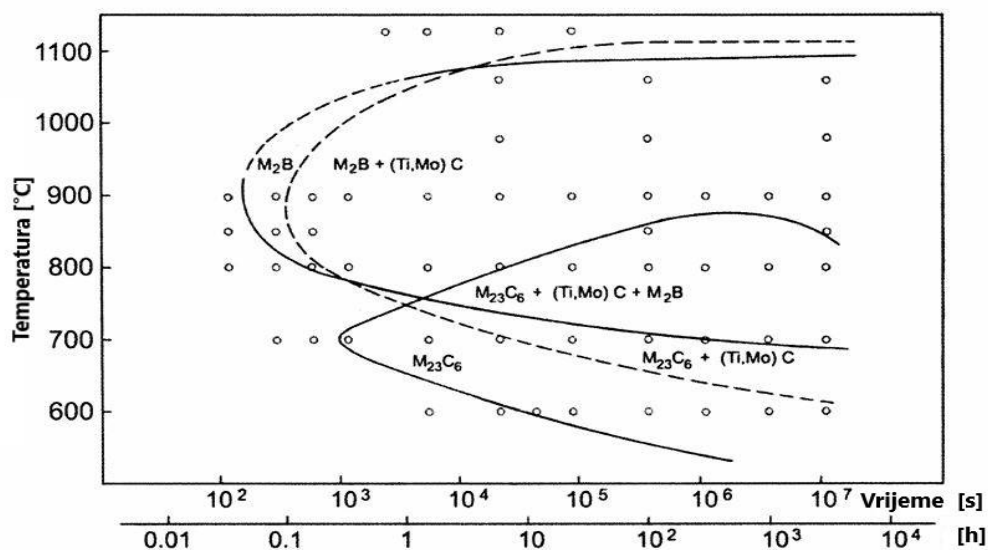
atoma koji su međusobno odvojeni relativno velikim međuatomskim razmacima. Ti su slojevi pomaknuti jedan u odnosu na drugi zbog prisutnosti velikih atoma između njih, što rezultira specifičnom topologijom strukture. S druge strane, GCP faze su gusto pakirane u svim smjerovima. GCP faze se najčešće pojavljuju u niklovim legurama, dok se TCP faze pretežno javljaju u legurama na bazi željeza. Intermetalne faze koje pripadaju TCP skupini su: σ , χ , Lavesove faze (η), G, R i μ faze, dok faze koje pripadaju GCP skupini uključuju: γ' , γ'' , η' i δ' faze [72,86].

2.2.5. Dijagrami TTT / TTP

Dijagram izotermne pretvorbe (*eng. Time Temperature Transformation TTT*) i dijagram izotermne precipitacije (*eng. Time Temperature Precipitation, TTP*) zajedno s dijagramima kontinuirane pretvorbe pri hlađenju (*eng. Continuous Cooling Transformation, CCT*) i dijagram kontinuirane precipitacije pri hlađenju (*eng. Continuous Cooling Precipitation, CCP*) koriste se već više od devedeset godina za prikaz kinetike faznih transformacija u čelicima kako bi mogli provoditi odgovarajuću toplinsku obradu. Kod ANČ, najčešća toplinska obrada prije upotrebe je homogenizacijsko žarenje, osobito kod nestabiliziranih ANČ. Kod njih se TTT / TTP dijagrami uglavnom koriste za prikaz sekvenci precipitacije te radi određivanja pojave različitih faza. Dostupni dijagrami za ove čelike obično su izotermni TTT dijagrami koji prikazuju samo krivulje koje odgovaraju početku precipitacije [87]. Budući da je austenit u ovim čelicima mnogo stabilniji nego kod niskougličnih čelika, linije početka (M_s) i završetka (M_f) stvaranja martenzita nalaze se na niskim temperaturama i obično nisu prikazane u ovim dijagramima [72]. Mikrostruktura ANČ na sobnoj temperaturi nakon brzog hlađenja s temperature homogenizacijskog žarenja uglavnom se sastoji od polikristalnih rešetki. Žarenje se obavlja na temperaturi od 1050 °C, jer viša temperatura može izazvati abnormalni rast zrna, osobito u stabiliziranim čelicima. Međutim, čak i nakon brzog hlađenja, austenit rijetko ostaje jedina prisutna faza. Najčešće prisutne faze nakon žarenja u otopini su Ti (N, C), TiC, Nb (C, N), $Ti_4C_2S_2$ i oksidni uključci koji sadrže promjenjive udjele Si, Cr, Nb, Ti i Al. Ukupni volumni udio tih faza nakon homogenizacijskog žarenja obično je manji od 0,5 vol. %, dok je nakon precipitacije, ukupan volumen ne – austenitnih faza obično nešto manji od 10 vol. %. Precipitacija karbida događa se prije precipitacije intermetalnih faza.

Precipitacija karbida $M_{23}C_6$ na granicama zrna gotovo uvijek se događa prva. Usporedba između krivulje početka precipitacije $M_{23}C_6$ i one MC karbida u stabiliziranim čelicima otkriva da se krivulja početka precipitacije MC karbida pojavljuje na višim temperaturama i nakon duljeg vremena. Gornji dio obje krivulje presijeca se na približno 850 °C. Iz tog razloga, kod stabiliziranih ANČ, uobičajena je praksa nakon homogenizacijskog žarenja provesti precipitacijsko očvršćivanje. Ova obrada izvodi se između 850 i 900 °C kako bi se potaknula precipitacija MC karbida i smanjio rizik od nastanka interkristalne korozije zbog precipitacije $M_{23}C_6$ [88,89].

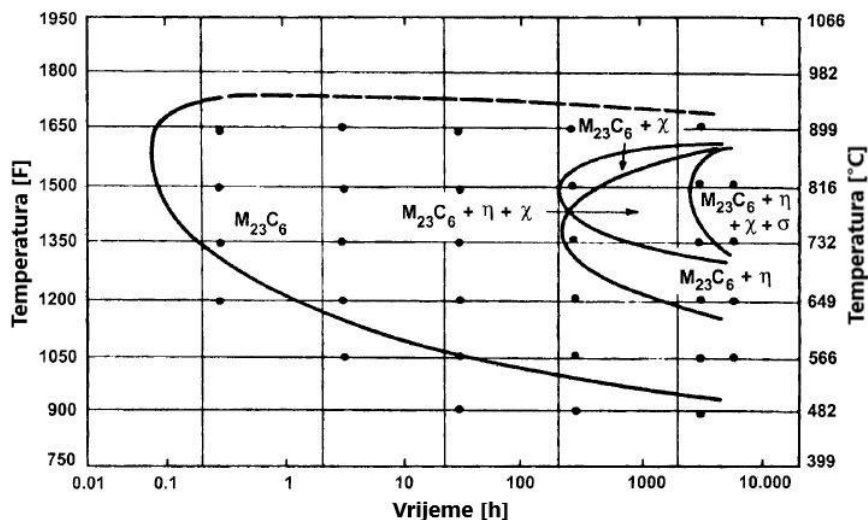
Slika 2.13 prikazuje TTP dijagram stabiliziranog ANČ, homogenizacijski žarenog 30 minuta na 1130 °C i gašenog u vodi prije starenja. Čelik je sljedećeg masenog sastava: Fe (baza), Cr (15 %), Ni (15 %), Mo (1,2 %) stabiliziran titanom i malim sadržajem B (45 ppm). Stabilna područja različitih precipitiranih faza prikazana su pomoću C – krivulja. U leguri nije nastupila precipitacija karbida M_6C i intermetalnih faza. Primarne faze TiN, (Ti, Mo) C i $Ti_4C_2S_2$ koje su ostale nakon homogenizacijskog žarenja nisu prikazane na dijagramu. Spomenuti niski sadržaj bora bio je dovoljan da izazove precipitaciju borida [90].



Slika 2.13 Dijagram TTP za ANČ DIN W. Nr. 1.4970, homogenizacijski žaren 30 minuta na 1130 °C, gašen u vodi prije starenja. Stabilna područja različitih precipitiranih faza prikazana su pomoću C – krivulja [90]

Precipitacija intermetalnih faza nastupa nakon precipitacije karbida i nitrida zbog toga što intermetalne faze, osobito sigma i lavesova faza, ne otapaju ugljik i dušik. Osim toga, difuzija zamjenskih elemenata koji formiraju ove faze odvija se sporo, što dodatno odgađa njihovu pojavu. Nukleacija ovih faza otežana je i zbog nepovoljnog orijentacijskog odnosa prema austenitu, posebno u slučaju sigma faze. Ti isti čimbenici mogu objasniti zašto precipitacija chi faze može prethoditi precipitaciji sigma faze. Smatra se da chi faza može otopiti ugljik, osim toga, pokazuje povoljnije orijentacijske odnose s austenitom nego sigma faza. Precipitacija chi faze ovisi o prisutnosti molibdena i/ili titana u ANČ, dok precipitacija lavesove faze ovisi o prisutnosti molibdena, niobija i/ili titana [72,89,91].

Sigma faza je jedina intermetalna faza među tri spomenute koja se javlja u binarnom Fe – Cr sustavu. U čelicima koji sadrže Mo i/ili Ti, precipitacija lavesove faze nastaje ispod 850 °C. Prisutnost Nb značajno povećava najvišu temperaturu na kojoj se sigma i lavesova faza mogu formirati, povećavajući je na približno 950 °C. Ispod 700°C kod čelika AISI 316, završava precipitacija lavesove faze te kreće formiranje sigma faze. Lavesova faza nukleira pretežno na dislokacijama, dok sigma faza nukleira uglavnom na granicama zrna. Slika 2.14 prikazuje TTP dijagram čelika AISI 316, homogenizacijski žarenog, 1 sat i 30 minuta na 1260 °C i gašenog u vodi prije starenja. Stabilna područja različitih precipitiranih intermetalnih faza (sigma, chi i lavesova faza η) prikazana su C – krivuljama [72].



Slika 2.14 Dijagram TTP za ANČ AISI 316, homogenizacijski žaren 1 sat i 30 minuta na 1260 °C i gašen u vodi prije starenja. Stabilna područja različitih precipitiranih faza prikazana su C – krivuljama [72]

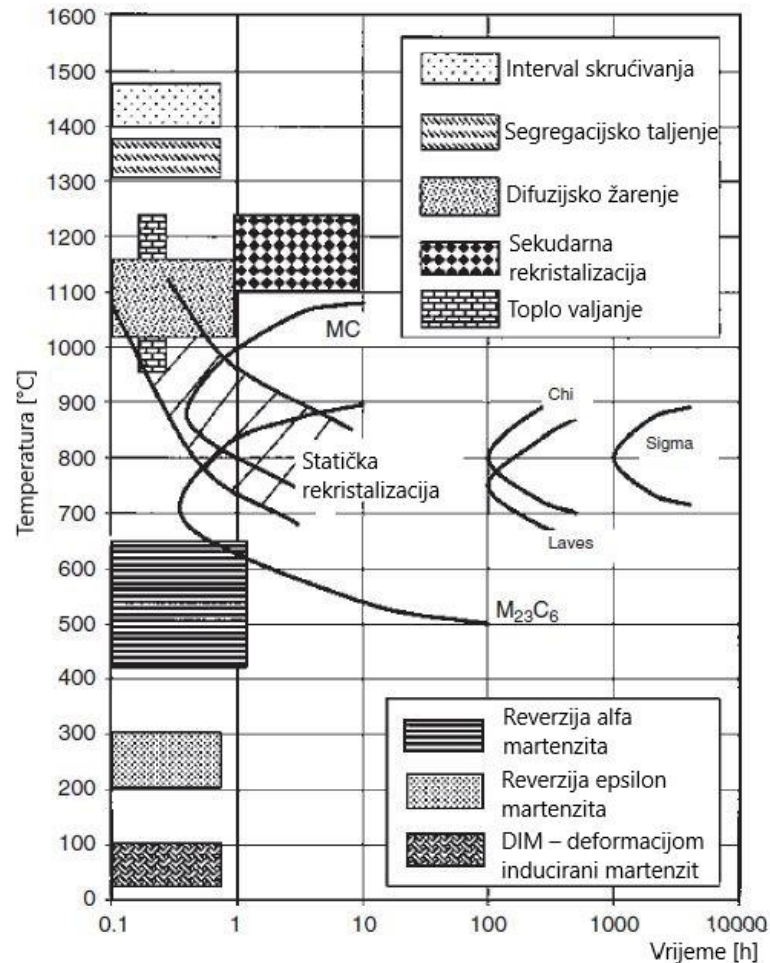
U literaturi je dostupan vrlo ograničen broj TTP dijagrama. Glavni razlog tome je složenost precipitacijskih reakcija u ANČ, što zahtijeva dugotrajno istraživanje za određivanje jednog takvog dijagrama.

2.3. Toplinska obrada ANČ

Toplinska obrada lijevanih ANČ provodi se kako bi se poboljšala homogenost mikrostrukture, uklonile segregacije i optimizirala mehanička svojstva. Ovisno o zahtjevima primjene, provode se različiti postupci žarenja koji utječu na konačnu strukturu i svojstva materijala [92].

Toplinska obrada lijevanih ANČ vrlo je zahtjevna zbog karakterističnih svojstva ANČ, a to su: niska toplinska vodljivost i visok koeficijent toplinskog širenja. Toplinska vodljivost ANČ otprilike pet puta je manja od one kod čistog željeza i tri puta manja od toplinske vodljivosti ugljičnog čelika (npr. AISI 1025). Koeficijent toplinskog širenja ANČ je otprilike 50 % viši u odnosu na čisto željezo ili ugljični čelik (AISI 1025). Niska toplinska vodljivost ograničava brzine

zagrijavanja i hlađenja, dok visoki koeficijent toplinskog širenja zahtijeva pažljivo podešavanje razmaka između komada koji se toplinski obrađuju [74,93]. Slika 2.15 prikazuje glavne toplinske obrade i fazne transformacije u ANČ između tekućeg stanja i sobne temperature.



Slika 2.15 Glavne toplinske obrade i fazne transformacije u ANČ između tekućeg stanja i sobne temperature [74]

2.3.1. Homogenizacijsko žarenje ANČ

Homogenizacijsko žarenje (*eng. Solution Annealing*), poznato kao i difuzijsko žarenje je najčešća toplinska obrada ANČ prije njihove upotrebe. Glavni cilj ove toplinske obrade je otapanje karbida bogatih kromom, poput $M_{23}C_6$, ($M = (Cr, Fe, Mo)$) koji se mogu formirati u legurama

tijekom procesa lijevanja ili kasnije tijekom obrade. Budući da do precipitacije $M_{23}C_6$ dolazi u temperaturnom rasponu od 450 do 900 °C, donja granica temperature za homogenizacijsko žarenje trebala bi biti iznad 900 °C. Karbidi se moraju potpuno otopiti, ali se ovaj proces događa sporo, što zahtijeva pažljivo upravljanje temperaturnim režimima. Rast zrna ograničava maksimalnu temperaturu homogenizacijskog žarenja, a posebice treba izbjeći abnormalni rast zrna, poznat i kao sekundarna rekristalizacija [74,94].

Za standardne ANČ poput AISI 201, 202, 301, 302, 303, 304, 304L, 305 i 308, preporučene temperature homogenizacijskog žarenja su između 1010 i 1120 °C. Za ANČ s višim udjelom ugljika, poput AISI 309, 310 ili one koji sadrže molibden, poput AISI 314, 316, 316L, 317 i 317L, minimalna temperatura trebala bi biti povećana na 1040 °C, dok maksimalna ne bi smjela prelaziti 1120 °C [95].

Kod stabiliziranih čelika, koji su skloniji sekundarnoj rekristalizaciji ili abnormalnom rastu zrna u usporedbi s nestabiliziranim čelicima, temperatura homogenizacijskog žarenja treba biti niža: između 955 i 1065 °C za titanom stabilizirani AISI 321 te u još užem rasponu između 980 i 1065 °C za niobijem stabilizirane AISI 347 i 348 [74].

Hlađenje nakon toplinske obrade mora biti dovoljno brzo kako bi se izbjegla precipitacija kromovih karbida. Prevelike brzine hlađenja, međutim, mogu uzrokovati deformacije odljevka, stoga je važno kontrolirati brzinu hlađenja kako bi se postigao balans između sprječavanja precipitacije karbida i izbjegavanja deformacija. Kod nestabiliziranih čelika poput AISI 201, 202, 301, 302, 303, 304, 305, 308, 309, 316 i 317, ako je deformacija dozvoljena, može se koristiti gašenje u vodi, dok je za AISI 309 i 310 koji sadrže maksimalno dopušteni udio ugljika i osjetljivi su na precipitaciju karbida, hlađenje vodom obavezno. Za stabilizirane tipove AISI 321, 347 i 348, gašenje u vodi nije potrebno, a hlađenje na zraku je dovoljno da se izbjegne senzibilizacija [74,96].

ANČ koji sadrže molibden, poput AISI 316, 316L, 317 i 317L, pokazuju srednju sklonost senzibilizaciji u usporedbi s standardnim nestabiliziranim i stabiliziranim skupinama ANČ. Iako ne zahtijevaju gašenje u vodi nakon homogenizacijskog žarenja, dugotrajna izloženost radnim

temperaturama između 650 i 870 °C treba se izbjegavati kako bi se spriječila precipitacija intermetalnih faza (Slika 2.15), poput sigma (σ), chi (χ) i Lavesove faze (Fe_2Mo) [97].

Tijekom skrućivanja može doći do formiranja δ ferita, koji se tijekom termomehaničke obrade teško može potpuno eliminirati te može biti prisutan i prije homogenizacijskog žarenja ili čak ostati i poslije toplinske obrade. Ako materijal sadrži δ ferit, može biti još osjetljiviji na precipitaciju prethodno spomenutih intermetalnih faza, što može negativno utjecati na njegovu dugoročnu stabilnost i mehanička svojstva [74,97].

2.3.2. Stabilizacijsko žarenje ANČ

Stabilizacijsko žarenje (*eng. Stabilize Annealing*) koristi se za stabilizirane ANČ, tj. legure legirane elementima poput Ti ili Nb, kako bi se osigurala maksimalna otpornost na interkristalnu koroziju, poboljšala zavarljivost te produljio vijek trajanja materijala. Nakon stabilizacijskog žarenja, samo je dio ugljika vezan u obliku primarnih faza, poput karbida (MC), karbonitrida (M(C,N)), nitrida (MN) ili karbosulfida ($\text{M}_4\text{C}_2\text{S}_2$), gdje je M = Ti, Nb ili V. Preostali ugljik ostaje u krutoj otopini i može precipitirati u obliku sekundarnih karbida MC ili M_{23}C_6 na nižim temperaturama, budući da je topljivost ugljika u austenitu pri temperaturama ispod 900 °C vrlo niska [85,98].

Pažljiva analiza Slika 2.15 pokazuje da je početna temperatura precipitacije termodinamički stabilnijih MC karbida pomaknuta prema višim temperaturama u odnosu na početnu temperaturu precipitacije manje stabilnih karbida bogatih kromom tipa M_{23}C_6 . Stoga, toplinska obrada ANČ, nakon stabilizacijskog žarenja, u temperaturnom rasponu od 845 do 955 °C u trajanju do 5 sati (ovisno o debljini materijala) pogoduje precipitaciji MC karbida u odnosu na M_{23}C_6 karbid [74].

Tijekom ovog postupka potrebno je kontrolirati atmosferu u peći kako bi se izbjegli procesi naugljičavanja ili prekomjerne oksidacije, a sadržaj sumpora u uljnim ili plinskim pećima trebao bi biti održavan na niskim razinama [74,99].

2.3.3. Žarenje za redukciju naprezanja ANČ

Žarenje za redukciju naprezanja (*eng. Stress Relief Annealing*) je najučinkovitiji način uklanjanja zaostalih naprezanja i obično se provodi sporim hlađenjem materijala nakon homogenizacijskog žarenja. No, tijekom sporog hlađenja može doći do precipitacije karbida tipa $M_{23}C_6$, što može uzrokovati senzibilizaciju [100]. S druge strane, zbog brzog hlađenja mogu nastati zaostala naprezanja te učiniti materijal osjetljiv na lom uslijed napetostne korozije. Općenito, mala količina međukristalne korozije može utjecati na lom materijala kroz nekoliko tjedana zbog napetostne korozije. Prikladnije rješenje bilo bi odabir čelika s niskim sadržajem ugljika ili stabiliziranog čelika. Odabir niže radne temperature materijala, primjerice između 925 i 1010 °C, omogućio bi dulju vremensku izloženost bez značajnog rasta zrna [101].

Druga mogućnost smanjenja zaostalih naprezanja je žarenje materijala u temperaturnom području od 425 do 550 °C. Pri tim temperaturama precipitacija karbida $M_{23}C_6$ odvija se vrlo sporo te u predviđenom vremenskom intervalu žarenja ne dolazi do senzibilizacije. Ovom toplinskom obradom možda se neće potpuno eliminirati zaostala naprezanja, ali se mogu dovoljno smanjiti kako bi se značajno smanjio rizik od pucanja uzrokovanog napetostnom korozijom. U čelicima s niskim udjelom ugljika, poput AISI 304L, 316L i 317L, rizik od senzibilizacije dodatno je smanjen [74,101].

2.3.4. Svijetlo žarenje ANČ

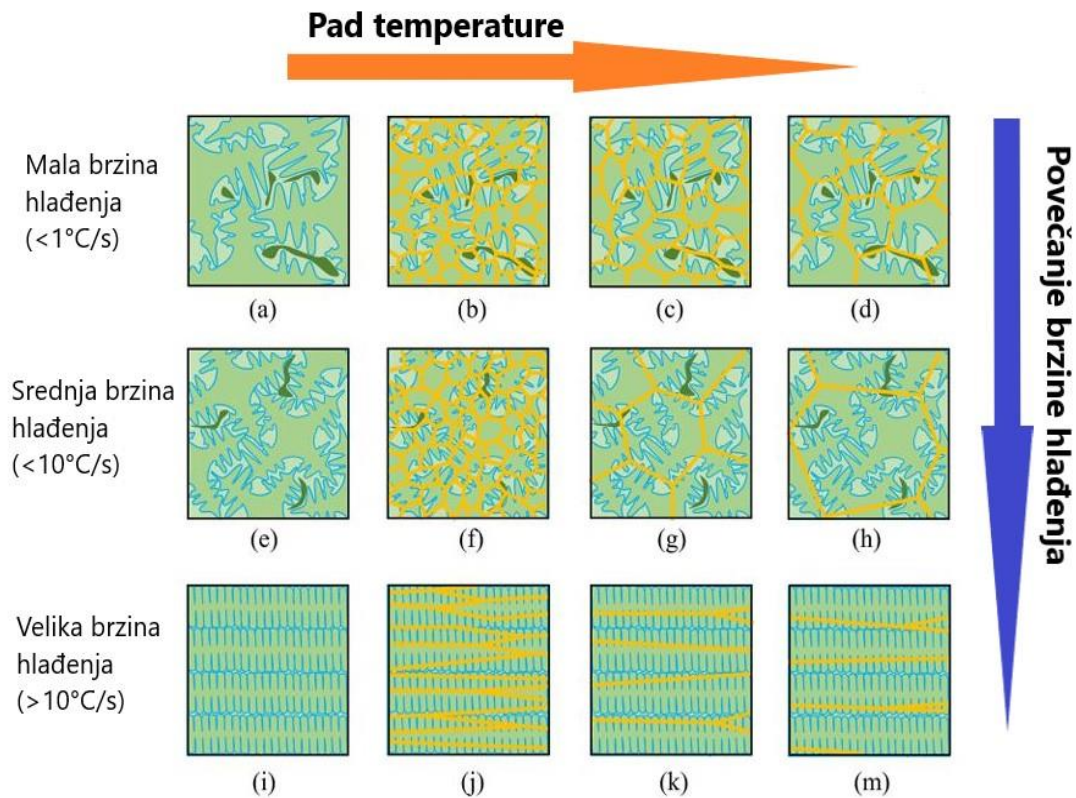
Sve vrste ANČ mogu se podvrgnuti svijetlom žarenju (*eng. Bright Annealing*) u atmosferi čistog vodika ili disociranog amonijaka, pod uvjetom da se točka rosišta održava ispod – 50 °C te da su komponente suhe i čiste prije ulaska u peć. Ako se to ne postigne, može doći do stvaranja tankog zelenog oksidnog filma, koji je teško ukloniti [74]. Proces se provodi u zatvorenoj peći s reducirajućom atmosferom kako bi se spriječila oksidacija površine, pri čemu se najčešće koristi mješavina vodika i dušika. Temperatura žarenja kreće se u rasponu od 1040 do 1120 °C, slično kao i kod homogenizacijskog žarenja, pri čemu preniska temperatura može dovesti do nepotpunog otapanja karbida precipitiranih na granicama zrna, dok previsoka temperatura može oštetiti

površinu materijala. Temperatura žarenja za ANČ iznosi najmanje 1040 °C, a brzo zagrijavanje je važno za postizanje svijetlije površine, dok sporo zagrijavanje može uzrokovati oksidaciju [102,103].

Nakon svijetlog žarenja, površina čelika ostaje glatka i sjajna bez potrebe za naknadnim uklanjanjem oksidnog sloja, čime se smanjuje rizik od površinskih oštećenja i poboljšava otpornost na koroziju. Proizvodi nakon svjetlog žarenja imaju veću otpornost na interkristalnu koroziju, bolja mehanička svojstva (veća istezljivost i plastičnost materijala) te dolazi do smanjenja unutarnjih naprezanja [102].

2.4. Utjecaj brzine hlađenja na mikrostrukturu ANČ

Proces skrućivanja metala ovisi o brzini hlađenja, koja određuje raspored, veličinu i oblik mikrostrukturnih jedinica. Pokazano je da veća brzina hlađenja formira mikrostrukture sa znatno sitnijom veličinom zrna i sitnijom dendritnom morfologijom. Takvo usitnjavanje mikrostrukture rezultira poboljšanjem mehaničkih i fizikalnih svojstava materijala, uključujući povećanu čvrstoću, tvrdoću i otpornost na pojavu pukotina. Važan uvjet za to jest precizna kontrola brzine hlađenja, koja omogućuje ponovljivost veličine zrna i stabilnost mikrostrukture. Ova načela vizualno su prikazana na Slika 2.16, koja shematski ilustrira kako različite brzine hlađenja utječu na formiranje mikrostrukture austenitnog čelika [104].

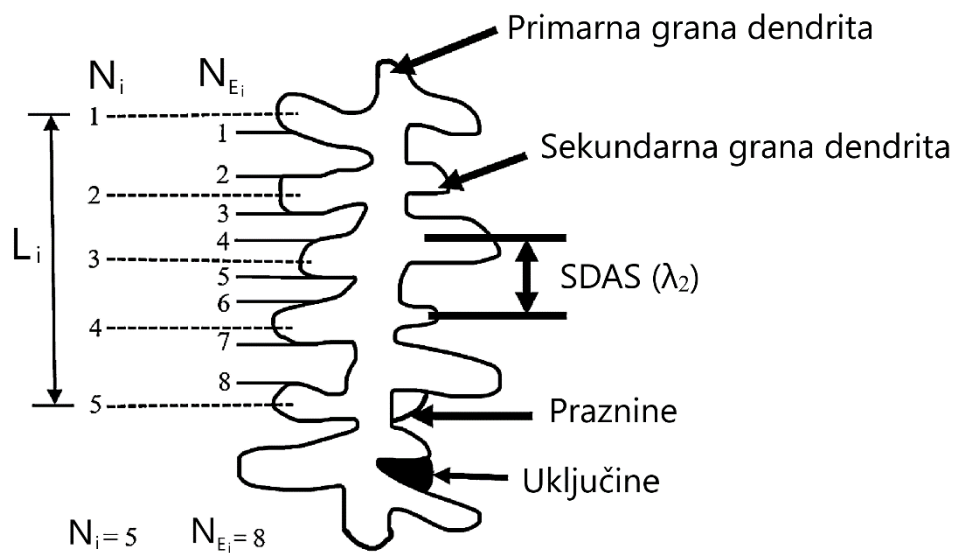


Slika 2.16 Shematski prikaz utjecaja različitih brzina hlađenja na formiranje mikrostrukture austenitnog čelika [104]

Slika 2.16 naglašava kako niske brzine hlađenja rezultiraju sporim, difuzijski kontroliranim rastom, srednje brzine potiču masovnu transformaciju s naglim porastom zrna, a visoke brzine omogućuju formiranje sitno zrnate mikrostrukture. Pri visokim brzinama hlađenja dolazi do stvaranja izrazito guste dendritne mreže s malim razmakom sekundarnih dendritnih grana. Ova sitna dendritna struktura, iako povoljna za mehanička svojstva, može značajno otežati jasno razlučivanje granica zrna u metalografskoj analizi, budući da se dendritne granice često preklapaju s granicama zrna, stvarajući privid homogenije mikrostrukture [104].

Na temelju prikazanih načela jasno je da povećanje brzine hlađenja ne utječe samo na veličinu zrna, već i na razvoj dendritne strukture tijekom skrućivanja. Tijekom početne faze na granici između tekuće i krute faze formiraju se primarne dendritne grane, koji rastu u smjeru najvećeg

toplinskog gradijenta. Kako skrućivanje napreduje, iz bočnih strana primarnih grana razvijaju se sekundarne dendritne grane, koje dodatno razgranavaju strukturu. Sekundarne dendritne grane u početku nastaju s vrlo malim razmacima u blizini vrha dendrita, dok se tijekom nastavka skrućivanja njihov raspored mijenja, pri čemu se manje grane postupno otapaju, dok veće nastavljaju rasti, što dovodi do povećanja razmaka sekundarnih dendritnih grana (*eng. Secondary Dendrite Arm Spacing, SDAS*). Na dendritnu mrežu dodatno mogu utjecati segregacija, poroznost i uključci, budući da se legirajući elementi i poroznost često nakupljaju upravo u interdendritnim područjima, što lokalno mijenja geometriju grana. Slika 2.17 prikazuje karakterističnu dendritnu strukturu u lijevanom stanju, pri čemu su označeni parametri za određivanje razmaka sekundarnih dendritnih grana (SDAS): duljina linije koja presijeca sekundarne dendritne grane (L_i), broj izmjerenih sekundarnih grana (N_i) te broj presječenih rubova (N_{E_i}) [105].



Slika 2.17 Dendritna mikrostruktura u lijevanom stanju s označenim parametrima za određivanje razmaka sekundarnih dendritnih grana [105]

Na temelju navedenih parametara određuje se vrijednost SDAS prema jednadžbi (2.3) [105]:

$$\lambda_2 = \frac{L_i}{(N_i - 1)} \quad (2.3)$$

Eksperimentalno je potvrđeno da se razmak sekundarnih dendritnih grana smanjuje s povećanjem brzine hlađenja, što je opisano empirijskom relacijom (2.4):

$$\lambda_2 \propto v_{hlad}^{-n} \quad (2.4)$$

Gdje je n empirijski eksponent koji ukazuje na izraženiju promjenu SDAS-a pri promjeni brzine hlađenja, odnosno na strmiji nagib pravca u logaritamskom prikazu, dok manja vrijednost eksponenta znači blažu promjenu SDAS – a u promatranom rasponu brzina. Eksponent n najčešće se kreće u rasponu od 0,3 do 0,6, pri čemu se manja vrijednost javlja kod legura s užim intervalom skrućivanja, dok je veća vrijednost karakteristična za legure sa širim intervalom skrućivanja. U proširenom obliku, relacija se može izraziti kao (2.5) [106]:

$$\lambda_2 = K' \cdot v_{hlad}^{-n} \quad (2.5)$$

Pri čemu je K' empirijska konstanta koja predstavlja parametar skaliranja potencijske funkcije te određuje položaj krivulje u logaritamskom prikazu. Vrijednost K' ovisi o kemijskom sastavu i toplinskoj vodljivosti legure, kao i o uvjetima skrućivanja. Alternativno, ista se ovisnost može prikazati pomoću vremena skrućivanja (t_f), koje predstavlja vrijeme potrebno da temperatura padne od likvidus do solidus temperature. Budući da je srednja brzina hlađenja povezana s tim vremenom, izraz glasi (2.6):

$$t_f = \frac{\Delta T'}{v_{hlad.}} = \frac{T_L - T_S}{v_{hlad.}} \quad (2.6)$$

iz toga proizlazi da razmak sekundarnih dendritnih grana raste s povećanjem trajanja skrućivanja prema relaciji (2.7) [106]:

$$\lambda_2 \propto t_f^n \quad (2.7)$$

Iako se dendritna struktura formira unutar pojedinih zrna, između dendrita i zrna postoji jasna strukturalna i funkcionalna povezanost. Svako zrno u odljevku sadrži vlastitu mrežu dendritnih grana koje rastu u skladu s kristalografskom orijentacijom tog zrna. Primarni dendriti određuju smjer

kristalnog rasta, dok sekundarni dendriti oblikuju unutarnju morfologiju. Granice zrna nastaju na mjestima gdje se dendritne mreže različitih orijentacija susreću i međusobno zaustavljaju rast [105].

Veličina zrna najčešće se određuje prema standardu ASTM E112. Nakon određivanja faktora skaliranja, srednja duljina presjeka granica zrna izračunava se prema izrazu (2.8) [107]:

$$\bar{l} = \frac{L_p}{P_p} \cdot M_{skal}. \quad (2.8)$$

gdje je \bar{l} srednja duljina presjeka, L_p ukupna duljina svih pravaca, P_p ukupan broj presjeka granica zrna, a M_{skal} faktor skaliranja. Dobivena srednja duljina presjeka omogućuje određivanje veličine zrna u obliku ASTM broja (G), prema empirijskom odnosu definiranom standardom ASTM E112 (2.9) [107]:

$$G = -6.6457 \cdot \log_{10} \bar{l} - 3.298 \quad (2.9)$$

Pri tome veća vrijednost ASTM broja veličine zrna odgovara sitnijoj mikrostrukturi, odnosno manjoj prosječnoj veličini zrna, dok manja vrijednost ASTM broja označava grublju mikrostrukturu s većim prosječnim zrnima.

Veza između dendrita i veličine zrna proizlazi iz zajedničke ovisnosti o brzini hlađenja i toplinskom gradijentu tijekom skrućivanja. Prema provedenim istraživanjima u drugim znanstvenim radovima, autori su ustanovili da pri jednakoj brzini hlađenja, promjer zrna d_z i SDAS prate isti trend [108]. Stoga vrijedi približna proporcionalnost (2.10):

$$d_z \propto \lambda_2 \quad (2.10)$$

Iako se jednadžbom (2.10) ne može odrediti prosječna veličina zrna, relacija precizno omogućuje određivanje područja s sitnijim, odnosno grubljim zrnima, što je korisno za analizu raspodjele zrna u lijevanom materijalu.

Većom brzinom hlađenja stvara se veći broj novih nukleacijskih centara, što u konačnici rezultira manjim zrnima, budući da veći broj centara smanjuje prostor dostupan za rast i razvoj

većih zrna. Ova ovisnost između broja nukleacijskih centara i brzine hlađenja može se opisati jednadžbom (2.11) [109]:

$$N = N_0 e^{\left(\frac{-\Delta G}{k_B T}\right)} \quad (2.11)$$

pri čemu je ΔG energija aktivacije nukleacije, N_0 maksimalni broj nukleacijskih mjesta, k_B Boltzmannova konstanta. Naime, smanjenje veličine zrna, koje se postiže povećanjem brzine hlađenja, izravno podiže granicu tečenja materijala, u skladu s Hall – Petchovom jednadžbom (2.12) [110]:

$$k_f = \sigma_{hp} + K_{hp} \cdot \sqrt{d_z} \quad (2.12)$$

pri čemu je k_f granica tečenja, σ_{hp} konstanta koja označava naprezanje uzrokovano trenjem unutar kristalne rešetke, K_{hp} konstanta koja opisuje intenzitet utjecaja granica zrna na plastičnu deformaciju, a d_z prosječni promjer zrna. Hall – Petchova jednadžba prvotno je korištena za opis donje granice razvlačenja kod čistog željeza, ali se kasnije primjenjivala i za procjenu utjecaja veličine zrna na granicu tečenja i tvrdoću drugih polikristalnih materijala i legura [109].

2.5. Utjecaj kemijskih elemenata na mikrostrukturu ANČ

Kemijski elementi u ANČ mogu se podijeliti na osnovne i legirajuće. U osnovne elemente spadaju (Cr) i nikal (Ni), dok u legirajuće elemente spadaju dušik (N), molibden (Mo), mangan (Mn) i silicij (Si), a neki specijalni ANČ sadrže i elemente poput niobija (Nb), titana (Ti), tantala (Ta) i volframa (W). Nečistoće koje se mogu naći u ANČ uključuju fosfor (P), sumpor (S), kisik (O) i vodik (H). Ugljik (C) je element koji je prisutan, ali nije legirajući element. Već mali udio C stvara veliku promjenu u mehaničkim svojstvima, no povećanim udjelom uzrokuje stvaranje nepovoljnih karbida [46].

Krom (Cr)

Krom je alfaženi element koji proširuje područje ferita i istovremeno ograničava stvaranje gama (γ) faze. Kao rezultat, NČ na bazi Fe – Cr legura mogu imati feritnu ili martenzitnu strukturu, ovisno o brzini hlađenja. Dodavanjem nikla, krom usporava transformaciju austenita u ferit, omogućujući zadržavanje austenitne strukture pri sobnoj temperaturi [111]. Kod monofaznih mikrostruktura, udio kroma od 12 % dovoljan je za postizanje korozijske otpornosti stvaranjem pasivne prevlake na površini. Ova zaštitna prevlaka, sastavljena od kromovog oksida (Cr_2O_3), debljine je između 1 i 10 nm. Osim toga, krom je snažan karbidotvorac. Reakcijom s ugljikom nastaju precipitati karbida (M_{23}C_6 , M_7C_3). Krom također utječe na svojstva ANČ smanjujući toplinsku vodljivost. Niža toplinska vodljivost usporava odvođenje topline, što može nepovoljno utjecati na formiranje sitnozrnate mikrostrukture zbog smanjene brzine hlađenja, ali istovremeno smanjuje temperaturne razlike unutar presjeka odljevka te umanjuje rizik od nastanka unutarnjih naprezanja [112].

Nikal (Ni)

Nikal je izrazito gamaženi element koji snažno stabilizira i proširuje područje austenitne faze. U čeliku s 0,1 % C i 18 % Cr, minimalni udio nikla potreban za postizanje austenitne strukture iznosi 8 %. Povećanjem sadržaja nikla eliminira se zaostali ferit, dok se stvaranje δ ferita značajno smanjuje. Nikal ne doprinosi formiranju karbida, odnosno povećava topljivost ugljika, čime se smanjuje vezanje kroma u karbide i poboljšava otpornost čelika na interkristalnu koroziju [111]. Toplinska stabilnost čelika povećava se s dodatkom nikla, omogućujući očuvanje mikrostrukture i mehaničkih svojstava pri visokim i niskim temperaturama. Na mehanička svojstva nikal utječe smanjenjem čvrstoće, dok istovremeno povećava plastičnost i žilavost, čineći ANČ otpornijima na dinamička opterećenja. Dodatno, nikal smanjuje toplinsku vodljivost, pri čemu je njegov učinak obično nešto slabiji u odnosu na krom. Iako nikal povećava otpornost na oksidaciju, njegov doprinos korozijskim svojstvima značajan je u kombinaciji s kromom, gdje omogućuje stvaranje pasivnog sloja otpornog na različite vrste korozije, uključujući kemijsku i atmosfersku. U mikrostrukturi ANČ, nikal se ne može izravno vidjeti optičkim mikroskopom jer je ravnomjerno otopljen u austenitnoj rešetki. Njegova prisutnost i distribucija potvrđuju se naprednim

instrumentima za analizu sastava materijala, poput energetski disperzivnog spektrometra (EDS) koji se koristi u kombinaciji sa pretražnim elektronskim mikroskopom (SEM) ili transmisijskim elektronskim mikroskopom (TEM) [113].

Ugljik (C)

Dodavanjem ugljika željezu prije 2500 godina, kovači su razvili mogućnost oblikovanja čelika. Proces je bio relativno jednostavan: željezo se zagrijavao na drvenom ugljenu, što je omogućavalo apsorpciju ugljika difuzijom u krutom stanju. Zbog male atomske veličine, ugljik je prodirao u kristalnu rešetku željeza, stvarajući intersticijsku krutu otopinu. Rezultat je bio čelik, legura željeza s dodatkom ugljika, s poboljšanim mehaničkim svojstvima poput veće tvrdoće i čvrstoće [114]. U ANČ ugljik djeluje kao snažan gamageni element, proširujući područje austenitne faze i povećavajući njezinu stabilnost na povišenim temperaturama. Međutim, povećanje udjela ugljika može dovesti do formiranja karbida, osobito $M_{23}C_6$, na granicama zrna [72].

Mangan (Mn)

Mangan je gamageni element koji doprinosi održavanju stabilne austenitne strukture u čeliku. Osim što stabilizira austenit, mangan djeluje kao snažan dezoksidator, formirajući manganov oksid (MnO), čime veže kisik i smanjuje količinu oksida u materijalu. Na taj način poboljšava čistoću čelika i njegova mehanička svojstva. Mangan povećava čvrstoću i tvrdoću, što je posebno korisno za čelike koji se koriste pri povišenim temperaturama [115]. Mangan također povećava otpornost na koroziju, ali ne može zamijeniti krom jer pasivni sloj koji formira krom ima znatno bolja korozijska svojstva. Uloga mangana je posebno važna tijekom proizvodnje čelika, gdje reagira s prisutnim sumporom stvarajući manganov sulfid (MnS). Ova reakcija sprječava stvaranje željezovog sulfida (FeS), čije su mehaničke i kemijske karakteristike znatno nepovoljnije za materijal, uključujući smanjenje otpornosti na krhki lom i otpornosti na koroziju [116]. Unatoč prednostima, preveliki udio mangana može dovesti do smanjenja duktilnosti i žilavosti, osobito pri niskim temperaturama. Stoga je sadržaj mangana u ANČ pažljivo kontroliran kako bi se postigla

optimalna ravnoteža između poboljšanih mehaničkih svojstava i očuvanja drugih važnih karakteristika materijala [111,115].

Molibden (Mo)

Molibden je alfa-geni element koji proširuje područje nastanka ferita. Dodaje se kako bi se povećala otpornost na koroziju, posebno u agresivnim medijima poput kiselina. Osim toga, pri povišenim temperaturama poboljšava čvrstoću materijala. U mikrostrukturi može tvoriti stabilne karbide, poput MO_2C i kompleksne (Cr, Mo) karbide [111,117,118].

Silicij (Si)

Silicij je alfa-geni element koji podržava stvaranje ferita u mikrostrukturi, a njegov utjecaj na faznu ravnotežu očituje se sužavanjem austenitnog područja. Djeluje kao snažan dezoksidator u talini, pri čemu veže slobodni kisik i formira stabilne okside, pretežno silicijev dioksid (SiO_2). Nastali oksidi prelaze u trosku te se uklanjaju iz rastaljenog metala, čime se smanjuje sadržaj otopljenog kisika i poboljšava čistoća čelika. Silicij također djeluje kao desulfurizator, reagirajući sa sumporom u rastaljenom čeliku i tvoreći netopljive spojeve poput silicijevog sulfida (SiS), koji se uklanjaju iz rastaljenog materijala [119,120]. Kao legirajući element, silicij poboljšava čvrstoću čelika, posebno u visokotemperaturnim uvjetima, povećavajući otpornost na puzanje. Osim toga, silicij pojačava otpornost na abrazivno trošenje, što je posebno korisno u primjenama gdje su čelici izloženi jakim mehaničkim opterećenjima. Dodavanjem silicija poboljšava se obradivost čelika, tj. olakšava se oblikovanje deformiranjem i toplinska obrada. Međutim, preveliki udio silicija može negativno utjecati na mehanička svojstva čelika, smanjujući duktilnost i otpornost na udarna opterećenja, osobito pri niskim temperaturama [111,121].

Dušik (N)

Dušik, kao gama-geni element, proširuje područje austenitne faze, povećavajući čvrstoću materijala i granicu razvlačenja. Zamjenom ugljika u karbidima $M_{23}C_6$ formira $M_{23}(C, N)_6$, čime dodatno jača materijal i smanjuje količinu kroma vezanog u karbide. Time se postiže homogenija austenitna struktura i poboljšava otpornost na interkristalnu koroziju. Dušik također značajno

povećava otpornost na napetosnu koroziju, putem formiranja nitrida, poput Z – faze (CrNbN), s tetragonalnom strukturom i Cr₂N s heksagonalnom (HCP) strukturom. Ovi nitridi pridonose stabilnosti i očuvanju integriteta materijala u agresivnim korozivnim okolinama, čime se poboljšava dugovječnost i pouzdanost ANČ [122,123]. Osim toga, dodatak dušika poboljšava obradivost ANČ, olakšavajući proizvodne procese poput zavarivanja, obrade odvajanjem čestica i deformiranja. Istodobno, sadržaj dušika mora se pažljivo kontrolirati kako bi se izbjeglo smanjenje duktilnosti, osobito kod debljih presjeka ili kompliciranih geometrija [111,124].

Fosfor (P) i sumpor (S)

Fosfor i sumpor smatraju se neželjenim elementima u ANČ. Sumpor se javlja u obliku sulfidnih spojeva (MnS, FeS), dok se fosfor nalazi u krutoj otopini unutar austenitne rešetke, a pri višim koncentracijama može tvoriti tragove kompleksnih fosfidnih spojeva. Ovi neželjni spojevi nastaju tijekom proizvodnje čelika, posebno prilikom taljenja i lijevanja, te negativno utječu na korozijsku otpornost i mehanička svojstva materijala. Ovi elementi pridonose povećanoj krhkosti čelika, smanjujući njegovu otpornost na udarna opterećenja. Ipak, u kontroliranim količinama, fosfor i sumpor mogu imati određene pozitivne učinke. Sumpor olakšava obradu materijala tijekom procesa rezanja, bušenja i brušenja, smanjujući trošenje alata i povećavajući efikasnost obrade. Fosfor, kada je prisutan u malim količinama, može povećati granicu razvlačenja u ANČ putem efekta precipitacije [125,126].

2.6. Austenitni nehrđajući čelik EN 1.4841

Austenitni nehrđajući čelik EN 1.4841 (AISI 314 ili X15CrNiSi25 – 21) je austenitna legura otporna na koroziju i idealna za primjenu pri visokim temperaturama. Ističe se svojom izvanrednom otpornošću na oksidaciju do 1150 °C, zbog visokog udjela silicija u svom kemijskom sastavu te na toplinska naprezanja što ga čini pouzdanim materijalom u raznim postrojenjima. Zahvaljujući austenitnoj mikrostrukturi i zadovoljavajućoj livljivosti, EN 1.4841 je pogodan za lijevanje složenih odljevaka. Osim što ima dobra mehanička svojstva pri visokim temperaturama, ovaj materijal ima dobru duktilnost i žilavost što omogućuje jednostavno oblikovanje i zavarivanje.

Primjenu nalazi u parnim kotlovima, izmjenjivačima topline, dimnjacima i dijelovima mlaznih motora i motora s unutarnjim izgaranjem gdje je potrebna otpornost na visoke temperature [46,127,128].

Sljedeće Tablica 2.5 –

Tablica 2.6 prikazuju fizikalna i mehanička svojstva EN 1.4841 pri sobnoj temperaturi (20 °C) preuzeta prema normi EN 10095:1999 te iz baze podataka programa specijaliziranog za simulaciju lijevanja ProCAST. Kemijski sastav čelika EN 1.4841 prikazan je u Tablica 2.7, također je preuzet prema normi EN 10095:1999.

Tablica 2.5 Fizikalna svojstva čelika EN 1.4841 pri sobnoj temperaturi (EN 10095:1999)

Svojstvo	Mjerna jedinica	Vrijednost
Gustoća – kruto stanje (ρ)	kg/m ³	7900
Gustoća – tekuće stanje (ρ)	kg/m ³	≈ 7000
Likvidus temperatura (T_L)	°C	1397
Solidus temperatura (T_S)	°C	1337
Toplinska vodljivost (λ)	W/m·K	15
Specifična električna otpornost (ρ_e)	$\Omega \cdot \text{mm}^2/\text{m}$	0,9
Specifični toplinski kapacitet (c_p)	J/kgK	≈ 500
Koeficijent linearnog toplinskog širenja (α_l)	K ⁻¹	16×10^{-6}
Magnetizam (M)	–	nije magnetičan

Tablica 2.6 Mehanička svojstva čelika EN 1.4841 promjera ($\leq \varnothing 160$ mm) pri sobnoj temperaturi
(EN 10095:1999)

Svojstvo	Mjerna jedinica	Vrijednost
Youngov modul (E)	MPa	≈ 200
Granica razvlačenja ($R_{p0,2\%}$)	MPa	≥ 230
Granica razvlačenja ($R_{p1\%}$)	MPa	≥ 270
Vlačna čvrstoća (R_m)	MPa	550 – 750
Istezljivost (A_5)	%	≥ 30
Tvrdoća po Brinellu (HB)	–	≤ 223

Tablica 2.7 Kemijski sastav čelika EN 1.4841 (EN 10095:1999)

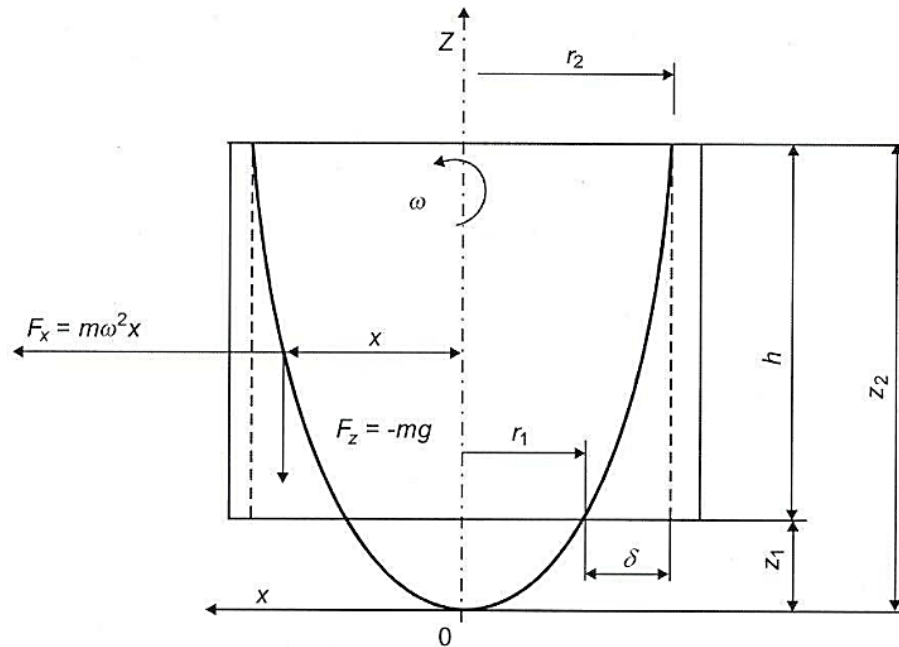
Kemijski sastav čelika EN 1.4841 [%]								
C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	N	Fe
$\leq 0,2$	1,5 – 2,5	$\leq 2,00$	$\leq 0,045$	$\leq 0,015$	24 – 26	19 – 22	$\leq 0,11$	ostatak

3. PARAMETRI CENTRIFUGALNOG LIJEVANJA

3.1. Broj okretaja kokile

Rotacijom kokile tijekom VCL procesa djeluju tri osnovne sile: centrifugalna, Coriolisova i gravitacijska. Centrifugalna sila djeluje radijalno prema van i uzrokuje raspoređivanje taline uz stijenku kokile, coriolisova sila tijekom punjenja kokile djeluje tangencijalno te uzrokuje spiralno uzdizanje taline duž stijenke kokile, dok gravitacijska sila djeluje prema dolje i nastoji zadržati talinu pri dnu kokile. Za uspješno provođenje VCL procesa potrebno je da centrifugalna sila bude znatno veća od gravitacijske, jer se tek tada osigurava stabilna raspodjela taline unutar kokile. Odabir optimalnog broja okretaja kokile presudan je za postizanje ujednačene debljine stijenke i kvalitetne mikrostrukture odljevka. Prevelik broj okretaja može dovesti do segregacije legiranih elemenata, pri čemu velika centrifugalna sila uzrokuje razdvajanje težih i lakših elemenata, što rezultira neujednačenim kemijskim sastavom i mehaničkim svojstvima po presjeku odljevka. Uz to, prevelika brzina rotacije može izazvati deformacije u strukturi materijala i oštećenja kokile zbog prevelikog opterećenja. S druge strane, premali broj okretaja kokile dovodi do nejednolike distribucije taline po stijenci kokile, čime se smanjuje gustoća i čvrstoća odljevka te se pojavljuju geometrijska odstupanja po visini odljevka [1,2,129,130].

Broj okretaja kokile kod VCL moguće je dobiti matematičkim putem. Pretpostavka da rastaljeni metal ostaje relativno nepomičan u odnosu na kokilu tijekom rotacije oko vertikalne osi omogućuje primjenu osnovnih hidrostatskih zakona pri proračunu brzine okretanja kokile [131]. Slika 3.1 pokazuje ponašanje taline u rotirajućoj kokili oko vertikalne osi, s idealiziranim oblikom površine taline u obliku parabole [132].



Slika 3.1 Ilustracija djelovanja sila tijekom rotacije kokile oko vertikalne osi, prikazujući idealizirani oblik površine taline u obliku parabole [132]

Primjenom Eulerovih jednadžbi izvodi se jednadžba slobodne površine koja glasi (3.1):

$$F_x d_x + F_y d_y + F_z d_z = 0 \quad (3.1)$$

Gdje je:

F_x, F_y, F_z - sile koje djeluju na jedinicu mase duž osi (x, y, z)

d_x, d_y, d_z - projekcije pomaka čestica mase duž osi (x, y, z)

Centrifugalna sila djeluje radijalno u smjeru osi x (3.2):

$$F_x = m \cdot \omega^2 \cdot x \quad (3.2)$$

Gravitacijska sila djeluje vertikalno u smjeru osi z (3.3):

$$F_z = -m \cdot g \quad (3.3)$$

Coriolisova sila djeluje tangencijalno u smjeru osi y (3.4):

$$F_y = -2m \cdot (\omega \cdot v_y) \quad (3.4)$$

Uvrštavanjem svih komponenti u diferencijalnu jednadžbu slobodne površine taline (3.1) dobiva se jednadžba (3.5):

$$m \cdot \omega^2 \cdot x \cdot d_x - 2m \cdot (\omega \cdot v_y) \cdot d_y - m \cdot g \cdot d_z = 0 \quad (3.5)$$

Kod računanja slobodne površine parabole, Coriolisova sila ne mijenja konačni oblik profila, već uzrokuje samo male tangencijalne asimetrije koje se u praksi ne uzimaju u analitičkim formulama, već se mogu procijeniti numerički ili eksperimentalno; stoga se uzima ($d_y \approx 0$), čime jednadžba poprima konačan oblik (3.6):

$$m \cdot \omega^2 \cdot x \cdot d_x - m \cdot g \cdot d_z = 0 \quad (3.6)$$

Integriranjem diferencijalne jednadžbe (3.5) dobije se jednadžba (profil) slobodne površine taline u rotirajućoj kokili (3.7):

$$\frac{\omega^2 \cdot x^2}{2 \cdot g} + C = z \quad (3.7)$$

Tjeme parabole, koje označava ekstremne vrijednosti funkcije, leži na osima x i z. Konstanta C je nula ($C = 0$) te jednadžba glasi (3.8):

$$z = \frac{\omega^2 \cdot x^2}{2 \cdot g} \quad (3.8)$$

Problem koji se može pojaviti kod VCL je veća varijacija u debljini stijenke kod dužih cijevi. Zbog toga se preferira proizvodnja kraćih cijevi gdje su varijacije u debljini stijenke manje. Za određivanje visine odljevka vrijedi slijedeći izraz (3.9):

$$h = z_2 - z_1 = \frac{\omega^2}{2 \cdot g} (x_2^2 - x_1^2) \quad (3.9)$$

Budući da vrijede sljedeće jednakosti $x_1 = r_1$ i $x_2 = r_2$, zamjenom jednadžba glasi (3.10):

$$h = \frac{\omega^2}{2 \cdot g} (r_2^2 - r_1^2) \quad (3.10)$$

Ako bi se razlika polumjera označila sa δ_s , dobije se $\delta_s = r_2 - r_1$, te se uvrštavanjem u jednadžbu dobiva sljedeći izraz (3.11):

$$h = \frac{\omega^2}{2 \cdot g} [(2 \cdot r_2 \cdot \delta_s) - \delta_s^2] \quad (3.11)$$

Odnosno sređivanjem izraza (3.12):

$$\delta_s = r_2 - \sqrt{r_2^2 - \frac{2 \cdot g \cdot h}{\omega^2}} \quad (3.12)$$

Ako se želi postići jednaka debljina stijenke odljevka (δ_s) po cijelom presjeku potreban je beskončana broj okretaja kokile. U praktičnom dijelu, takvo nešto nije izvedivo, stoga se zaključuje da je kod VCL debljina odljevka na dnu uvijek veća od one pri vrhu. Jednadžba kojom se definira broj okretaja kokile glasi (3.13):

$$n_K = \frac{\pi}{30} \cdot \sqrt{\frac{2 \cdot g \cdot h}{(2 \cdot r_2 \cdot \delta_s) - \delta_s^2}} \quad (3.13)$$

Uvrštavanjem konstante $g \left[9,81 \frac{m}{s^2} \right]$ izraz se pojednostavljuje (3.14):

$$n_K = 423 \cdot \sqrt{\frac{h}{r_2^2 - r_1^2}} \quad (3.14)$$

gdje su:

n_K	-	broj okretaja kokile
h	-	visina odljevka
r_1	-	polumjer unutarnje strane odljevka mjereno s donje strane
r_2	-	polumjer unutarnje strane odljevka mjereno s gornje strane

3.2. Temperatura lijevanja

Temperatura lijevanja izravno utječe na fluidnost metalne taline i ima značajnu ulogu u formiranju odljevka. Povećanjem temperature lijevanja postiže se određeni stupanj pregrijavanja, čime se produžuje vrijeme tijekom kojeg talina ostaje u tekućem stanju. Istovremeno, pri višim temperaturama smanjuje se viskoznost taline, što poboljšava sposobnost popunjavanja kokile i smanjuje pojavu pogrešaka poput nedolivenosti i nestaljenog područja. Međutim, previsoka temperatura lijevanja može negativno utjecati na mikrostrukturnu, homogenost i mehanička svojstva odljevka. Produženo vrijeme rasta kristalnih zrna pogoduje formiranju grube mikrostrukture, dok segregacija tvrdih faza postaje izraženija, što može rezultirati neujednačenim svojstvima materijala. Nadalje, veća temperatura taline uzrokuje povećano volumno skupljanje u tekućem stanju i duže vrijeme skrućivanja, što povećava rizik od nastanka pukotina i poroznosti. Visoka površinska temperatura taline također pogoduje oksidaciji i apsorpciji plinova (vodika, dušika), što može negativno utjecati na kvalitetu odljevka. S aspekta energetske učinkovitosti, više temperature zahtijevaju dulje zagrijavanje taline, što povećava potrošnju energije i smanjuje proizvodnu učinkovitost. Temperatura lijevanja određuje se prema vrsti legure, složenosti kokile i uvjetima lijevanja, pri čemu se najčešće temelji na likvidusnoj temperaturi (T_L). Optimalna temperatura lijevanja je ona pri kojoj talina postiže dovoljno dobru tečljivost, omogućujući potpuno ispunjavanje kokile, dok se istovremeno minimizira pojava pogrešaka tijekom skrućivanja [1,2,133,134].

3.3. Temperatura predgrijavanja kokile

Temperatura predgrijavanja kokile važan je dio pripreme za lijevanje, posebno kod čelika otpornih na toplinu kao što je EN 1.4841. Pravilno predgrijavanje smanjuje toplinski šok koji se javlja u kokili prilikom dodira rastaljenog metala, čime se sprječava naglo hlađenje koje može dovesti do pojave pogrešaka poput mikropukotina i poroznosti. Time se osigurava bolja protočnost metala i pravilno punjenje kokile, što rezultira odljevkom visoke kvalitete. Optimalna temperatura predgrijavanja kokile pri lijevanju ANČ obično se kreće u rasponu između 250 °C i 350 °C, što omogućava kontrolu hlađenja i skrućivanja odljevka. Određivanje optimalne temperature predgrijavanja temelji se na analizi koeficijenta prolaska topline između kokile i odljevka, toplinskog kapaciteta materijala kokile, geometrije i svojstava odljevka te tehnologiji lijevanja. Za precizno definiranje ove temperature često se koriste simulacijski alati, kako bi se osigurali najbolji uvjeti za proces i postigla optimalna kvaliteta odljevka. Zagrijavanje kokile može se postići indukcijskim grijanjem, električnim grijaćim pločama ili plamenicima na plin, dok se hlađenje provodi ventilatorima ili prirodnom konvekcijom (strujanje zraka) ili kanalima za hlađenje vodom ili uljem, ovisno o zahtjevima. Kokile se izrađuju od materijala poput sivog lijeva, čelika za topli rad i grafit. Sivi lijev dobro podnosi toplinske cikluse, čelik pruža visoku otpornost na trošenje i dugotrajnost, a grafit je otporan na visoke temperature. Kokile su obično modularne, sastavljene od više dijelova, pa se u slučaju oštećenja zamjenjuje samo oštećeni dio, čime se smanjuje trošak i vrijeme zastoja u proizvodnji [1,2,135].

3.4. Ostali parametri

Kod VCL, niz parametara utječe na tijek procesa i konačnu kvalitetu odljevka. Njihova pravilna kontrola i optimizacija važni su za postizanje visokih standarda proizvodnje u VCL. Značajni parametri na koje se treba obratiti pozornost su: vrijeme lijevanja, debljina premaza, temperatura okoline i priprema taline.

Vrijeme lijevanja

Određuje dinamiku punjenja kokile i ravnomjernost raspodjele taline pod djelovanjem centrifugalne sile. Ako je lijevanje prebrzo, stvaraju se turbulencije koje povećavaju mogućnost uključivanja oksida i plinova u tekući metal, čime se narušava homogenost odljevka. S druge strane, presporo lijevanje može dovesti do odstupanja zadanih dimenzija odljevka. Optimalno vrijeme lijevanja ovisi o viskoznosti taline, brzini rotacije kokile i složenosti odljevka [136].

Debljina premaza

Nanosi se na unutrašnjoj površini kokile te je važan u zaštiti kokile od toplinskih i kemijskih utjecaja rastaljenog metala. Pravilno nanesen premaz sprječava naljepljivanje metala na kokilu i olakšava vađenje odljevka, dok istovremeno kontrolira prijenos topline između taline i kokile. Predebeo premaz može smanjiti učinkovitost hlađenja i uzrokovati nepravilnosti na površini odljevka, dok pretanak premaz povećava rizik od naljepljivanja i toplinskih naprezanja. Stoga je izbor materijala premaza i njegovo ravnomjerno nanošenje neizostavan korak u procesu pripreme kokile [137].

Temperatura okoline

Utječe na brzinu hlađenja kokile i taline, što se odražava na strukturu i konačna mehanička svojstva odljevka. Niska temperatura okoline može povećati toplinske gubitke, posebno kod kokila s većom površinom izloženom zraku, dok visoke temperature mogu usporiti hlađenje i produžiti vrijeme skrućivanja. Optimalni uvjeti uključuju stabilno održavanje temperature i vlažnosti prostora, čime se smanjuje rizik od neželjenih fluktuacija u kvaliteti odljevka [2].

Priprema taline

Nečistoće u talini, poput oksida, sulfida i drugih nemetalnih uključaka te plinovi, mogu negativno utjecati na homogenost materijala i uzrokovati lokalne pogreške u odljevku. Troska se strojno ili ručno skida s površine taline prije lijevanja, te ako je potrebno može se dodatno filtrirati. Otopljeni vodik i drugi plinovi u talini uklanjaju se najčešće metodama vakuumske otplinjavanja ili otplinjavanjem inertnim plinom, najčešće argonom, čime se smanjuje poroznost i poboljšava kvaliteta odljevka [1,2,138].

4. NUMERIČKE SIMULACIJE U TEHNOLOGIJI LIJEVANJA

Numeričke simulacije lijevanja započinju izradom matematičkih modela koji predstavljaju fizikalne pojave i procesne sustave u lijevanju. Ovi modeli omogućuju numeričku aproksimaciju ponašanja sustava, precizno definirajući kako različite varijable ovise jedna o drugoj i kako se mijenjaju u prostoru i vremenu [139,140].

Nakon što su matematički modeli definirani, sljedeći korak je diskretizacija. Ovaj proces transformira kontinuirane matematičke modele u oblik koji se može obraditi na računalu. To obično uključuje podjelu prostora i vremena na male diskretne elemente ili korake. Odabir odgovarajuće prostorne i vremenske rezolucije ključan je za točnu simulaciju jer utječe na preciznost i računalne resurse potrebne za izračune. Diskretizirani matematički modeli rješavaju se računalnom metodom numeričkih algoritama. Postoji mnogo različitih algoritama, a odabir ovisi o prirodi problema. Primjerice, konačne razlike koriste se za rješavanje diferencijalnih jednadžbi diskretiziranih u vremenu, dok se metoda konačnih elemenata primjenjuje za analizu strukturnih problema. Ovi algoritmi omogućuju računalima da numerički aproksimiraju rješenja matematičkih modela [141,142].

U numeričkim simulacijama potrebno je definirati inicijalne i rubne uvjete. Inicijalni uvjeti definiraju početno stanje sustava ili procesa u trenutku početka simulacije, dok rubni uvjeti postavljaju ograničenja na granicama prostora u kojem se simulacija provodi. Pravilno postavljeni inicijalni i rubni uvjeti ključni su za postizanje realističnih simulacijskih rezultata, a njihova točna definicija je od suštinskog značaja za simuliranje stvarnih situacija [143].

Za simulaciju lijevanja korišten je program ProCAST, poznat po svojoj pouzdanosti i učinkovitosti, koji omogućuje detaljnu analizu procesa lijevanja. Program omogućuje inženjerima praćenje dinamike punjenja kokile, skrućivanja metala i praćenje raspodjele temperature u svim fazama hlađenja materijala, čime se mogu identificirati potencijalni nedostaci, optimizirati procesi i poboljšati kvaliteta konačnog odljevka [144,145].

4.1. Matematičke formule u pozadini programa *ProCAST*

ProCAST program modelira složene fizikalne procese lijevanja metala pomoću numeričke simulacije. Matematički modeli i fizikalni zakoni u temeljima programa omogućuju stvaranje virtualnog prikaza procesa lijevanja, olakšavajući analizu dinamičkih (tečenje, protok i turbulencije taline) i toplinskih (raspodjela temperature i prijenos topline) pojava. Matematički model unutar ProCAST-a opisan je osnovnim jednadžbama dinamike fluida, koje uključuju zakon očuvanja mase, energije i količine gibanja [146].

1) Energetska jednadžba (zakon očuvanja energije):

Prijenos topline u sustavima lijevanja opisuje se energetsom jednadžbom, koja je temeljna za razumijevanje i modeliranje toplinskih procesa. U slučaju promjenjivog nelinearnog prijenosa topline, jednadžba se zapisuje kao (4.1) [146]:

$$\rho \frac{\partial H}{\partial T} \frac{\partial T}{\partial t} - \nabla[k \nabla T] - q(x) = 0 \quad (4.1)$$

Ovdje simbol ∇ označava gradijent u kartesijanskom koordinatnom sustavu, definiran kao (4.2):

$$\nabla = \frac{\partial}{\partial x} + \frac{\partial}{\partial y} + \frac{\partial}{\partial z} \quad (4.2)$$

gdje:

T	-	vektor temperatura
t	-	vrijeme
$q(x)$	-	prostorno varijabilan izvor topline
ρ	-	gustoća (konstanta ili ovisna o temperaturi)
k	-	toplinska provodljivost (konstantna ili ovisna o temperaturi)

H - entalpija kao funkcija temperature (obuhvaća učinke specifične i latentne topline).

Entalpija kao funkcija temperature ima sljedeći matematički zapis (4.3):

$$H(T) = \int_0^T c_p dT + L_T[1 - f_s(T)] \quad (4.3)$$

gdje:

c_p - specifični toplinski kapacitet

L_T - latentna toplina

f_s - maseni udio krute faze u materijalu.

Kada je u sustavu prisutno turbulentno strujanje, jednadžba prijenosa topline poprima sljedeći oblik (4.4):

$$\rho \frac{\partial H}{\partial t} + \rho u_i \frac{\partial H}{\partial x_i} - \nabla \left[\left(k + \frac{\mu_T}{\sigma_T} \right) \nabla T \right] - q = 0 \quad (4.4)$$

gdje:

μ_T - turbulentna (vrtložna) viskoznost

σ_T - Prandtlov broj za turbulenciju.

2) Jednadžba kontinuiteta (zakon očuvanja mase):

Jednadžba kontinuiteta, poznata i kao zakon očuvanja mase, opisuje uvjet očuvanja mase unutar sustava fluida. Ova jednadžba obuhvaća vremenske promjene gustoće fluida te konvektivni prijenos mase uzrokovan njegovim gibanjem. U svojem općem obliku, jednadžba se zapisuje kao (4.5) [146]:

$$\frac{\partial \rho}{\partial t} + \frac{\partial(\rho u_i)}{\partial x_i} = 0 \quad (4.5)$$

gdje je:

u_i - komponente vektora brzine.

3) Jednadžba količine gibanja (zakon očuvanja količine gibanja)

Jednadžba količine gibanja opisuje gibanje fluida pod djelovanjem različitih sila, uključujući tlak, viskozna naprezanja i gravitaciju. Ova jednadžba, izražena u obliku Navier – Stokesove jednadžbe, zapisuje se kao (4.6) [146]:

$$\frac{\partial(\rho u_i)}{\partial t} + \frac{\partial}{\partial x_j} (u_j \rho u_i + p \delta_{ij} - \sigma_{ij}) = \rho g_i \quad (4.6)$$

gdje je:

δ_{ij} - kroneckerova delta

p - tlak

g_i - ubrzanje sile teže

σ_{ij} - Stokesov tenzor viskoznog naprezanja (uključuje približnu vrijednost Reynoldsovog naprezanja te uz pretpostavku da je ukupna viskoznost zanemariva).

Stokesov tenzor viskoznog naprezanja ima sljedeći matematički zapis (4.7):

$$\sigma_{ij} = \mu_L \left(\frac{\partial u_i}{\partial x_j} + \frac{\partial u_j}{\partial x_i} \right) - \frac{2}{3} \mu_L \frac{\partial u_k}{\partial x_k} \delta_{ij} + \mu_T \frac{\partial u_i}{\partial x_j} \quad (4.7)$$

gdje je:

μ_L - dinamična (laminarna) viskoznost fluida.

Za pojednostavljenje Navier-Stokesovih jednadžbi, koristi se jednadžba kontinuiteta kako bi se eliminirali članovi povezani s promjenama gustoće fluida. Time se osigurava primjena jednadžbi na nestlačive fluide, što omogućuje jasniji prikaz odnosa između brzine fluida, tlaka, viskoznih naprezanja i vanjskih sila. Pojednostavljena jednadžba glasi (4.8):

$$\rho \frac{\partial u_i}{\partial t} + \rho u_j \frac{\partial u_i}{\partial x_j} + \frac{\partial}{\partial x_j} (p \delta_{ij} - \sigma_{ij}) = \rho g_i \quad (4.8)$$

Pretpostavljajući da su prostorne derivacije viskoznosti male i da je fluid nestlačljiv, mnogi članovi u tenzoru viskoznih naprezanja mogu se zanemariti. Unatoč tome, u standardnu jednadžbu količine gibanja dodan je novi član kako bi se simulirao učinak strujanja u kašastim regijama i kako bi se brzine dovele na nulu kada je materijal potpuno krut. Ovim postupkom dolazimo do konačne jednadžbe količine gibanja koja se koristi u programu ProCAST (4.9):

$$\rho \frac{\partial u_i}{\partial t} + \rho u_j \frac{\partial u_i}{\partial x_j} + \frac{\partial}{\partial x_j} \left(p \delta_{ij} (\mu + \mu_T) \frac{\partial u_i}{\partial x_j} \right) = \rho g_i - \frac{\mu}{K} u_i \quad (4.9)$$

gdje je:

K - permeabilnost medija (Darcyev koeficijent).

Permeabilnost medija se izračunava primjenom Kozeny – Carmanove jednadžbe (4.10) i (4.11):

$$K = \frac{f_l^3}{5M_s^2(1 - f_l)^2} \quad (4.10)$$

$$M_s = \frac{6\lambda_p}{D_p} \quad (4.11)$$

gdje su:

- f_l - maseni udio tekuće faze u materijalu
- M_s - omjer površine dendrita prema volumenu krute faze
- λ_p - faktor oblika dendrita
- D_p - prosječni promjer dendrita.

Uz pretpostavku da su dendriti konusnog oblika s prosječnim promjerom od 100 μm , dobiva se specifična površina $M_s = 600 \text{ cm}^2$, što omogućuje preciznu procjenu permeabilnosti medija (tekuće faze) [146].

Za opis složenih ponašanja strujanja fluida na visokim Reynoldsovim brojevima korišten je $\kappa - \varepsilon$ model turbulencije. Ovaj model omogućuje analizu turbulentnih procesa kroz praćenje kinetičke energije turbulencije (κ) i njezine disipacije (ε), pružajući precizne uvide u dinamiku fluida. Posebno je važan u procesima poput CL, gdje se intenzitet i disipacija turbulencije direktno odražavaju na prijenos topline i skrućivanje legure.

Kinetička energija turbulencije mjeri intenzitet turbulentnih vrtložnih gibanja unutar fluida i predstavlja značajan parametar u modeliranju turbulencije. Ova energija opisuje koliko energije turbulentna kretanja unose u sustav te kako se ta energija raspodjeljuje među različitim skalama vrtložnih struktura. Jednadžba očuvanja kinetičke energije turbulencije prikazuje procese generiranja, prijenosa i akumulacije energije unutar fluida, što je važno za razumijevanje dinamičkog ponašanja sustava. Matematički zapis ove jednadžbe je (4.12):

$$\frac{\partial(\rho\kappa)}{\partial t} + u_j \frac{\partial(\rho\kappa)}{\partial x_j} - \frac{\partial}{\partial x_j} \left(\frac{\mu_T}{\sigma_\kappa} \frac{\partial \kappa}{\partial x_j} \right) - \mu_T G_T - \rho \varepsilon \quad (4.12)$$

Veličina κ , koja predstavlja kinetičku energiju turbulencije, računa se prema sljedećem izrazu (4.13):

$$\kappa = \frac{1}{2}(u^2 + v^2 + w^2) \quad (4.13)$$

gdje je:

- u, v, w - komponente brzina koje se mijenjaju s vremenom u turbulentnom strujanju
- σ_κ - Prandtlov broj za kinetičku energiju turbulencije
- ε - disipacija kinetičke energije turbulencije
- G_T - brzina stvaranja turbulencije zbog gradijenta brzine.

Brzina stvaranja turbulencije definira se sljedećim izrazom (4.14):

$$G_T = \left(\frac{\partial u_i}{\partial x_j} + \frac{\partial u_j}{\partial x_i} \right) \frac{\partial u_i}{\partial x_j} \quad (4.14)$$

Disipacija opisuje brzinu kojom se energija vrtložnih struktura gubi zbog viskoznih efekata i pretvara u toplinu. U CL, disipacija je posebno izražena u regijama blizu stijenke kokile, gdje intenzivna vrtložna gibanja uzrokuju ubrzani prijenos topline i raspodjelu mase, što direktno utječe na uvjete skrućivanja i mikrostrukturu odljevka. Jednadžba očuvanja disipacije kinetičke energije izražava kako se disipacija stvara, prenosi i rasipa unutar sustava, a njezin matematički zapis glasi (4.15):

$$\frac{\partial(\rho\varepsilon)}{\partial t} + u_j \frac{\partial(\rho\varepsilon)}{\partial x_j} - \frac{\partial}{\partial x_j} \left(\frac{\mu_T}{\sigma_\varepsilon} \frac{\partial \varepsilon}{\partial x_j} \right) - \frac{\varepsilon}{\kappa} (C_1 \mu_T G_T - C_2 \rho \varepsilon) \quad (4.15)$$

gdje je:

- σ_ε - Prandtlov broj za disipaciju kinetičke energije turbulencije.

Turbulentna (vrtložna) viskoznost (μ_T) opisuje dodatni otpor unutar fluida uzrokovan turbulentnim kretanjima. Kroz turbulentnu viskoznost povezuju se kinetička energija turbulencije i njezina disipacija, čime se opisuje intenzitet turbulencije i brzina kojom se energija prenosi kroz fluid. Matematički izraz za izračun turbulentne viskoznosti definiran je kao (4.16):

$$\mu_T = \frac{C_\mu \rho \kappa^2}{\varepsilon} \quad (4.16)$$

Konstante gornjih koeficijenata nalaze se u Tablica 4.1:

Tablica 4.1 Konstante korištene u standardnom $\kappa - \varepsilon$ modelu turbulencije

σ_κ	σ_ε	C_1	C_2	C_μ
1,0	1,3	1,44	1,92	0,09

Gdje je:

- C_1 - bezdimenzijska konstanta u članu ε , povezana sa stvaranjem turbulencije
- C_2 - bezdimenzijska konstanta u članu ε , povezana s rasipanjem turbulencije
- C_μ - bezdimenzijska konstanta u izrazu za turbulentnu viskoznost.

Prilikom provođenja simulacije skrućivanja u programu ProCAST potrebno je precizno modelirati nekoliko parametara koji izravno utječu na pouzdanost i točnost rezultata. Termodinamički modeli moraju točno simulirati oslobađanje latentne topline i promjene gustoće materijala tijekom prijelaza iz tekućeg u kruto stanje. Kinetika skrućivanja, uključujući procese nukleacije i rasta kristala je važna za predviđanje mikrostrukture konačnog odljevka. Prijenos topline, koji obuhvaća kondukciju, konvekciju i radijaciju, mora biti precizno modeliran, uz poseban naglasak na definiranje graničnih uvjeta između kokile i rastaljenog metala, dok svojstva materijala (specifični toplinski kapacitet i viskoznost), variraju s temperaturom te je potreban točan iznos njihovih vrijednosti u što više točaka. Toplinska razvnoteža na razini zrna opisana je sljedećom jednadžbom (4.17) [146]:

$$\left(\rho c_p \frac{dT}{dt} - \rho L_T \frac{df_s}{dt} \right) \cdot \frac{4}{3} \pi \cdot r_I^3 = Q_{ext} \cdot 4\pi r_I^2 \quad (4.17)$$

gdje je:

- r_l - radijus zrna
 Q_{ext} - vanjski toplinski tok zrna koje se skrućuje.

Proces skrućivanja materijala evoluira prema Johnson – Mehl aproksimaciji, što uzima u obzir postupno formiranje zrna krutog materijala unutar tekućeg metala. Ovaj proces ključan je za razumijevanje mikrostrukture i mehaničkih svojstava konačnog proizvoda. Dodatno, faktor $(1 - f_s)$ korigira učinak sudaranja zrna, što prikazuje kako se zrna međusobno ograničavaju i rastu prema kraju skrućivanja. Promjena udjela krute faze tijekom vremena opisana je sljedećom jednačinom (4.18) [146]:

$$\frac{\partial f_s}{\partial t} = (1 - f_s) \cdot 4\pi \cdot r_e^2 N \frac{dr_e}{dt} \quad (4.18)$$

gdje je

- r_e - radijus eutektičkog zrna
 N - broj nukleacijskih mjesta.

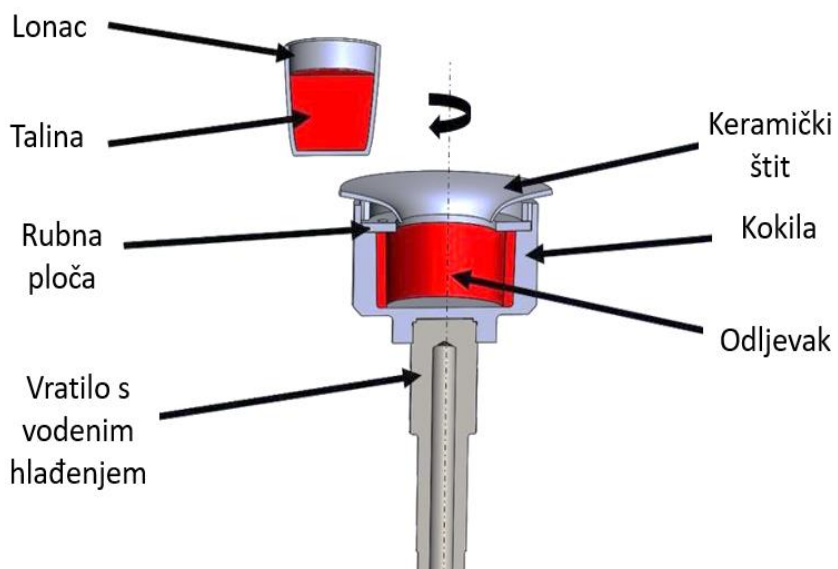
5. RAČUNALNI EKSPERIMENT

Računalni eksperiment je postupak provođenja simulacija ili matematičkih analiza pomoću računalnih modela s ciljem proučavanja složenih sustava i procesa. Koristi se kada su stvarni eksperimenti skupi, vremenski zahtjevni ili tehnički neizvedivi, omogućujući detaljno ispitivanje različitih scenarija uz značajnu uštedu resursa. Prednosti uključuju brzinu izvođenja, fleksibilnost u promjeni ulaznih parametara te mogućnost analize uvjeta koji bi u stvarnim okolnostima bili teško ostvarivi. Za razliku od klasičnih laboratorijskih eksperimenata, računalni eksperimenti nemaju ponovljivost u smislu varijabilnosti rezultata, budući da će isti ulazni podaci, zbog determinističke prirode numeričkih metoda, uvijek dovesti do identičnog ishoda. Time se osigurava visoka preciznost, ali se isključuje utjecaj slučajnih pogrešaka koje su uobičajene kod fizičkih mjerenja [147–149].

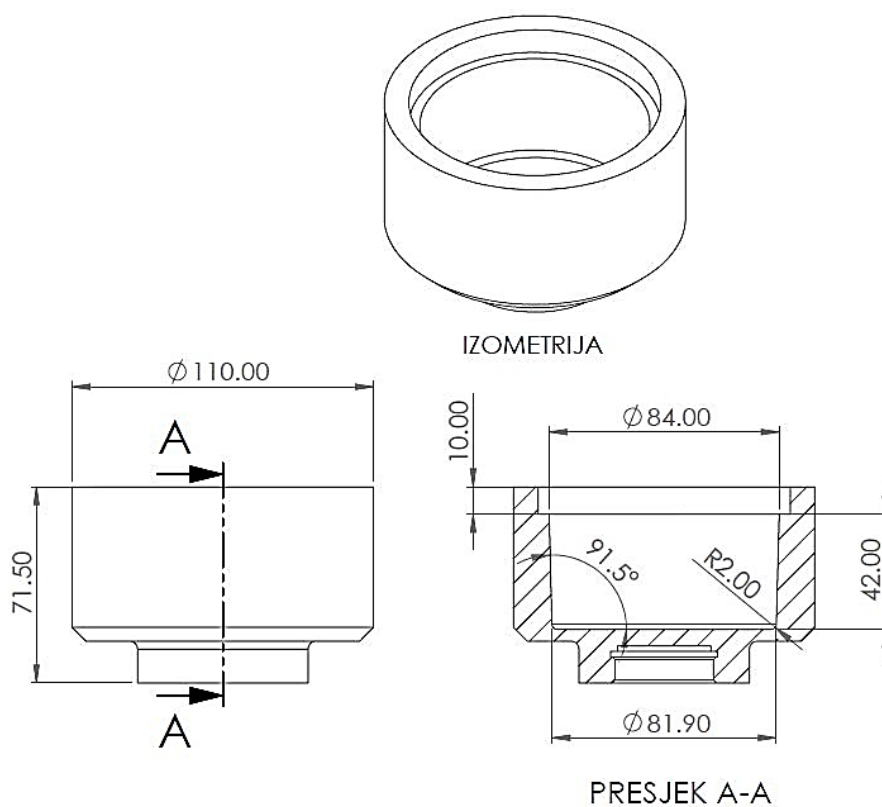
Računalni eksperiment u ovom istraživanju izvođen je prema plošno centriranom centralno kompozitnom planu pokusa (CCF), koji omogućuje učinkovito modeliranje i analizu utjecaja varijabli, čime se optimizira proces.

5.1. Izrada računalne simulacije u programu *ProCAST*

Računalna simulacija provedena je korištenjem programa ProCAST, specijaliziranog za simulaciju procesa lijevanja. Geometrijski modeli korišteni u simulaciji oblikovani su pomoću programa za oblikovanje s pomoću računala (eng. *Computer Aided Design*, CAD), a zatim spremljeni u standardiziranom formatu datoteke .IGES radi kompatibilnosti s ProCAST – om. Za modeliranje kokile i ostalih pripadajućih dijelova upotrijebljen je program SolidWorks, čime je osigurana preciznost u dizajnu. Prikaz dijelova kokile, zajedno s dodatnim komponentama, ilustriran je na Slika 5.1. Kokila je izrađena iz alatnog čelika za topli rad EN 1.2343 (AISI H11), dok su njezine dimenzije prikazane na Slika 5.2. Keramički štiti sprječava rasprskavanje taline tijekom lijevanja po gornjem dijelu kokile, dok rubna ploča ograničava visinu odljevka i definira njegovu krajnju geometriju.

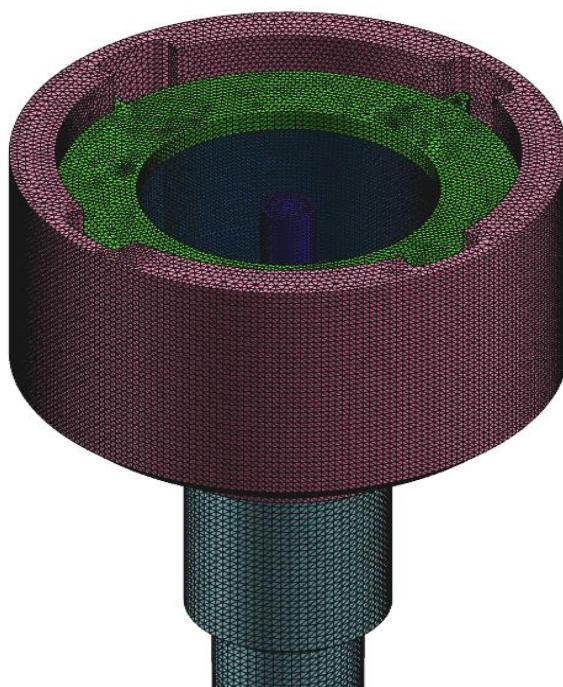


Slika 5.1 Shematski prikaz procesa lijevanja taline u rotirajuću kokilu



Slika 5.2 Radionički crtež kokile s nominalnim dimenzijama

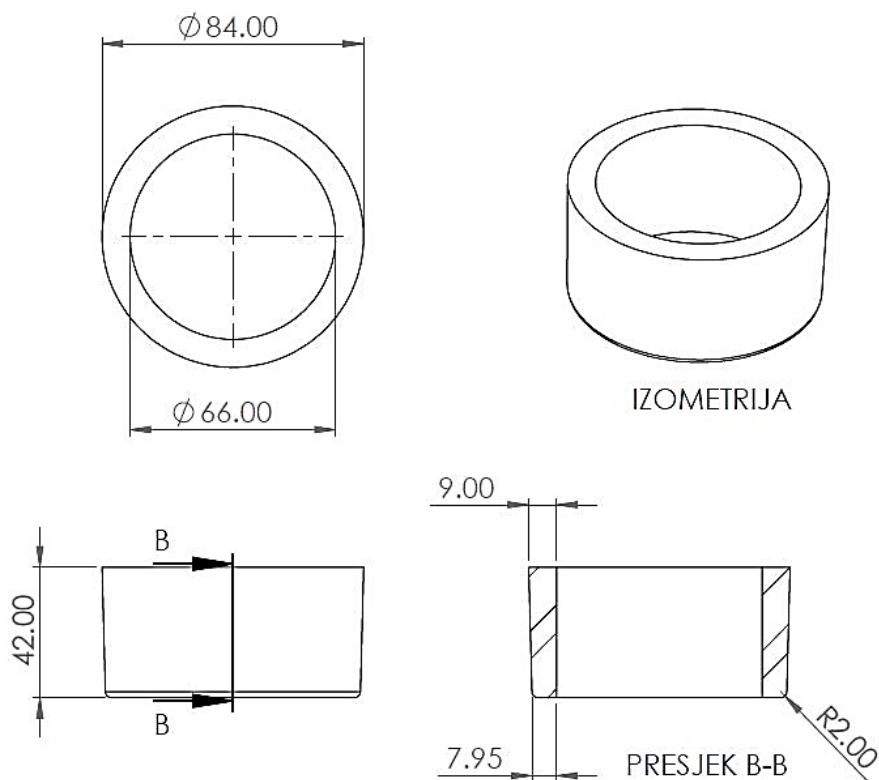
Prilikom unosa modela u program ProCAST, prvi korak uključivao je generiranje 2D mreže, nakon čega je izrađena 3D volumenska mreža u obliku tetraedarskih elemenata. Ukupan broj elemenata značajno utječe na trajanje simulacije, stoga je važno pažljivo odrediti gustoću mreže kako bi se postigao balans između točnosti rezultata i vremena izvođenja simulacije. Gušća mreža omogućuje preciznije rezultate, te je u kontekstu simulacije lijevanja, posebno koncentrirana unutar metalne kalupne šupljine, odnosno na kritičnim područjima gdje se formira odljevak. Prikaz raspodjele gustoće mreže može se vidjeti na Slika 5.3.



Slika 5.3 Raspodjela gustoće mreže izmodelirano u programu ProCAST

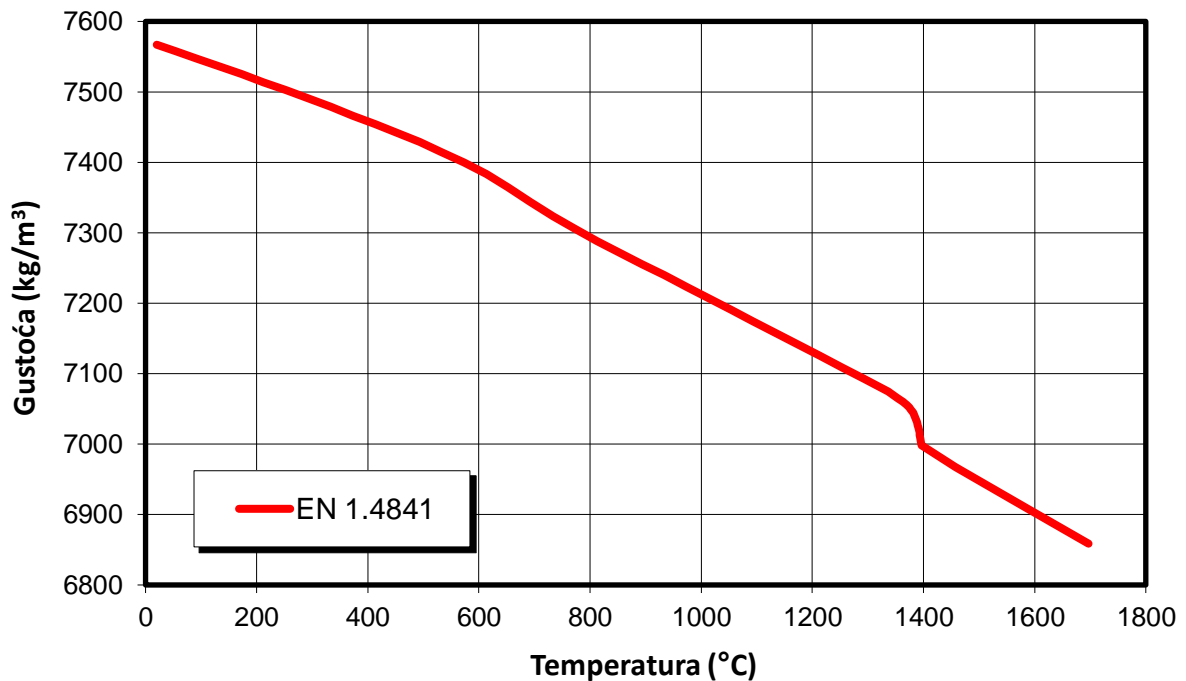
U sljedećem koraku bili su definirani parametri VCL, koji su uneseni u simulacijski program ProCAST. Njihove vrijednosti određene su kombinacijom analitičkih izračuna i numeričkih simulacija koje modeliraju stvarni proces, dok su pojedini parametri utvrđeni na temelju preporuka stručnjaka iz područja ljevarstva te podataka iz relevantne ljevačke literature.

Priprema kokile započela je predgrijavanjem na zadanu temperaturu u rasponu od 240 – 360 °C, pri čemu vrijeme predgrijavanja, koje omogućuje da kokila dostigne ciljanu temperaturu, iznosi 210 sekundi. Nakon toga predgrijavanje se zaustavilo te je krenulo lijevanje taline. Tijekom predgrijavanja te kasnije lijevanja i skrućivanja, dno kokile se hladilo cirkulacijom hladne vode konstantne temperature od 15 °C kroz vratilo izrađeno od materijala EN 1.4507 (UNS S32760). Funkcija vodenog hlađenja je uklanjanje topline sa dna kokile koje je najviše toplinski opterećeno prilikom lijevanja taline. Prije lijevanja nanesen je premaz na bazi vode *Spuncote 10 C*. Funkcija premaza je smanjenje toplinskog šoka prilikom dodira taline i kokile, čime se smanjuje mogućnost pojave mikrostrukturnih naprezanja u kokili te pukotina ili deformacija na odljevku. Premaz također djeluje kao zaštitni sloj koji sprječava direktni kontakt između taline i materijala kokile, čime se produžava vijek trajanja kokile. Uz to, poboljšava protok taline tijekom lijevanja, omogućuje ravnomjernije skrućivanje i smanjuje rizik od naljepljivanja odljevka na stijenke kokile. Debljina premaza na donjoj stijenci kokile iznosila je 300 µm, dok je na bočnim stijenkama iznosila 100 µm. Razlog tomu bio je što je talina prvo pala okomito na donju površinu kokile gdje se javio najintenzivniji toplinski i mehanički utjecaj. Utjecajem centrifugalne sile, talina se potom ravnomjerno rasporedila na bočne stijenke kokile. Centrifugalna sila nastaje rotacijom kokile, pri čemu se s povećanjem broja okretaja povećava i njezin iznos. Optimalni broj okretaja kokile određen je analitičkim putem prema izrazu (3.14). Masa taline od 0,67 kg, određena prema stvarnom sirovcu materijala EN 1.4841, uz poznata fizikalna svojstva materijala i dimenzije kokile, iskorištena je za određivanje konačnih dimenzija odljevka, uključujući i debljinu stijenke. Konačne dimenzije odljevka prikazane su na Slika 5.4. Temperatura lijevanja je postavljena iznad likvidus temperature kako bi talina sa sigurnošću popunila kokilu prije procesa skrućivanja, Tablica 5.2. Iako je talina rastaljena u vakuumu od 4 mbar – a, likvidus temperatura blago je smanjena, no to smanjenje je zanemarivo.



Slika 5.4 Radionički crtež odljevka s nominalnim dimenzijama

Budući da se tijekom hlađenja taline temperatura postupno smanjuje, dolazi do promjene gustoće čelika EN 1.4841, što izravno utječe na tlak koji talina ostvaruje na stijenku kokile. Na Slika 5.5 prikazana je promjena gustoće čelika EN 1.4841 u ovisnosti o temperaturi. Iz podataka je vidljivo da se u području tekuće faze gustoća smanjuje približno linearno s porastom temperature, zbog čega se može primijeniti linearni izraz za određivanje koeficijenta toplinskog širenja. Tijekom same faze skrućivanja gustoća ostaje približno konstantna, dok se nakon prelaska u kruto stanje nastavlja smanjivati gotovo jednakim intenzitetom sve do sobne temperature.



Slika 5.5 Dijagram promjene gustoće ANČ EN 1.4841 u ovisnosti o temperaturi, izvučeno iz simulacija provedenih u programu ProCAST

Na temelju poznatih vrijednosti gustoće pri dvjema različitim temperaturama, aproksimiran je koeficijent volumnog toplinskog širenja (*eng. volumetric thermal expansion coefficient, α_V*), koji opisuje relativnu promjenu volumena s porastom temperature. Odabrane su temperature pri kojima je materijal još uvijek u tekućem stanju kako bi se obuhvatio temperaturni interval unutar kojeg promjena volumena taline utječe na tlak taline na stijenkku kokile. Izračun koeficijenta α_V prikazan je izrazom (5.1) [150]:

$$\alpha_V = \frac{1}{V} \cdot \left(\frac{\partial V}{\partial T} \right)_p \quad (5.1)$$

Budući da je volumen obrnuto proporcionalan gustoći ($V = \frac{m}{\rho}$), te aproksimacijom diferencijalnog izraza pri konstantnom tlaku, dobiva se (5.2):

$$\alpha_V \approx \frac{\rho_1 - \rho_2}{\rho_1 \cdot (T_2 - T_1)} \approx \frac{7074 - 6967}{7074 \cdot (1723 - 1603)} \approx 1,26 \cdot 10^{-4} \text{ K}^{-1} \quad (5.2)$$

Promjena gustoće s temperaturom utječe na intenzitet tlaka taline uzrokovan centrifugalnom silom tijekom rotacije kokile. Kako se talina hladi, njezina gustoća raste, što povećava tlak na stijenkku kokile. Budući da je gustoća funkcija temperature, $\rho(T)$ se pri konstantnom tlaku može aproksimirati kao (5.3) [151]:

$$\rho(T) \approx \frac{\rho_0}{1 + \alpha_V \cdot (T - T_0)} \quad (5.3)$$

pri čemu je T trenutna temperatura taline, T_0 referentna temperatura pri kojoj je poznata gustoća ρ_0 . Na temelju funkcije gustoće $\rho(T)$, radijalna raspodjela tlaka taline u rotirajućoj kokili, uz pretpostavku rotacije taline kao krutog tijela i zanemarivanja promjene tlaka s visinom, može se izraziti relacijom (5.4) [152]:

$$p(r) \approx p_0 + \frac{\rho(T) \cdot \omega^2 \cdot (r^2 - r_0^2)}{2} \quad (5.4)$$

pri čemu je p_0 referentni tlak na slobodnoj površini taline, ω kutna brzina rotacije kokile, a r udaljenost od osi rotacije, a r_0 radijalna udaljenost slobodne površine taline od osi rotacije. Izrazi (5.1) – (5.4) koriste se za procjenu kako promjena volumena i gustoće taline tijekom hlađenja utječu na iznos tlaka taline na stijenkku kokile. Osim toga, ovi izrazi služe i za provjeru odabira materijala kokile te konstrukcije same kokile, kako bi se osiguralo da tlak taline ne premaši dopuštene vrijednosti, čime se sprječavaju oštećenja ili deformacije kokile tijekom CL. Uvrštavanjem promjera korištene kokile od 84 mm, gustoće taline čelika EN 1.4841 pri temperaturi od 1400 °C te brzine vrtnje kokile od 1800 min⁻¹ u jednadžbu (5.4), izračunat je radijalni tlak taline na stijenkku kokile, koji je iznosio približno 0,22 MPa. Dobivena vrijednost bila je značajno ispod granice tečenja materijala kokile izrađene od alatnog čelika AISI H11 (≈1480 MPa), što je značilo da tijekom procesa centrifugalnog lijevanja nije postojao rizik od oštećenja ili trajne deformacije kokile uzrokovane tlakom taline.

Prijenos topline je važan parametar kod definiranja učinkovitosti odvođenja topline i temperaturne stabilnosti tijekom procesa lijevanja. Tablica 5.1 prikazuje vrijednosti koeficijenta prolaska topline (eng. *Heat Transfer Coefficient*, h_c) između različitih dodirnih površina tijekom procesa CL.

Tablica 5.1 Koeficijent prolaska topline (h_c) različitih dodirnih površina

Površine u dodru	h_c [$\text{W}/\text{m}^2\text{K}$]
kokila / rubna ploča	900
kokila / vratilo	900
talina / kokila	2000
talina / rubna ploča	2000

Prijenos topline bio je najintenzivniji u dodiru taline s kokilom ($2000 \text{ W}/\text{m}^2\text{K}$), što omogućuje brzo skrućivanje odljevka. Usporedno, prijenos topline kroz krute elemente unutar sustava bio je znatno sporiji ($900 \text{ W}/\text{m}^2\text{K}$), što je dovelo do akumulacije topline u kokili i potencijalno utjecalo na toplinsku stabilnost tijekom ponovljenih ciklusa lijevanja.

Sljedeći važan parametar za unos bila je brzina taline. Tijekom zakretanja lonca slobodna površina taline prati lijevi brid lonca te se zakretanjem smanjuje iznos visine. Veza između kuta nagiba i kutne brzine proizlazi iz jednadžbe rotacijskog gibanja, gdje je kutna brzina definirana kao prva derivacija kuta nagiba u odnosu na vrijeme (5.5):

$$\omega(t) = \frac{d\varphi}{dt} \quad (5.5)$$

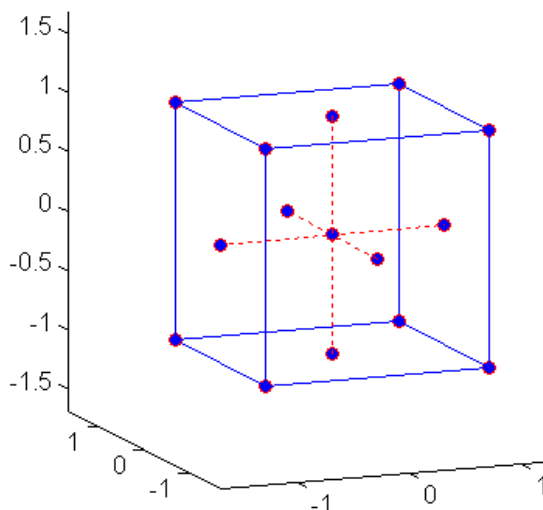
Početni kut izlivanja taline određen je na temelju geometrije lonca modelirane u programu SolidWorks, pri čemu je lonac koji je pričvršćen za zakretni mehanizam, rotiran oko osi koja prolazi težištem lonca. Utvrđeno je da talina počinje istjecati pri kutu od približno $\varphi \approx 41^\circ$. Iz očitanih podataka iz dijagrama operativnog radnog režima zakretanja lonca (prilog 1.), utvrđeno je

da stroju treba 0,46 s da nagib lonca prijeđe iz početnog kuta $\varphi \approx 41^\circ$ do kuta $\varphi \approx 91^\circ$, pri kojem se pretpostavlja da je sva talina napustila lonac. Vrijeme 0,5 s uzeto je kao parametar vremena lijevanja i korišteno kao ulazni parametar u simulacijama. Pod pretpostavkom stacionarnog strujanja bez viskoznih sila te da je lonac beskonačno veliki spremnik kojemu se visina slobodne površine mijenja u vremenu, analitičkim putem moguće je dobiti brzinu taline prilikom ulaska u rotirajuću kokilu u svakom trenutku nagiba lonca, čija je aproksimacija korištena kao ulazni parametar u numeričkim simulacijama, a matematičko određivanje brzine taline prikazano je u prilogu 2.

5.2. Plošno centrirani centralno kompozitni plan pokusa

Plošno centrirani centralno kompozitni plan pokusa (*eng. Face centred composite design, CCF*) predstavlja varijantu centralno kompozitnog plana koji se koristi za optimizaciju složenih procesa i temelji se na uvjetu ($\alpha_f = 1$). U ovom kontekstu, α_f označava bezdimenzijski faktor koji određuje udaljenost aksijalnih točaka od središnje točke u CCF planu. Za razliku od standardnog centralno kompozitnog plana (*eng. Central Composite Design, CCD*), u CCF planu aksijalne točke nisu smještene na istoj udaljenosti od središnje točke kao vršne točke. Umjesto toga, ove aksijalne točke premještaju se prema sredini stranica kocke (ako imamo dva faktora) ili ploha (ako imamo tri ili više faktora) [153,154]. Ovaj raspored omogućuje fleksibilnije istraživanje utjecaja parametara, bez potrebe za simetrično raspoređenim aksijalnim točkama. Karakteristika ovog plana pokusa je da nije rotabilan, što znači da raspodjela procijenjene varijance nije ujednačena u svim točkama koje su jednako udaljene od centra. Upotrebljava se kada standardne aksijalne točke na udaljenostima $\pm\sqrt{k_i}$ (gdje k_i označuje broj faktora u planu pokusa), nisu izvedive zbog tehnoloških ograničenja; tada se aksijalne točke postavljaju na ± 1 u normaliziranim koordinatama, što odgovara uvjetu ($\alpha_f = 1$) [155]. Na Slika 5.6 prikazana je distribucija procijenjene varijance za plošno centrirani centralno kompozitni plan pokusa (CCF) [156]. Plan sadrži ukupno 15 točaka, uključujući 8 faktorijalnih točaka smještenih na vrhovima kocke, koje predstavljaju donje i gornje razine faktora te 6 aksijalnih točaka postavljenih na sredinama ploha kocke, koje omogućuju

procjenu kvadratnih efekata. Središnja točka, smještena u centru kocke, koristi se za procjenu ponovljivosti i nelinearnosti modela.



Slika 5.6 Točke i raspored plošno centriranog centralno kompozitnog plana pokusa (CCF) [156]

5.3. Plan pokusa računalnog eksperimenta

U okviru računalnog eksperimenta izrađen je plošno centrirani centralno kompozitni plan pokusa (CCF). Plan pokusa uključuje tri ulazne varijable, a to su broj okretaja kokile, temperatura lijevanja i temperatura predgrijavanja kokile. Svaka od varijabli definirana je preko rubnih vrijednosti, čije su minimalne i maksimalne vrijednosti prikazane u Tablica 5.2.

Tablica 5.2 Rubne vrijednosti ulaznih varijabli u planu pokusa

Oznaka varijable	Ulazna varijabla	Mjerna jedinica	Niža vrijednost	Viša vrijednost
<i>A</i>	Broj okretaja kokile	min ⁻¹	1200	1800
<i>B</i>	Temperatura lijevanja	°C	1440	1520
<i>C</i>	Temperatura predgrijavanja kokile	°C	240	360

Plan pokusa generiran je u statističkom programu Design Expert. Ukupno je provedeno 15 pokusa, pri čemu je njihov redoslijed određen nasumičnim odabirom kako bi se smanjio utjecaj sistematskih pogrešaka i osigurala nepristranost rezultata. Plan pokusa prikazan je u Tablica 5.3, koja sadrži raspored kombinacija ulaznih varijabli prema eksperimentalnom dizajnu.

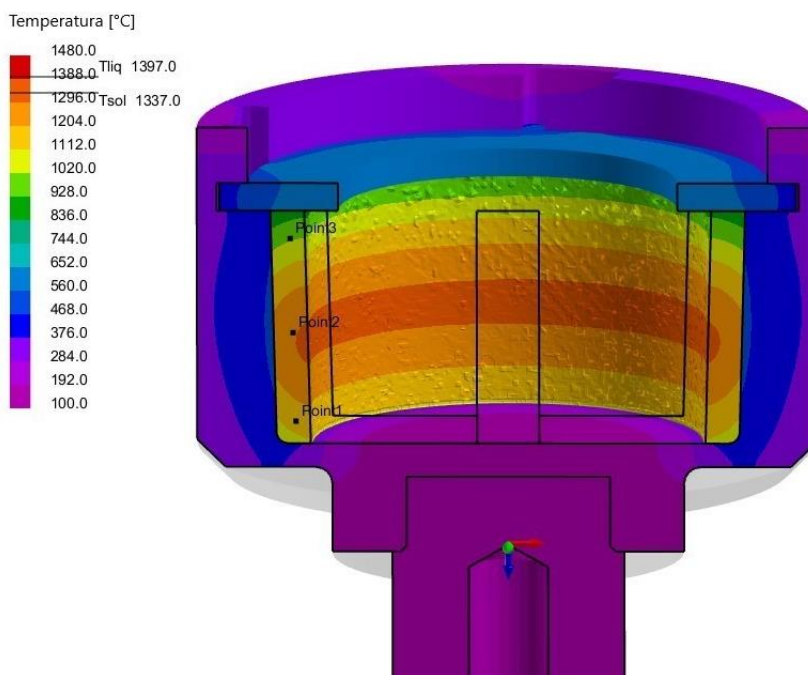
Tablica 5.3 Prikaz eksperimentalnog plana s kombinacijama ulaznih varijabli za 15 provedenih pokusa generiranih u programu *Design Expert*

Broj pokusa	Faktor A	Faktor B	Faktor C
	Broj okretaja kokile	Temperatura lijevanja	Temperatura predgrijavanja kokile
	okr/min	°C	°C
1	1200	1520	360
2	1200	1440	240
3	1800	1520	240
4	1800	1520	360
5	1200	1520	240
6	1500	1480	240
7	1500	1440	300
8	1500	1480	360
9	1500	1480	300
10	1200	1440	360
11	1800	1440	240
12	1500	1520	300
13	1800	1480	300
14	1200	1480	300
15	1800	1440	360

Na temelju generiranog plana provedene su numeričke simulacije radi analize utjecaja odabranih ulaznih varijabli na odzivne varijable. U istraživanju su kao odzivi praćeni vrijeme do dostizanja temperature solidusa (T_S) i razmak sekundarnih dendritnih grana (SDAS). Odzivi su određeni u tri karakteristične zone odljevka: gornjoj, srednjoj i donjoj, kako bi se analizirala raspodjela vrijednosti duž visine odljevka i uočile moguće razlike u procesu skrućivanja. Osim glavnih parametara, na odzive mogu utjecati i drugi parametri poput debljine premaza, brzine lijevanja, temperature okoline, temperature rashladne tekućine za hlađenje kokile te promjera taline. Međutim, njihov utjecaj u ovom istraživanju nije razmatran te su postavljeni kao konstante tijekom svih simulacija.

5.4. Rezultati (odzivi) plana pokusa računalnog eksperimenta

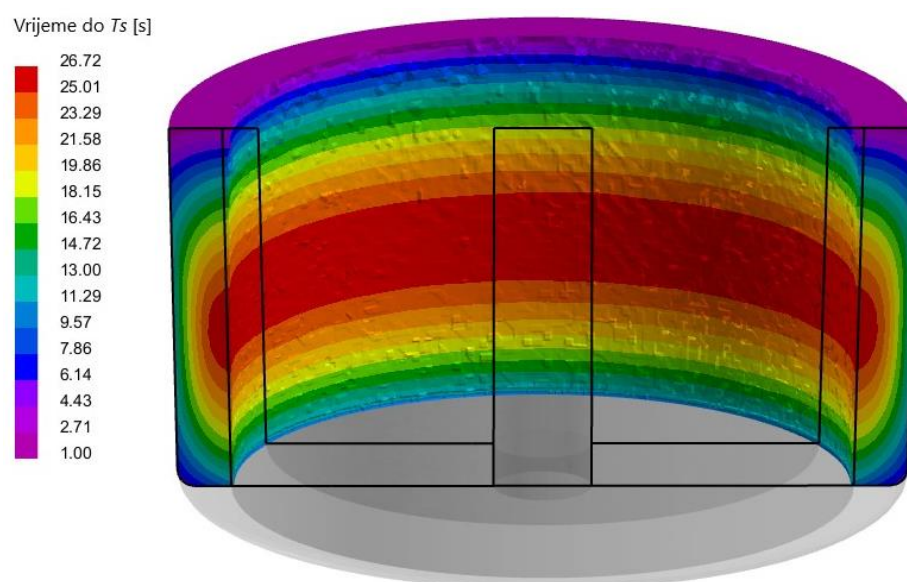
Za potrebe analize na odljevku su definirane tri mjerne točke smještene u gornjoj, srednjoj i donjoj zoni, koje su prikazane na Slika 5.7.



Slika 5.7 Položaj mjernih točaka definiranih u gornjoj, srednjoj i donjoj zoni odljevka

Vrijeme do solidus temperature

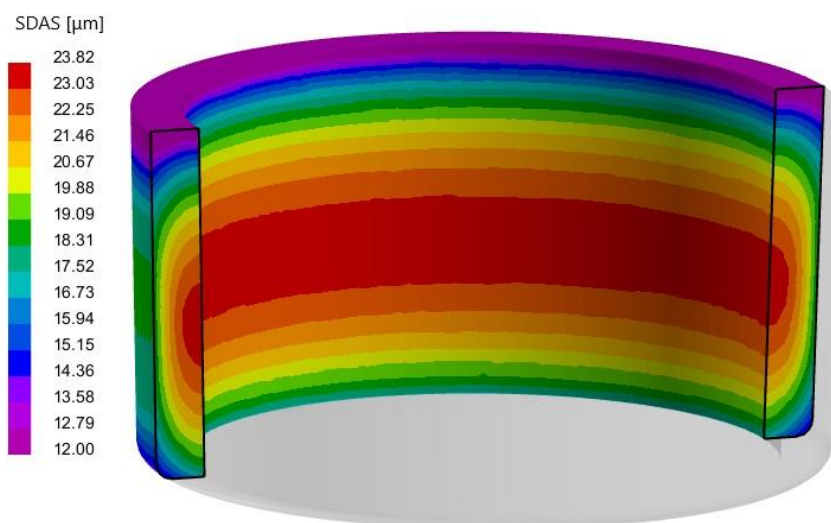
Odziv vrijeme do solidus temperature (T_S) označava ukupno vrijeme od trenutka lijevanja do potpunog prelaska u kruto stanje, odnosno solidus temperature. Dulje vrijeme do postizanja T_S temperature ukazuje na sporije hlađenje taline i dulje trajanje procesa skrućivanja, što može uzrokovati grublju mikrostrukturu [157]. Slika 5.8 prikazuje vrijeme do solidus temperature po presjeku odljevka za parametre u centru, stanje pokusa 9. Za svako stanje pokusa očitana su vremena do solidusa u tri mjerne točke.



Slika 5.8 Vrijeme do solidus temperature T_S po presjeku odljevka (pokus br. 9)

Razmak sekundarnih dendritnih grana (SDAS)

Sljedeći analizirani odziv je SDAS, koji pokazuje izravan utjecaj brzine hlađenja na mikrostrukturu. Manje vrijednosti SDAS ukazuju na brže hlađenje i sitniju strukturu zrna, dok veće vrijednosti upućuju na sporije hlađenje i grublja zrna. Budući da SDAS i veličina zrna međusobno koreliraju, analizom SDAS moguće je procijeniti utjecaj brzine hlađenja na mikrostrukturne karakteristike odljevka. Slika 5.9 prikazuje SDAS po presjeku odljevka za parametre u centru, stanje pokusa 9. Za svako stanje pokusa očitane su vrijednosti SDAS u gornjoj, srednjoj i donjoj zoni.



Slika 5.9 Razmak sekundarnih dendritnih grana SDAS po presjeku odljevka

Rezultati odziva vrijeme do postizanja solidus temperature (T_S) i SDAS, dobiveni numeričkim simulacijama za 15 stanja definiranih planom pokusa, pri čemu su vrijednosti određene za gornju, srednju i donju zonu odljevka, prikazani su u Tablica 5.4.

Tablica 5.4 Vrijeme do postizanja solidus temperature (T_S) i SDAS dobiveni numeričkim simulacijama za 15 stanja u gornjoj, srednjoj i donjoj zoni odljevka

	Vrijeme do T_S			SDAS		
	$t_{T_S,(g.)}$	$t_{T_S,(s.)}$	$t_{T_S,(d.)}$	$\lambda_{2,(g.)}$	$\lambda_{2,(s.)}$	$\lambda_{2,(d.)}$
	gornja	Srednja	donja	gornja	srednja	donja
	s	s	s	μm	μm	μm
1	11	27,5	16	18,73	23,78	20,41
2	8,7	21,5	12,1	17,8	22,15	19,25
3	10,1	25,3	14,8	18,43	23,26	20,04
4	11	27,7	16,1	18,78	23,87	20,48
5	10,1	25,1	14,8	18,39	23,18	19,98
6	9,2	23,2	13,5	18,13	22,73	19,66
7	8,8	22,1	12,5	17,9	22,33	19,38
8	10,1	25,7	14,7	18,46	23,31	20,08
9	9,7	24,6	14,1	18,31	23,03	19,88
10	9	22,9	12,8	18,08	22,63	19,6
11	8,5	21,1	12	17,77	22,09	19,21
12	10,6	26,6	15,5	18,59	23,53	20,24
13	9,8	24,5	14	18,32	23,06	19,9
14	9,8	24,5	14	18,27	22,97	19,84
15	9	23	13	18,1	22,67	19,62

5.5. Matematički modeli računalnog eksperimenta

Za vrednovanje kvalitete razvijenog regresijskog modela, koji opisuje utjecaj faktora broja okretaja kokile (A), temperature lijevanja (B) i temperature predgrijavanja kokile (C) na odzive, provedena je analiza varijance (ANOVA). ANOVA testira statističku značajnost modela provjeravajući jesu li predviđanja modela dovoljno pouzdana da se mogu razlikovati od slučajnog šuma. Dobivena vrijednost F – testa predstavlja pokazatelj statističke značajnosti modela, odnosno ukazuje na vjerojatnost da uočeni učinci proizlaze iz slučajne varijacije. Članovi s P – vrijednostima manjima od 0,0500 smatraju se statistički značajnima, dok se članovi s P – vrijednostima većima od 0,1000 smatraju neznačajnima te nisu uključeni u analizu. Kvaliteta regresijskog modela određuje se odgovarajućim statističkim pokazateljima: aritmetička sredina (\bar{X}), standardna devijacija (SD), koeficijent varijacije (*eng. Coefficient of Variation, CV*), koeficijent determinacije (R^2), prilagođeni koeficijent determinacije (R_{adj}^2), predviđeni koeficijent determinacije (R_{pre}^2) i adekvatna preciznost (AP).

Za daljnju analizu i predviđanje odziva, dobiveni su regresijski izrazi matematičkog modela u obliku kodiranih i stvarnih (aktualnih) faktora. Jednadžba u obliku kodiranih faktora (*eng. Coded equation, C_{eq}*) može se koristiti za predviđanje vrijednosti odziva pri zadanim razinama svakog faktora. Uobičajeno, visoke razine faktora kodiraju se kao +1, a niske kao -1. Ovakav prikaz jednadžbe koristan je za procjenu relativnog utjecaja pojedinih faktora jer se njihovi koeficijenti mogu izravno uspoređivati. S druge strane, jednadžba izražena u obliku stvarnih (aktualnih) (*eng. Actual equation, A_{eq}*) faktora omogućuje izravno predviđanje odziva pri konkretnim (nekodiranim) eksperimentalnim uvjetima. Međutim, ova jednadžba nije prikladna za usporedbu relativnog značaja pojedinih faktora jer su koeficijenti skalirani sukladno jedinicama mjere svakog faktora, a slobodan član ne odgovara središtu eksperimentalnog prostora.

U Tablica 5.5 – Tablica 5.6 prikazani su statistički pokazatelji razvijenih matematičkih modela, dok je ANOVA za sve odzive prikazana u prilogu 3. Na temelju dobivenih modela generirane su 2D i 3D odzivne površine za analizirane odzive u programskom paketu Design – Expert.

Tablica 5.5 Statistički pokazatelji modela te 2D i 3D prikazi odziva vrijeme do T_S (t_{T_S})

Zona	Značajke modela	2D prikaz	3D prikaz
gornja	$F = 401,12;$ $SD = 0,076;$ $\bar{X} = 9,69;$ $CV = 0,787 \%;$ $R^2 = 0,994;$ $R_{adj}^2 = 0,991;$ $R_{pred}^2 = 0,988;$ $AP = 57,271$	<p>A 2D contour plot showing the response time (t_{T_S}) in seconds as a function of preheating temperature (B) and heating temperature (C). The x-axis (B) ranges from 1440 to 1520 °C, and the y-axis (C) ranges from 240 to 360 °C. The plot shows a color gradient from blue (low response time) to red (high response time), with contour lines indicating constant response times.</p>	<p>A 3D surface plot showing the response time (t_{T_S}) in seconds as a function of preheating temperature (B) and heating temperature (C). The x-axis (B) ranges from 1440 to 1520 °C, and the y-axis (C) ranges from 240 to 360 °C. The z-axis represents the response time, ranging from 8.5 to 11.5 seconds. The surface is colored with a gradient from blue to red, showing a clear upward trend in response time as temperatures increase.</p>
srednja	$F = 403,86;$ $SD = 0,192;$ $\bar{X} = 24,34;$ $CV = 0,79 \%;$ $R^2 = 0,994;$ $R_{adj}^2 = 0,991;$ $R_{pred}^2 = 0,985;$ $AP = 59,43$	<p>A 2D contour plot showing the response time (t_{T_S}) in seconds as a function of preheating temperature (B) and heating temperature (C). The x-axis (B) ranges from 1440 to 1520 °C, and the y-axis (C) ranges from 240 to 360 °C. The plot shows a color gradient from blue to red, with contour lines indicating constant response times.</p>	<p>A 3D surface plot showing the response time (t_{T_S}) in seconds as a function of preheating temperature (B) and heating temperature (C). The x-axis (B) ranges from 1440 to 1520 °C, and the y-axis (C) ranges from 240 to 360 °C. The z-axis represents the response time, ranging from 21 to 28 seconds. The surface is colored with a gradient from blue to red, showing a clear upward trend in response time as temperatures increase.</p>
donja	$F = 779,95;$ $SD = 0,09;$ $\bar{X} = 13,99;$ $CV = 0,64 \%;$ $R^2 = 0,997;$ $R_{adj}^2 = 0,995;$ $R_{pred}^2 = 0,992;$ $AP = 79,633$	<p>A 2D contour plot showing the response time (t_{T_S}) in seconds as a function of preheating temperature (B) and heating temperature (C). The x-axis (B) ranges from 1440 to 1520 °C, and the y-axis (C) ranges from 240 to 360 °C. The plot shows a color gradient from blue to red, with contour lines indicating constant response times.</p>	<p>A 3D surface plot showing the response time (t_{T_S}) in seconds as a function of preheating temperature (B) and heating temperature (C). The x-axis (B) ranges from 1440 to 1520 °C, and the y-axis (C) ranges from 240 to 360 °C. The z-axis represents the response time, ranging from 12 to 17 seconds. The surface is colored with a gradient from blue to red, showing a clear upward trend in response time as temperatures increase.</p>

Dobiveni modeli vremena do T_S (Tablica 5.5) dobro opisuju rezultate numeričkih simulacija, što potvrđuju vrijednosti koeficijenta determinacije (R^2) u rasponu od 0,994 do 0,997, kao i prilagođenog koeficijenta determinacije (R_{adj}^2) u rasponu od 0,991 do 0,995.

Prediktivna sposobnost modela također je zadovoljavajuća, s vrijednostima predviđenog koeficijenta determinacije (R_{pred}^2) u rasponu od 0,985 do 0,992. Razlika između R_{pred}^2 i R_{adj}^2 manja je od 0,2, što ukazuje na izvrsno slaganje između prilagođenog i prediktivnog modela.

Vrijednosti adekvatne preciznosti ($AP > 50$) potvrđuju da modeli imaju zadovoljavajući omjer signala i šuma te su prikladni za opis promatranog odziva. Niske vrijednosti koeficijenta varijacije ($CV < 1\%$) dodatno ukazuju na dobru ponovljivost dobivenih rezultata.

Analizom varijance uočeno je, da je varijabla B (temperatura lijevanja) bila najutjecajniji parametar u svim zonama; povećanje temperature ulijevanja dovodi do produljenja vremena do T_S . Varijabla C (temperatura predgrijavanja kokile) ima manji, ali i dalje značajan utjecaj, pri čemu njezino povećanje također rezultira duljim vremenom do T_S . Varijabla A (broj okretaja kokile) ima najmanji utjecaj; u gornjoj zoni utjecaj je gotovo zanemariv, dok se u srednjoj i donjoj zoni uočava blago povećanje vremena do T_S s porastom broja okretaja.

Na temelju provedene regresijske analize u okviru metode odzivnih površina, dobiveni su matematički modeli vremena do T_S za gornju, srednju i donju zonu odljevka, izraženi u kodiranim i stvarnim ulaznim veličinama. Matematički model ukazuje na postojanje međusobne interakcije između temperature lijevanja i broja okretaja kokile.

Za gornju zonu:

Matematički model u kodiranim ulaznim veličinama glasi (5.6):

$$t_{T_S,(g.)} = 9,687 - 0,01 \cdot A + 0,89 \cdot B + 0,36 \cdot C + 0,113 \cdot BC \quad (5.6)$$

U stvarnim veličinama matematički model glasi (5.7):

$$t_{T_S,(g.)} = -4,181 - 3,3 \cdot 10^{-5} \cdot A + 0,008 \cdot B - 0,063 \cdot C + 4,7 \cdot 10^{-5} \cdot BC \quad (5.7)$$

Za srednju zonu:

Matematički model u kodiranim ulaznim veličinama glasi (5.8):

$$t_{T_S,(s.)} = 24,34 + 0,03 \cdot A + 2,18 \cdot B + 1,08 \cdot C + 0,162 \cdot BC \quad (5.8)$$

U stvarnim veličinama matematički model glasi (5.9):

$$t_{T_S,(s.)} = -31,807 + 0,001 \cdot A + 0,034 \cdot B - 0,082 \cdot C + 6,7 \cdot 10^{-5} \cdot BC \quad (5.9)$$

Za donju zonu:

Matematički model u kodiranim ulaznim veličinama glasi (5.10):

$$t_{T_S,(d.)} = 13,987 + 0,03 \cdot A + 1,49 \cdot B + 0,55 \cdot C + 0,087 \cdot BC \quad (5.10)$$

U stvarnim veličinama matematički model glasi (5.11):

$$t_{T_S,(d.)} = -27,856 + 0,001 \cdot A + 0,026 \cdot B - 0,045 \cdot C + 3,6 \cdot 10^{-5} \cdot BC \quad (5.11)$$

Tablica 5.6 Statistički pokazatelji modela te 2D i 3D prikazi odziva SDAS (λ_2)

Zona	Značajke modela	2D prikaz	3D prikaz
gornja	$F = 759,2;$ $SD = 0,02;$ $\bar{X} = 18,27;$ $CV = 0,12 \%;$ $R^2 = 0,997;$ $R_{adj}^2 = 0,995;$ $R_{pred}^2 = 0,992;$ $AP = 82,88$		
srednja	$F = 759,55;$ $SD = 0,037;$ $\bar{X} = 22,97;$ $CV = 0,161 \%;$ $R^2 = 0,997;$ $R_{adj}^2 = 0,995;$ $R_{pred}^2 = 0,992;$ $AP = 82,95$		
donja	$F = 728,75;$ $SD = 0,027;$ $\bar{X} = 19,84;$ $CV = 0,135 \%;$ $R^2 = 0,997;$ $R_{adj}^2 = 0,995;$ $R_{pred}^2 = 0,991;$ $AP = 81,35$		

Dobiveni modeli razmaka između sekundarnih dendritnih grana (SDAS) (tablica 5.6) dobro opisuju rezultate numeričkih simulacija, što potvrđuju visoke vrijednosti koeficijenta determinacije (R^2) od 0,997 u svim zonama, kao i prilagođenog koeficijenta determinacije (R_{adj}^2) od 0,995. Prediktivna sposobnost modela također je vrlo dobra, s vrijednostima predviđenog koeficijenta determinacije (R_{pred}^2) u rasponu od 0,991 do 0,992. Razlika između R_{pred}^2 i R_{adj}^2 manja je od 0,2, što ukazuje na dobro slaganje između prilagođenog i prediktivnog modela.

Vrijednosti adekvatne preciznosti ($AP > 80$) potvrđuju da modeli imaju izvrstan omjer signala i šuma, dok vrlo niske vrijednosti koeficijenta varijacije ($CV < 0,2\%$) ukazuju na visoku ponovljivost dobivenih rezultata.

Analizom varijance uočeno je da varijabla B (temperatura lijevanja) predstavlja najutjecajniji parametar u svim zonama. Povećanje temperature lijevanja dovodi do povećanja vrijednosti SDAS, što je u skladu s duljim vremenom skrućivanja i nižim brzinama hlađenja. Varijabla C (temperatura predgrijavanja kokile) ima manji, ali i dalje značajan utjecaj, pri čemu njezino povećanje rezultira povećanjem SDAS. Varijabla A (broj okretaja kokile) ima najmanji utjecaj, pri čemu se u svim zonama uočava blago povećanje SDAS s porastom broja okretaja.

Na temelju provedene regresijske analize u okviru metode odzivnih površina dobiveni su matematički modeli SDAS za gornju, srednju i donju zonu odljevka, izraženi u kodiranim i stvarnim ulaznim veličinama. Matematički modeli ukazuju na postojanje kvadratnog učinka temperature lijevanja.

Za gornju zonu:

Matematički model u kodiranim ulaznim veličinama glasi (5.12):

$$\lambda_{2,(g.)} = 18,298 + 0,013 \cdot A + 0,327 \cdot B + 0,163 \cdot C - 0,041 \cdot B^2 \quad (5.12)$$

U stvarnim veličinama matematički model glasi (5.13):

$$\lambda_{2,(g.)} = -50,81 + 4,3 \cdot 10^{-5} \cdot A + 0,084 \cdot B + 0,003 \cdot C - 2,6 \cdot 10^{-5} \cdot B^2 \quad (5.13)$$

Za srednju zonu:

Matematički model u kodiranim ulaznim veličinama glasi (5.14):

$$\lambda_{2,(s.)} = 23,02 + 0,024 \cdot A + 0,575 \cdot B + 0,285 \cdot C - 0,071 \cdot B^2 \quad (5.14)$$

U stvarnim veličinama matematički model glasi (5.15):

$$\lambda_{2,(s.)} = -97 + 8 \cdot 10^{-5} \cdot A + 0,146 \cdot B + 0,005 \cdot C - 4,4 \cdot 10^{-5} \cdot B^2 \quad (5.15)$$

Za donju zonu:

Matematički model u kodiranim ulaznim veličinama glasi (5.16):

$$\lambda_{2,(d.)} = 19,87 + 0,017 \cdot A + 0,409 \cdot B + 0,205 \cdot C - 0,051 \cdot B^2 \quad (5.16)$$

U stvarnim veličinama matematički model glasi (5.17):

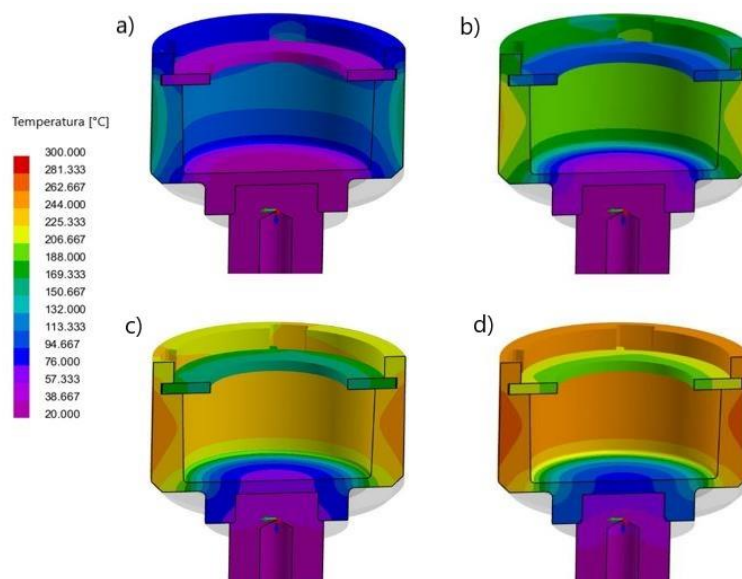
$$\lambda_{2,(d.)} = -66,19 + 5,7 \cdot 10^{-5} \cdot A + 0,105 \cdot B + 0,003 \cdot C - 3,2 \cdot 10^{-5} \cdot B^2 \quad (5.17)$$

5.6. Analiza ostalih rezultata u programu ProCAST

Prikazani rezultati nisu bili obuhvaćeni planom pokusa, a također su važni za bolje razumijevanje procesa lijevanja i usporedbu rezultata simulacije sa rezultatima stvarnog eksperimenta. Fokus je na ponašanju rastaljenog metala pri punjenju kokile, brzini hlađenja po presjeku stijenke odljevka, vremenu skrućivanja, mogućnosti nastanka usahlina te respodjeli unutarnjih naprezanja.

Predgrijavanje kokile

Simulacije kreću od predgrijavanja kokile. Predgrijavanja kokile na temperaturu od 300 °C trajalo je 210 sekundi. Toplinsko polje kokile prikazano je u vremenskim intervalima od 30 s, 90 s, 150 s i 210 s, na Slika 5.10.

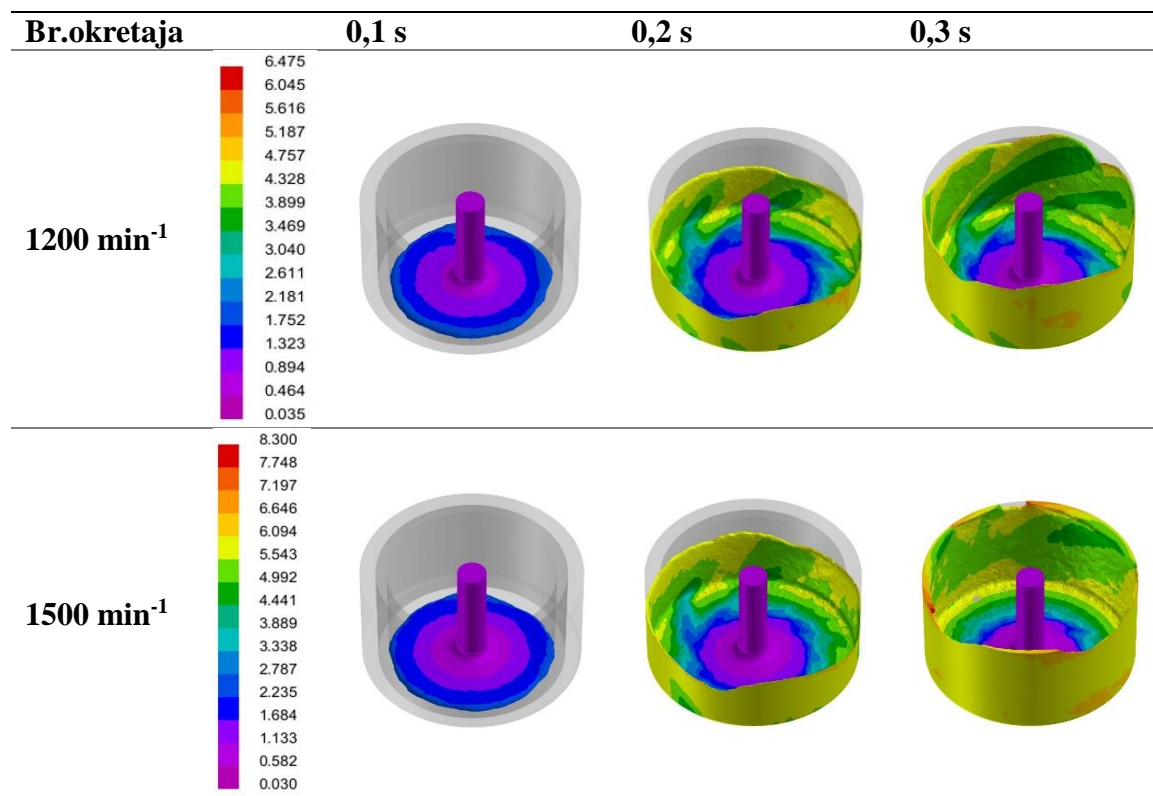


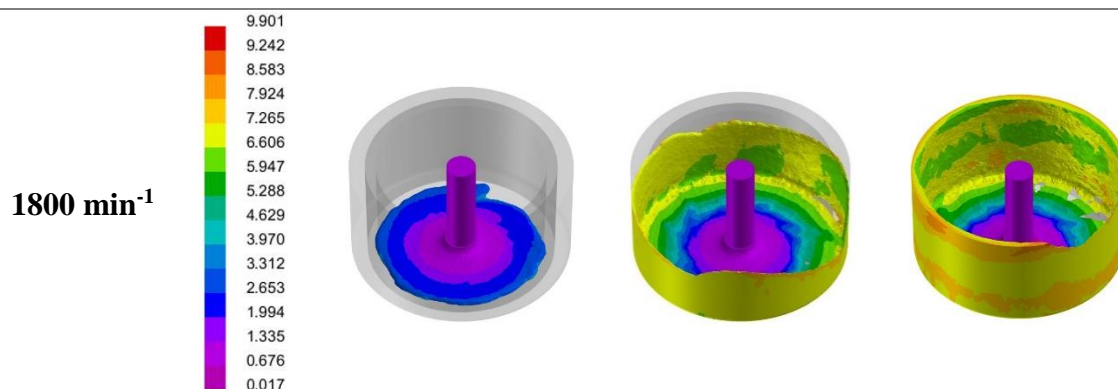
Slika 5.10 Simulacija predgrijavanja kokile u vremenskim intervalima: a) 30 s; b) 90 s; c) 150 s; d) 210 s u programu ProCAST

Predgrijavanje kokile provedeno je pomoću indukcijskog grijača postavljenog oko njezine vanjske površine. Istovremeno je kroz unutrašnjost vratila, na koje je kokila pričvršćena s donje strane, kružila hladna voda, što je rezultiralo različitim toplinskim poljem unutar kokile.

Lijevanje i punjenje kokile

Slika 5.11 prikazuje rezultate simulacije procesa lijevanja taline u rotirajuću kokilu te njezino ponašanje pod utjecajem centrifugalne, Coriolisove i gravitacijske sile. Dospijecem taline u rotirajuću kokilu, pod djelovanjem centrifugalne sile talina teče do stijenke kokile te se rapidno uzdiže do rubne ploče, pri čemu se jasno vidi utjecaj Coriolisove sile jer se talina spiralno penje uzduž stijenke. Usporedba punjenja kokile pri različitiom broju okretaja ($1200, 1500$ i 1800 min^{-1}) omogućuje analizu dinamike strujanja taline. Prevelika brzina strujanja može izazvati prskanje taline, čime se povećava rizik od stvaranja površinskih nepravilnosti. Vrijeme potrebno da se talina od dna kokile podigne prema vrhu iznosilo je približno $0,3 \text{ s}$, a s porastom broja okretaja to se vrijeme dodatno smanjivalo. Simulacije su pokazale da je talini pri 1800 min^{-1} bilo potrebno približno $0,3 \text{ s}$ da se uzdigne od dna do vrha kokile, dok se pri najnižem broju okretaja 1200 min^{-1} u tom vremenu nije uspjela podići do vrha, što potvrđuje da veći broj okretaja omogućuje brže ispunjavanje kokile.

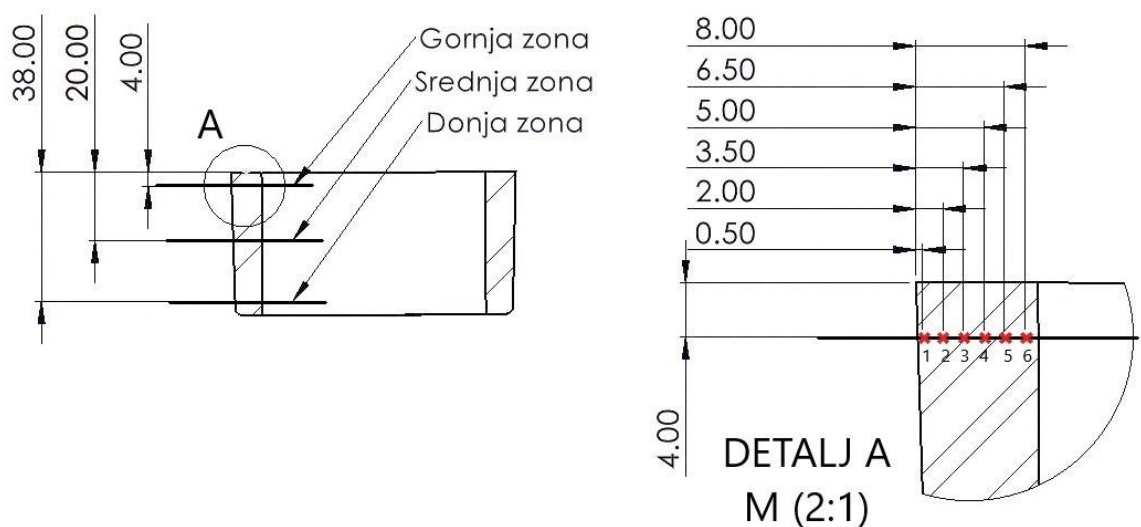




Slika 5.11 Punjenje kokile pri različitim brojevima okretaja: a) 1200 min^{-1} ; b) 1500 min^{-1} ; c) 1800 min^{-1}

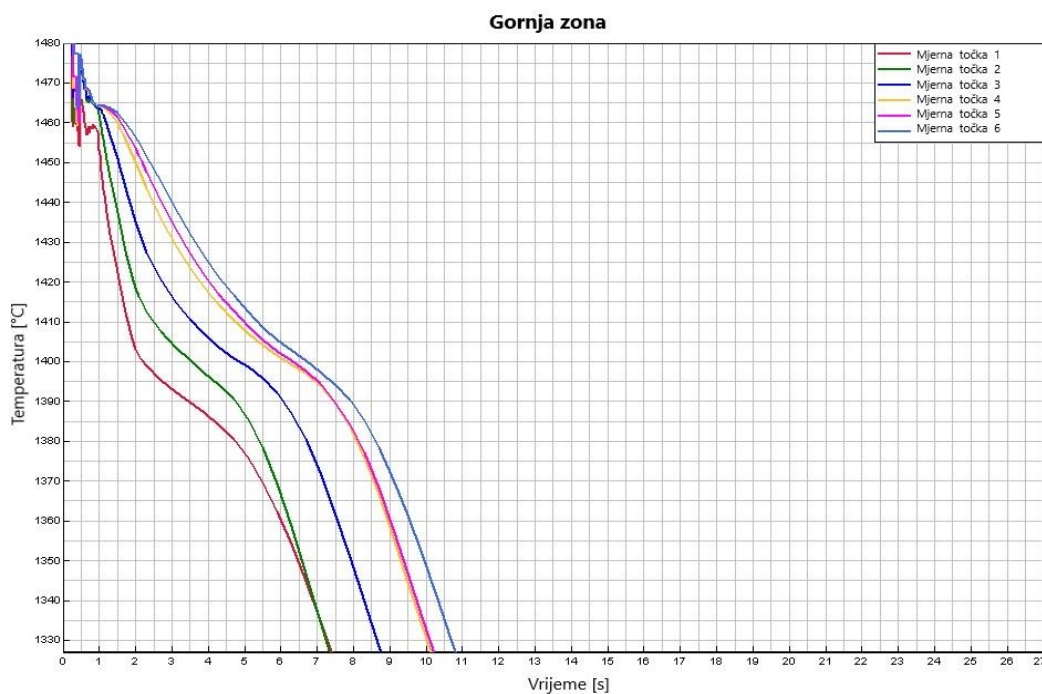
Brzina hlađenja po presjeku stijenke odljevka

Na Slika 5.12 prikazana su mjerna mjesta za određivanje brzine hlađenja za parametre u centru, pokus br. 9, pri čemu je udaljenost od vanjske površine prema unutrašnjosti mjerena u šest točaka u razmacima od 1,5 mm. Mjerenje je provedeno zasebno za gornju, srednju i donju zonu.

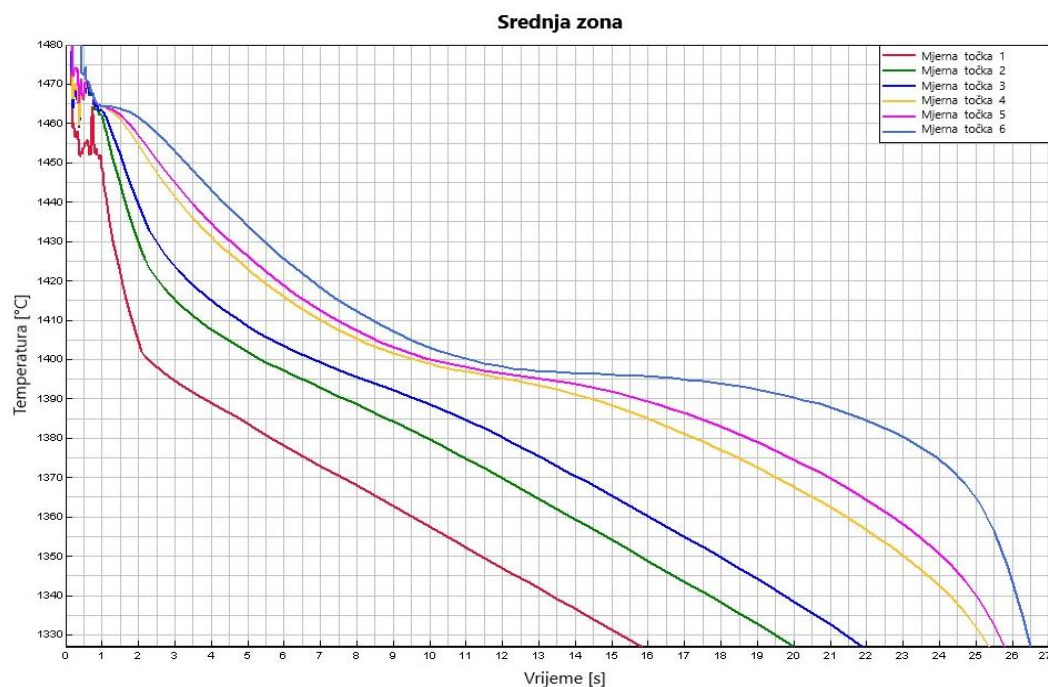


Slika 5.12 Zone mjerenja brzine hlađenja u pokusu br. 9, raspoređene od vanjske površine stijenke prema unutrašnjosti u razmacima od 1,5 mm

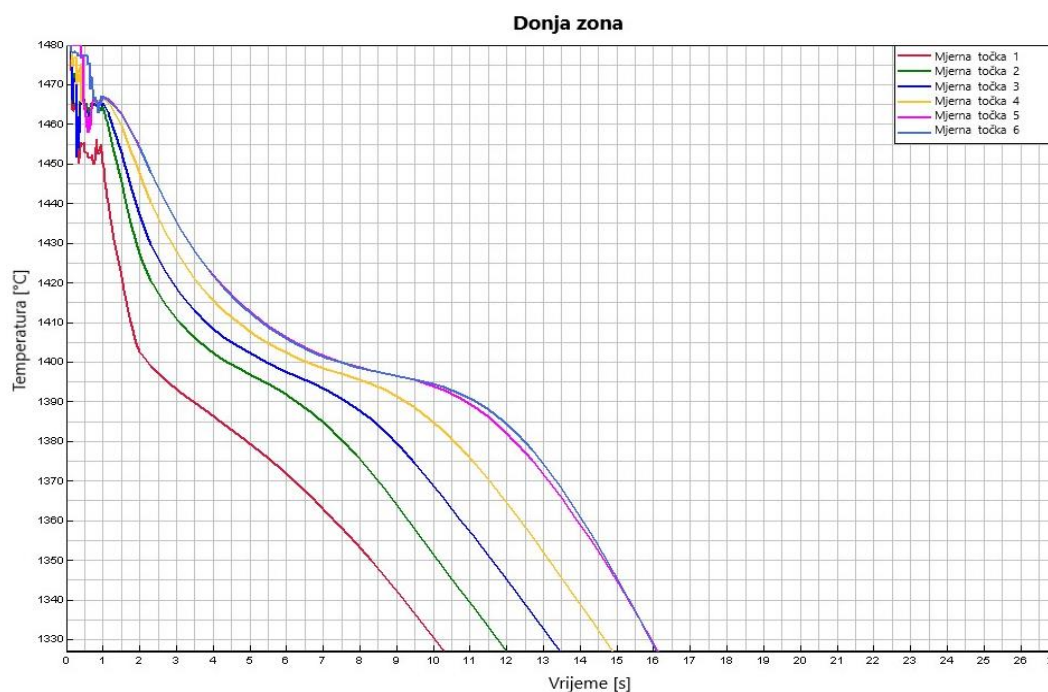
Na Slika 5.13 –Slika 5.15 prikazane su krivulje hlađenja za gornju, srednju i donju zonu odljevka, dobivene numeričkom simulacijom u ProCAST – u. Za svaku zonu prikazano je šest krivulja, pri čemu svaka krivulja odgovara jednoj mjernoj točki.



Slika 5.13 Krivulje hlađenja u šest mjernih točaka pri stanju pokusa 9 u gornjoj zoni



Slika 5.14 Krivulje hlađenja u šest mjernih točaka pri stanju pokusa 9 u srednjoj zoni



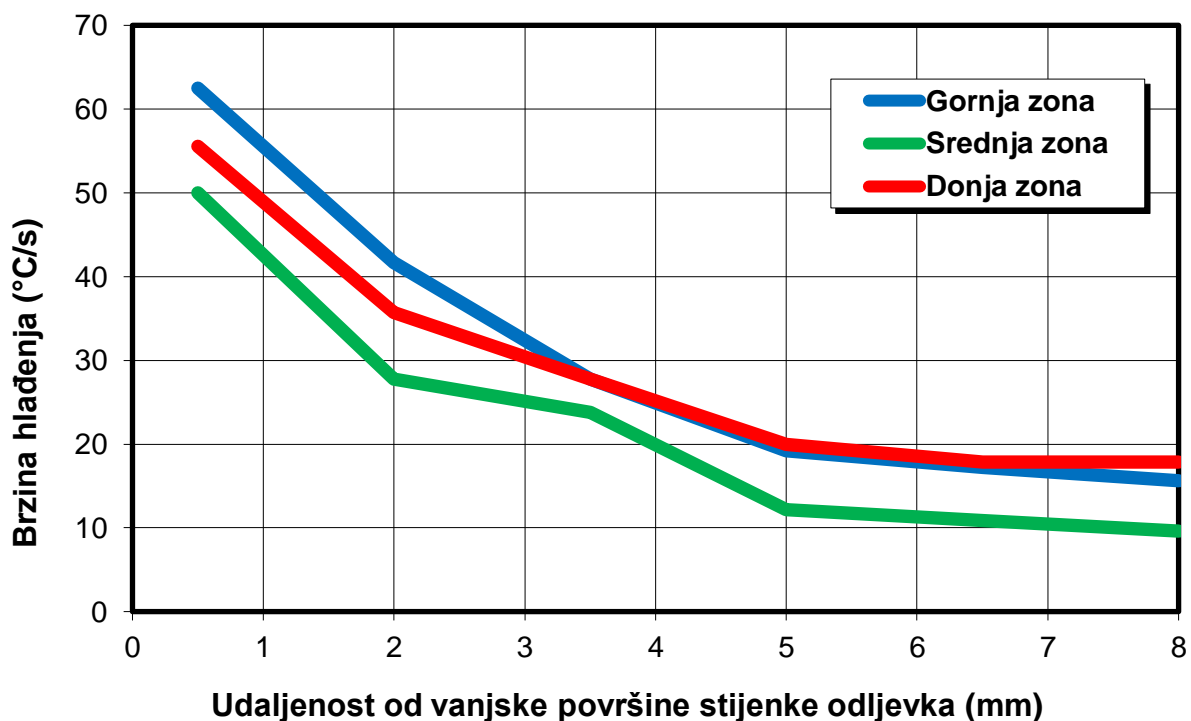
Slika 5.15 Krivulje hlađenja u šest mjernih točaka pri stanju pokusa 9 u donjoj zoni

Iz krivulja hlađenja izračunate su brzine hlađenja u tekućem stanju. Brzina hlađenja definirana je kao nagib pravca na dijelu krivulje hlađenja između temperature lijevanja i likvidus temperature. Matematički se brzina hlađenja $v_{hlad.}$ može izraziti formulom (5.18):

$$v_{hlad.} = -\frac{dT}{dt} \approx -\frac{T_2 - T_1}{t_2 - t_1} \quad (5.18)$$

gdje je T temperatura taline, a t vrijeme. Negativan predznak označava pad temperature tijekom procesa hlađenja.

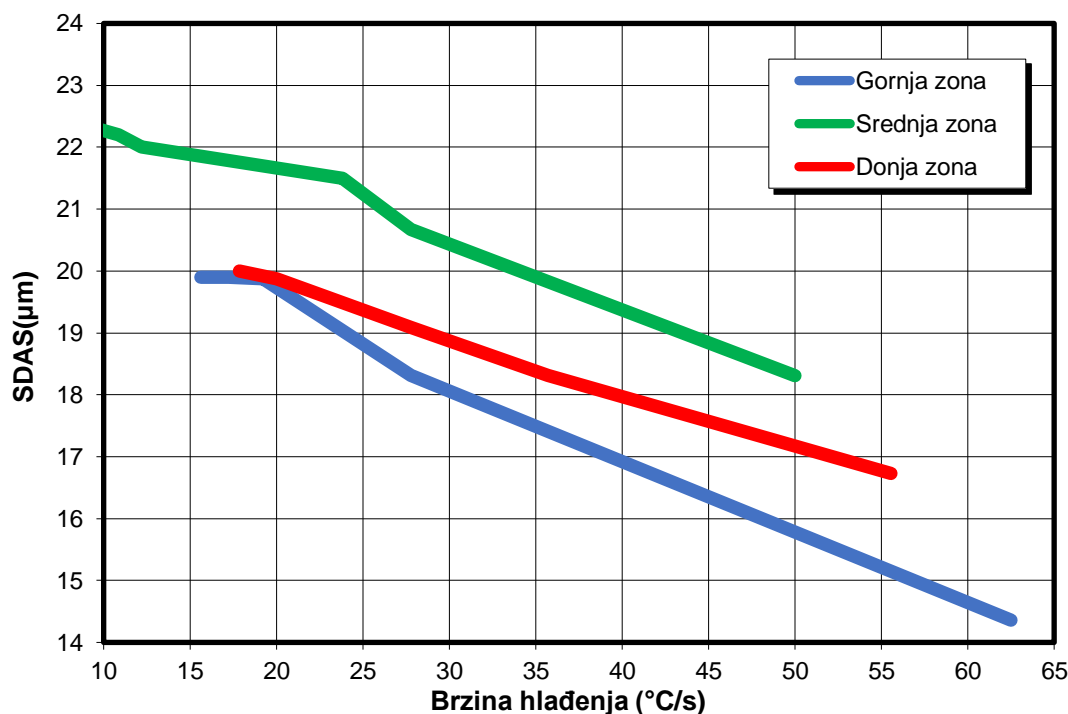
Za parametre u centru, pokus br. 9, izračunata je brzina hlađenja za svaku mjernu točku po presjeku stijenke odljevka. Za bolju usporedbu, Slika 5.16 prikazuje dijagram brzine hlađenja po presjeku, što omogućuje izravno promatranje razlika u kretanju brzine hlađenja između gornje, srednje i donje zone odljevka.



Slika 5.16 Dijagram brzine hlađenja za pokus br. 9 po presjeku stijenke u gornjoj, srednjoj i donjoj zoni

Analiza dijagrama sa Slika 5.16 pokazuje da je najveća brzina hlađenja zabilježena na vanjskoj stijenci odljevka. Gornja zona imala je najveću brzinu hlađenja ($63\text{ }^{\circ}\text{C/s}$), dok je srednja zona pokazala najmanju vrijednost ($50\text{ }^{\circ}\text{C/s}$). Brzina hlađenja opada prema unutrašnjosti odljevka, pri čemu sve tri zone imaju sličan trend. U donjoj zoni brzina hlađenja počinje padati manjim nagibom, te je pri dubini od 4 mm zabilježena veća vrijednost ($25\text{ }^{\circ}\text{C/s}$) nego u gornjoj zoni, što je posljedica konstantnog hlađenja cirkulacijom vode s donje strane preko vratila. Brzina hlađenja na unutarnjoj stijenci kretala se u rasponu od $10\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ (srednja zona) do $18\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ (donja zona).

Radi određivanja utjecaja brzine hlađenja na razmak sekundarnih dendritnih grana (SDAS), izrađen je dijagram u kojem je na apscisi prikazana brzina hlađenja, a na ordinati SDAS (Slika 5.17). Ovisnost je prikazana za gornju, srednju i donju zonu poprečnog presjeka odljevka. Vrijednosti SDAS izmjerene su u šest točaka poprečnog presjeka, na istim lokacijama na kojima je određena brzina hlađenja prema rasporedu prikazanom na Slika 5.12.



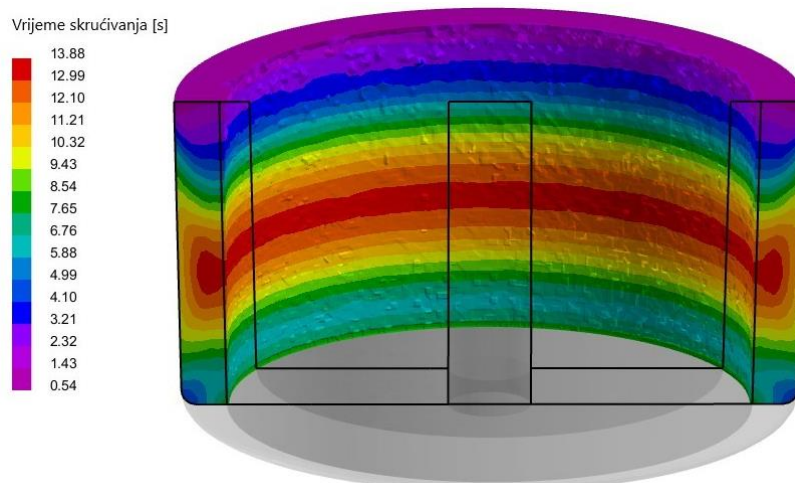
Slika 5.17 Utjecaj brzine hlađenja na SDAS u gornjoj, srednjoj i donjoj zoni

U gornjoj zoni najmanji SDAS zabilježen je na udaljenosti od 0,5 mm od vanjske površine pri najvećoj brzini hlađenja (približno 63 °C/s), gdje se kretao u rasponu od 14,5 do 15,5 μm. Smanjenjem brzine hlađenja SDAS se povećavao te je na udaljenosti od 8 mm od vanjske površine, pri brzini hlađenja od 16 °C/s, iznosio približno 20 μm. U srednjoj zoni, na vanjskoj površini pri brzini hlađenja od približno 50 °C/s, SDAS se kretao u rasponu od 18 do 19 μm. Najveći SDAS u ovoj zoni utvrđen je na udaljenosti od 8 mm od vanjske površine, gdje je brzina hlađenja bila najmanja (približno 10 °C/s), a SDAS se kretao u rasponu od 22 do 23 μm. U donjoj zoni, uz vanjsku površinu pri brzini hlađenja od 55 °C/s, SDAS je iznosio 16 do 17 μm. Smanjenje brzine hlađenja prema unutrašnjosti presjeka manje je izraženo u odnosu na gornju zonu, zbog čega se na udaljenosti od 8 mm vrijednosti SDAS približavaju vrijednostima izmjerenim u gornjoj zoni.

Dobiveni rezultati potvrđuju da povećanje brzine hlađenja dovodi do smanjenja SDAS, dok niže brzine hlađenja rezultiraju većim vrijednostima SDAS.

Vrijeme skrućivanja

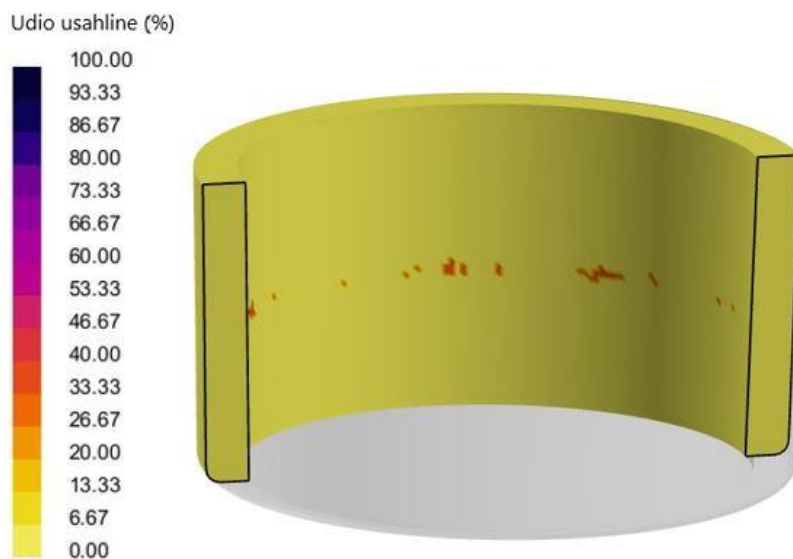
Vrijeme skrućivanja predstavlja vremenski interval između likvidus i solidus temperature. Ovo vrijeme određuje koliko dugo talina ostaje u dvofaznom području (tekuće + kruto), tijekom kojeg se odvija nukleacija i rast kristalnih zrna. Duljina ovog intervala ima izravan utjecaj na broj formiranih zrna i njihovu veličinu. Kraće vrijeme skrućivanja, uzrokovano višom brzinom hlađenja, rezultira većim brojem nukleacija te sitnijom mikrostrukturom, dok dulje vrijeme skrućivanja omogućuje intenzivniji rast postojećih zrna, što dovodi do grublje mikrostrukture. Slika 5.18 prikazuje vrijeme skrućivanja po presjeku odljevka za parametre u centru pokusa, stanje pokusa 9.



Slika 5.18 Vrijeme skrućivanja odljevka po presjeku (pokus br. 9)

Usahlina ili poroznost skupljanja

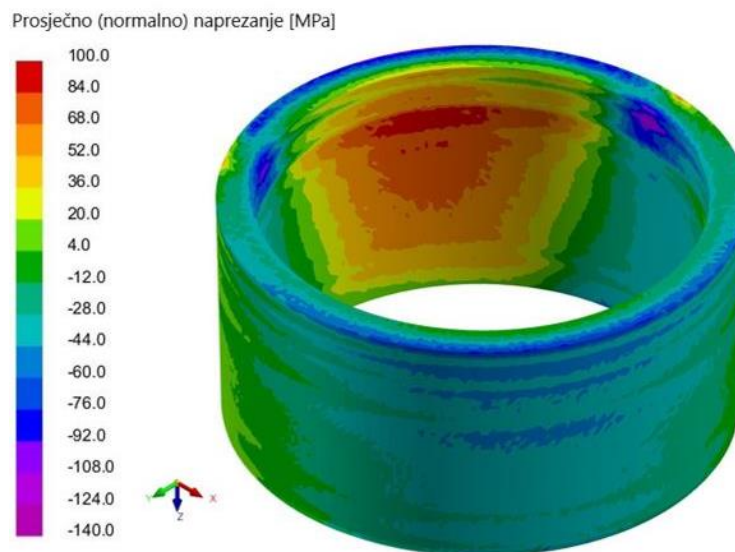
Slika 5.19 prikazuje grešku usahlina, pri čemu je vjerojatnost njenog nastanka veća od 30 %, a označena su mjesta gdje je došlo do njenog formiranja. Usahlina se pojavila na mjestu gdje se odljevak posljednje skrutio, odnosno na unutarnjoj površini u sredini odljevka. Iako je usahlina plitka i površinska, njeno postojanje se ne može zanemariti. Može se lako ukloniti unutrašnjom strojnom obradom, no time se gubi materijal, što zahtijeva veće količine taline prilikom lijevanja kako bi se postigle odgovarajuće dimenzije proizvoda.



Slika 5.19 Mjesta nastanka usahline (vjerojatnost nastanka > 30%)

Zaostala naprezanja u odljevku

Neujednačeno hlađenje, temperaturni gradijenti i fazne transformacije tijekom skrućivanja uzrokuju razvoj zaostalih naprezanja, koja mogu negativno utjecati na mehanička svojstva, dimenzijsku stabilnost i strukturni integritet odljevka. Za analizu naprezanja tijekom procesa lijevanja i hlađenja odljevka, od iznimne je važnosti prikazati raspodjelu različitih komponenti naprezanja. Prikaz prosječnog (normalnog) naprezanja, dan na Slika 5.20, omogućuje uvid u ukupno stanje tlačnih i vlačnih naprezanja u odljevku. Vlačna naprezanja (pozitivne vrijednosti, prikazane crvenim i narančastim nijansama) javljaju se u središnjoj zoni unutarnje površine odljevka, s vrijednostima do približno 100 MPa. S druge strane, tlačna naprezanja (negativne vrijednosti, prikazane plavim nijansama) su pretežito na vanjskim dijelovima površine, gdje dosežu vrijednosti do – 80 MPa. Ovakva raspodjela je očekivana zbog bržeg hlađenja vanjske površine, što uzrokuje njeno brže skupljanje, dok unutrašnji slojevi kasnije skrućuju i zbog toga su vlačno napregnuti. Usporedbom s granicom razvlačenja EN 1.4841 (≥ 230 MPa), vlačna i tlačna naprezanja su znatno niža, što znači da nisu dosegla razinu koja bi mogla izazvati plastične deformacije.



Slika 5.20 Raspodjela prosječnog (normalnog) naprezanja na površini odljevka

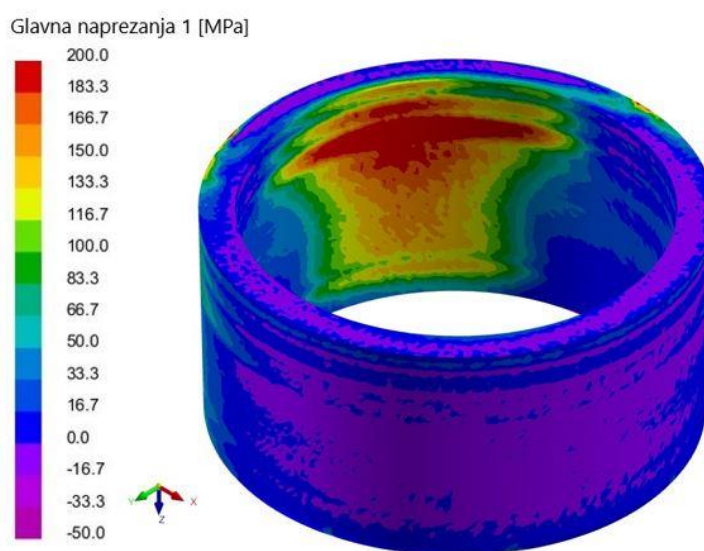
Na Slika 5.21 –Slika 5.23 prikazana su glavna naprezanja σ_1 , σ_2 i σ_3 koja predstavljaju maksimalne vrijednosti normalnih naprezanja u tri međusobno okomita smjera u kojima nema smičnih naprezanja. Ovi smjerovi ne moraju se podudarati s koordinatnim osima (x, y, z), već odgovaraju orijentaciji glavnih osi naprezanja određenih iz tenzora naprezanja u svakom elementu modela. Prikaz glavnih naprezanja omogućuje jasniji uvid u raspodjelu najvećih i najmanjih normalnih naprezanja te identifikaciju područja koja mogu biti kritična prema primijenjenim kriterijima čvrstoće, poput teorije maksimalnog normalnog naprezanja ili teorije najveće energije deformacije.

Analizom rezultata na prikazanim Slika 5.21 –Slika 5.23 uočeno je da je najveće glavno naprezanje σ_1 pokazalo lokalna vlačna naprezanja do približno 200 MPa uz unutarnju površinu gornje zone odljevka, dok su tlačna naprezanja dosegla oko – 50 MPa na donjoj zoni vanjske površine. U usporedbi s granicom razvlačenja, vlačna naprezanja σ_1 lokalno su se približila području u kojem bi mogla nastupiti plastična deformacija.

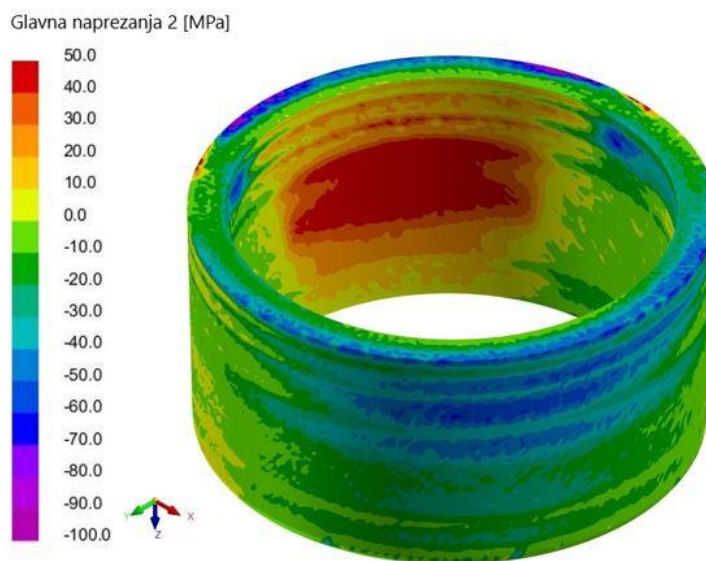
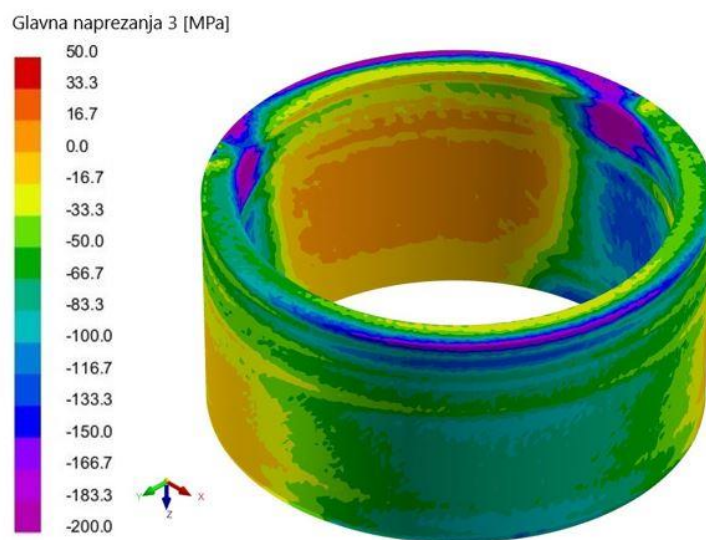
Kod glavnog naprezanja σ_2 bila su prisutna vlačna naprezanja od 50 MPa, pretežito u središnjoj zoni, dok su tlačna naprezanja dosegla oko – 70 MPa na vanjskoj površini, većinom u

gornjoj zoni. Ovi su iznosi bili znatno ispod granice razvlačenja materijala, pa je σ_2 imao manji utjecaj na potencijal nastanka deformacija.

Glavno naprezanje σ_3 pokazalo je najizraženija tlačna naprezanja, s lokalnim vrhovima oko – 200 MPa koncentriranim uz gornje rubove s unutarnje strane. Najveća vlačna naprezanja unutar σ_3 dosegla su oko 20 MPa na pojedinim središnjim dijelovima, i s vanjske i s unutarnje strane odljevka. Iako su tlačna naprezanja σ_3 bila iznimno visoka, vrijednosti su ostale unutar područja koje je materijal mogao podnijeti bez plastične deformacije.



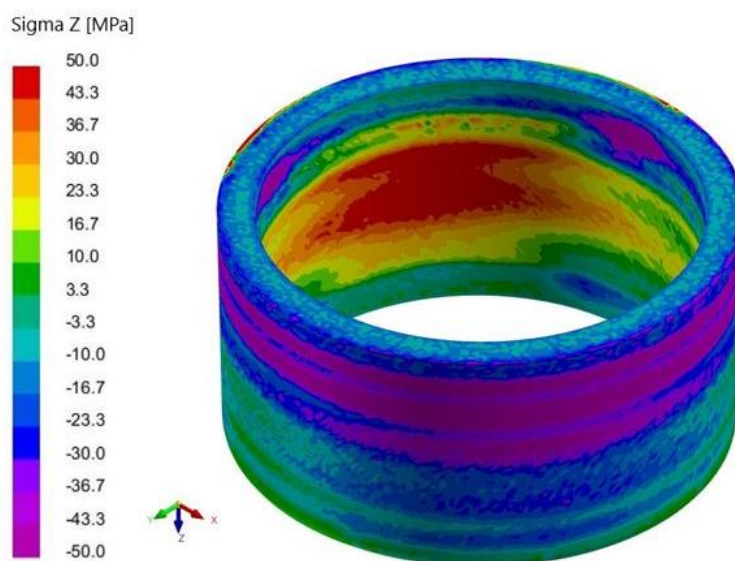
Slika 5.21 Raspodjela glavnog naprezanja σ_1 na površini odljevka

Slika 5.22 Raspodjela glavnog naprezanja σ_2 na površini odljevkaSlika 5.23 Raspodjela glavnog naprezanja σ_3 na površini odljevka

Na Slika 5.24 prikazana je normalna komponenta naprezanja σ_z , dok su na Slika 5.25 Slika 5.26 prikazane smične komponente naprezanja τ_{zx} i τ_{zy} . Ove komponente naprezanja definirane su u koordinatnom sustavu gdje je os Z usmjerena u smjeru osi rotacije kokile. Normalna

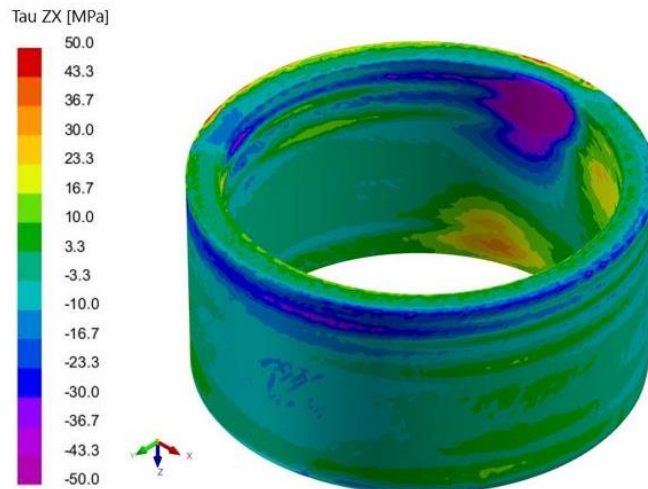
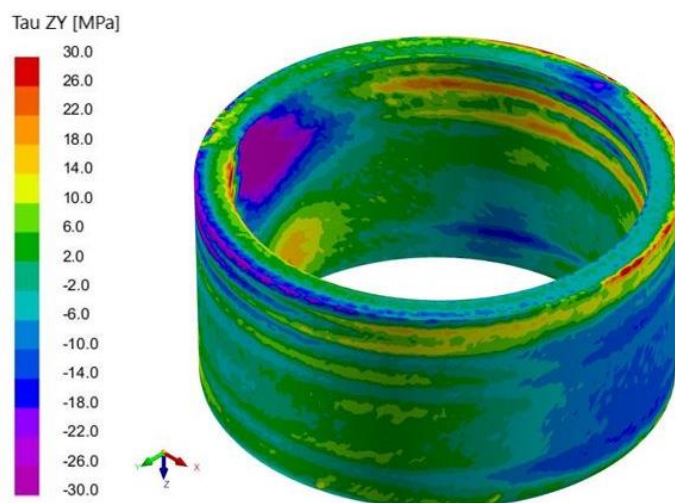
naprezanja σ_z predstavljaju vlačna ili tlačna naprezanja u smjeru definirane osi Z, dok smična naprezanja τ_{zx} i τ_{zy} predstavljaju intenzitet smičnih naprezanja koja mogu izazvati relativne pomake slojeva materijala, što potencijalno dovodi do unutarnjih deformacija.

Distribucija normalnih naprezanja σ_z prikazana na Slika 5.24 pokazuje da su najveća vlačna naprezanja, približno 50 MPa, koncentrirana uz unutarnju površinu odljevka, odnosno u zoni koja je tijekom hlađenja najdulje ostala u tekućem stanju. Suprotno tome, najveća tlačna naprezanja, do približno -50 MPa, pojavljuju se uz vanjsku površinu odljevka. Vrijednosti vlačnih naprezanja ostale su znatno ispod granice razvlačenja.



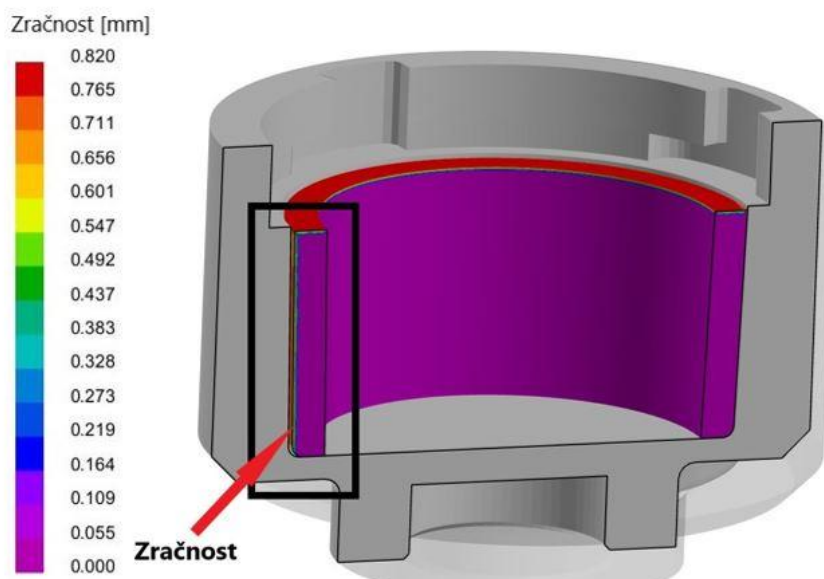
Slika 5.24 Raspodjela normalne komponente naprezanja σ_z na površini odljevka

Na Slika 5.25 prikazana je raspodjela smičnog naprezanja τ_{zx} . Najveća vlačna naprezanja, približno 50 MPa, pojavila su se u gornjoj zoni unutarnje površine odljevka, dok su najveća tlačna naprezanja, oko -50 MPa, bila koncentrirana također na unutarnjoj površini, ali u donjoj zoni. Na Slika 5.26 prikazana je komponenta τ_{zy} , gdje su lokalni vrhovi vlačnih naprezanja bili prisutni na rubovima gornje vanjske površine, a tlačna naprezanja u gornjoj zoni unutarnje površine. Vrijednosti smičnih naprezanja bile su znatno manje od vrijednosti normalnih naprezanja.

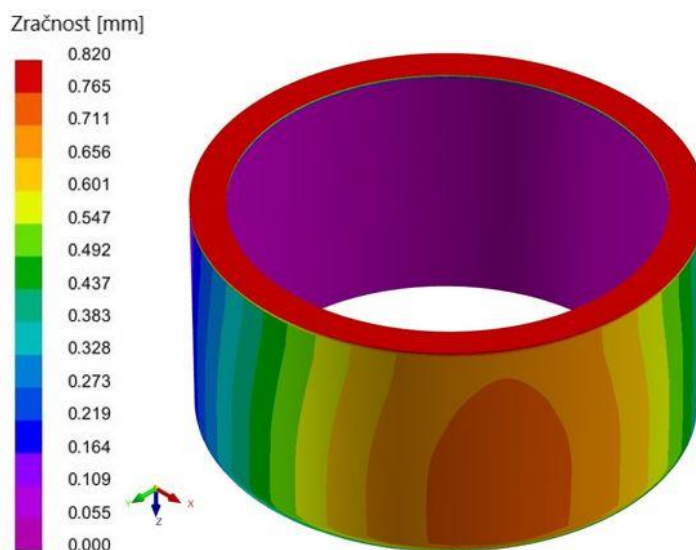
Slika 5.25 Raspodjela smične komponente naprezanja τ_{ZX} na površini odljevkaSlika 5.26 Raspodjela smične komponente naprezanja τ_{ZY} na površini odljevka

Tijekom skrućivanja metala u procesu VCL, došlo je do smanjenja volumena taline pri prijelazu iz tekućeg u kruto stanje. Iako je centrifugalna sila kontinuirano djelovala u smjeru radijalnog potiskivanja taline prema stijenkama kokile, razlika u brzinama hlađenja i u koeficijentima volumnog toplinskog širenja između taline i kokile dovela je do djelomičnog odvajanja odljevka od stijenke kokile, pri čemu je nastala zračnost (*eng. air gap*). Na Slika 5.27 prikazan je presjek kroz odljevak i kokilu, pri čemu je vidljivo da je zračnost prikazana s jedne

strane odljevka, dok je druga strana u kontaktu s kokilom. Na Slika 5.28 prikazana je raspodjela zračnosti po obodu odljevka. Maksimalna vrijednost zračnosti iznosila je približno 0,75 mm i pojavila se u donjoj zoni odljevka.



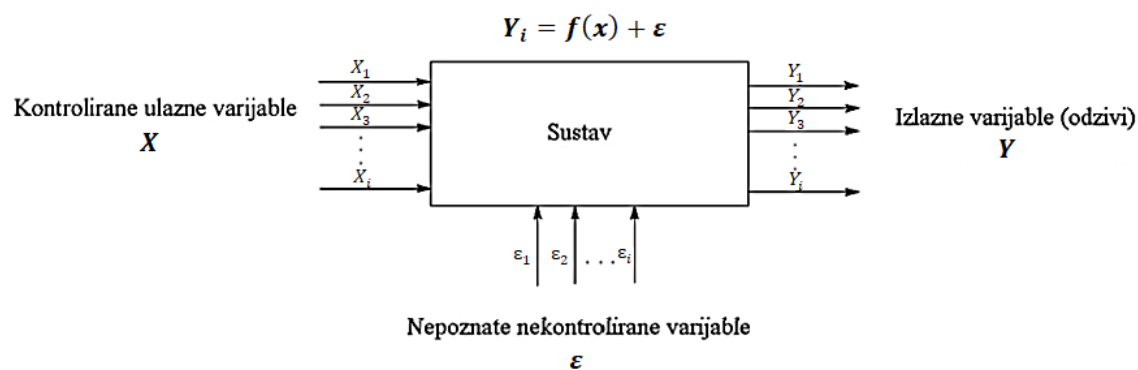
Slika 5.27 Presjek koji prikazuje zračnost nastalu između stijenke kokile i odljevka



Slika 5.28 Raspodjela zračnosti po obodu odljevka

6. STVARNI EKSPERIMENT

Stvarni eksperiment uključuje mjerenje u uvjetima gdje su ulazne varijable kontrolirane, no uvijek postoje nepoznate nekontrolirane varijable koje mogu utjecati na izlazne varijable, poput grešaka u mjerenju, varijacija u materijalu ili vanjskih faktora. Takav eksperimentalni pristup moguće je vizualno predstaviti pomoću konceptualnog modela crne kutije (Slika 6.1). Prisustvo ovih varijabli čini stvarni eksperiment podložnim nesigurnostima i nepreciznostima. S druge strane, računalni eksperiment koristi simulacije i numeričke modele za predviđanje rezultata temeljenih na teorijskim zakonima i unaprijed definiranim parametrima, omogućujući preciznu kontrolu svih ulaznih varijabli unutar modela, dok su nepoznate varijable često eliminirane ili aproksimirane [158]. Iako računalni eksperimenti omogućuju veću kontrolu nad uvjetima i smanjenje nesigurnosti, oni su ograničeni točnošću modela i pretpostavkama koje se koriste, što može dovesti do odstupanja od stvarnih uvjeta. Stoga, za verifikaciju rezultata računalnog eksperimenta, potrebna je usporedba sa stvarnim eksperimentom te analiza odstupanja između njih [159].



Slika 6.1 Ilustracija eksperimenta primjenom modela crne kutije [160]

Glavni cilj eksperimenta bio je analizirati utjecaj parametara lijevanja na brzinu hlađenja i vrijeme skrućivanja odljevaka. Brzina hlađenja i vrijeme skrućivanja imaju direktan utjecaj na mikrostrukturu odljevka, a time i na mehanička svojstva.

6.1. Postupak izrade cilindričnih odljevaka

U ovom eksperimentu, cilindrični odljevci su proizvedeni na stroju za VCL u vakuumu u Laboratoriju za ljevarstvo na Fakultetu strojarstva i brodogradnje, Sveučilišta u Zagrebu, dok je ispitivanje odljevaka provedeno na Naravoslovnotehniškoj fakulteti, Sveučilišta u Ljubljani.

6.1.1. Vertikalni centrifugalni stroj

Stroj za VCL u vakuumu, razvijen u suradnji tvrtke Fripool d.o.o. i Fakulteta strojarstva i brodogradnje, predstavlja kompleksan sustav za lijevanje različitih vrsta metala i legura u kontroliranim uvjetima. Hermetički zatvorena komora vakuumira se pomoću vakuumske pumpe koja omogućuje stvaranje vakuuma reda veličine nekoliko mbara, čime se eliminiraju nepoželjne reakcije s atmosferom. Proces taljenja odvija se u keramičkom loncu okruženom bakrenim induktorom, koji je vodeno hlađen kroz zatvoreni rashladni sustav s kontroliranim protokom i temperaturom vode. Nazivna snaga induktivnog izvora za zagrijavanje taline u loncu je 80 kW. Pogonski sustav za nagibanje lonca izveden je sinkronim servomotorima nazivne snage 400 W, a brzina nagibanja može ići do 360°/s. Kokila je pogonjena frekventno upravljanim asinkronim motorom nazivne snage 2,5 kW, a njezina se rotacija može podesiti u rasponu od 0 do 5000 min⁻¹. Predgrijavanje kokile na željenu temperaturu izvedeno je pomoću drugog induktora nazivne snage 25 kW, pri čemu je regulacija temperature kokile predviđena u rasponu od sobne temperature do 600 °C. Visoka razina automatizacije i preciznosti sustava ostvaruje se upravljanjem putem industrijskog računala s dodirnim zaslonom. Sve funkcije se kontinuirano nadziru i kontroliraju zahvaljujući opsežnom senzorskom sustavu, koji uključuje: optičke pirometre za mjerenje temperature taline i kokile, vakuumetar za kontrolu tlaka, optički enkoder za brzinu vrtnje te senzore temperature rashladnog medija na ulazu i izlazu. Konstrukcija cjelokupnog stroja prikazana je na Slika 6.2.



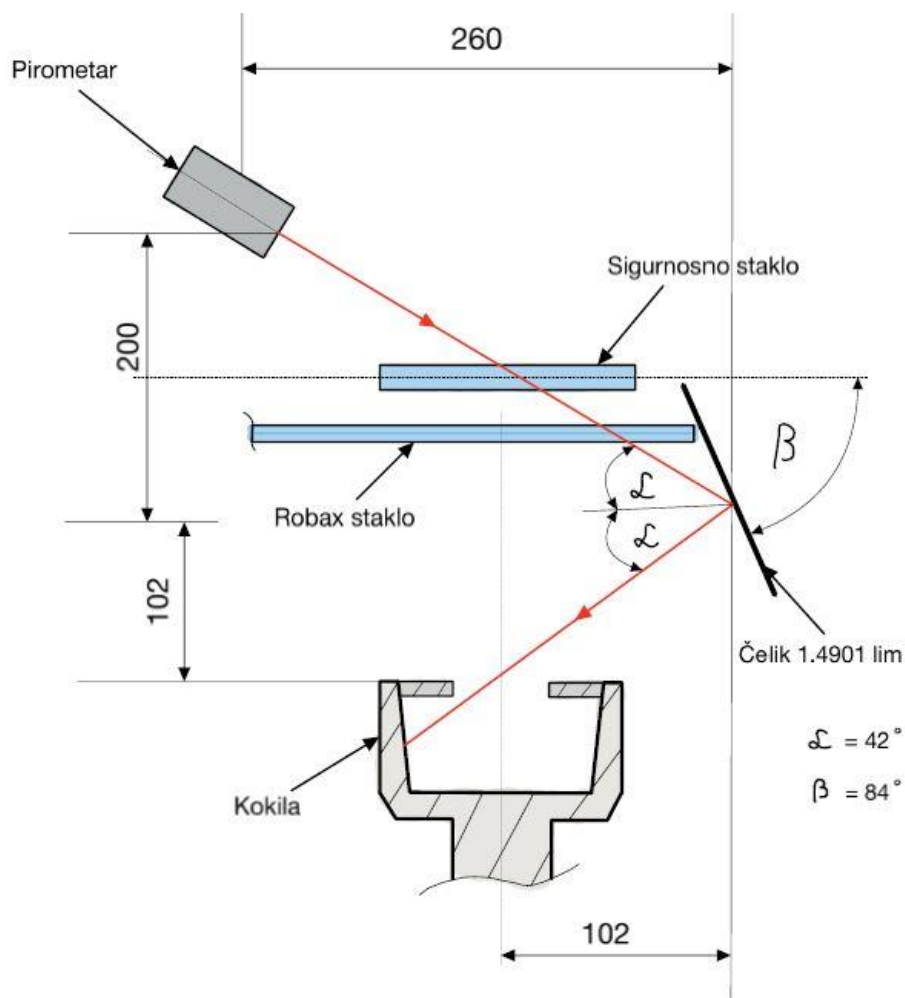
Slika 6.2 Konstrukcija stroja za VCL u vakuumu

6.1.2. Lijevanje metala

U eksperimentalnom dijelu istraživanja proveden je postupak lijevanja ANČ EN 1.4841 primjenom tehnologije VCL u vakuumu. Korišten je sirovac mase 0,67 kg, isporučen u obliku šipke i tokaren prema dimenzijama lonca. Tvrtka Ugitech S.A. izradila je atest isporučenog sirovca u skladu s normom EN 10204 / 3.1, osiguravajući sljedivost i sukladnost materijala sa zahtjevima eksperimentalnog istraživanja (prilog 4.). Sirovac (ulazni materijal) je ručno postavljen u lonac izrađen od industrijske keramike, cirkonijeva oksida (ZrO_2). Kokila je izrađena od alatnog čelika za topli rad EN 1.2343 (AISI H11) i pripremljena nanošenjem keramičkog premaza *Spuncote 10C* na bazi vode. Debljina premaza na dnu kokile iznosila je približno 300 μm , dok je na obodnom dijelu bila približno 100 μm .

Mjerenje temperature tijekom procesa VCL provedeno je pomoću dvaju optičkih pirometara, modela *CTLM 3H2SF300 – C3*, proizvođača Micro – Epsilon. Jedan pirometar mjerio je temperaturu taline u loncu, dok je drugi pirometar mjerio temperaturu unutrašnje površine kokile na način da se zračenje s kokile reflektiralo preko kalibriranog ogledala i dolazilo do senzora

pirometra. Time je omogućeno precizno i bezkontakno mjerenje temperature površine kokile. Shematski prikaz principa mjerenja temperature putem refleksije preko kalibriranog ogledala prikazan je na Slika 6.3.



Slika 6.3 Shematski prikaz mjerenja temperature kokile optičkim pirometrom putem refleksije na kalibriranom ogledalu





Lijevanje je započelo okretanjem lonca, pri čemu je talina lijevana u rotirajuću kokilu, a tlak u komori u tom je trenutku iznosio približno 4 mbar. Tijekom lijevanja zabilježeno je djelomično izlijevanje taline izvan kokile, pri čemu je manji dio taline završio na dnu komore.

Pod utjecajem centrifugalne sile talina je tekla sa dna prema stijenci kokile i uz stijenu kokile prema gore do graničnika te je poprimila cilindrični oblik. Nakon lijevanja uslijedilo je skrućivanje i hlađenje do sobne temperature. Kao rezultat lijevanja dobiveni su cilindrični (cjevasti) odljevci. Tijekom vađenja odljevaka iz kokile nisu uočeni tehnološki problemi, poput otežanog izvlačenja ili oštećenja kokile.

6.2. Određivanje optimalnog broja okretaja kokile

Prije istraživanja utjecajnih parametara u računalnom eksperimentu, proveden je pretpokus određivanja broja okretaja kokile. Bilo je nužno stvarnim eksperimentom utvrditi vrijednost koja omogućuje dobivanje odljevka traženih dimenzija odnosno cilindričnog oblika. Za tu svrhu odlivena su četiri odljevka, označena U1 – U4, s različitim brojem okretaja kokile, što je prikazano u Tablica 6.1. Broj okretaja kokile, kao varijabilni parametar, eksperimentalno je određen u ovom poglavlju, pri čemu su korištene vrijednosti od 700, 1200, 1500 i 1800 min^{-1} , dok su ostali parametri bili konstantni. Kao srednje vrijednosti iz plana pokusa uzete su temperatura lijevanja (1480 °C) i temperatura predgrijavanja kokile (300 °C), dok je vrijeme lijevanja iznosilo 0,5 s. Kokila je premazana *Spuncote 10C* premazom, pri čemu je debljina premaza iznosila 300 μm na dnu i 100 μm na bočnim stijenkama.

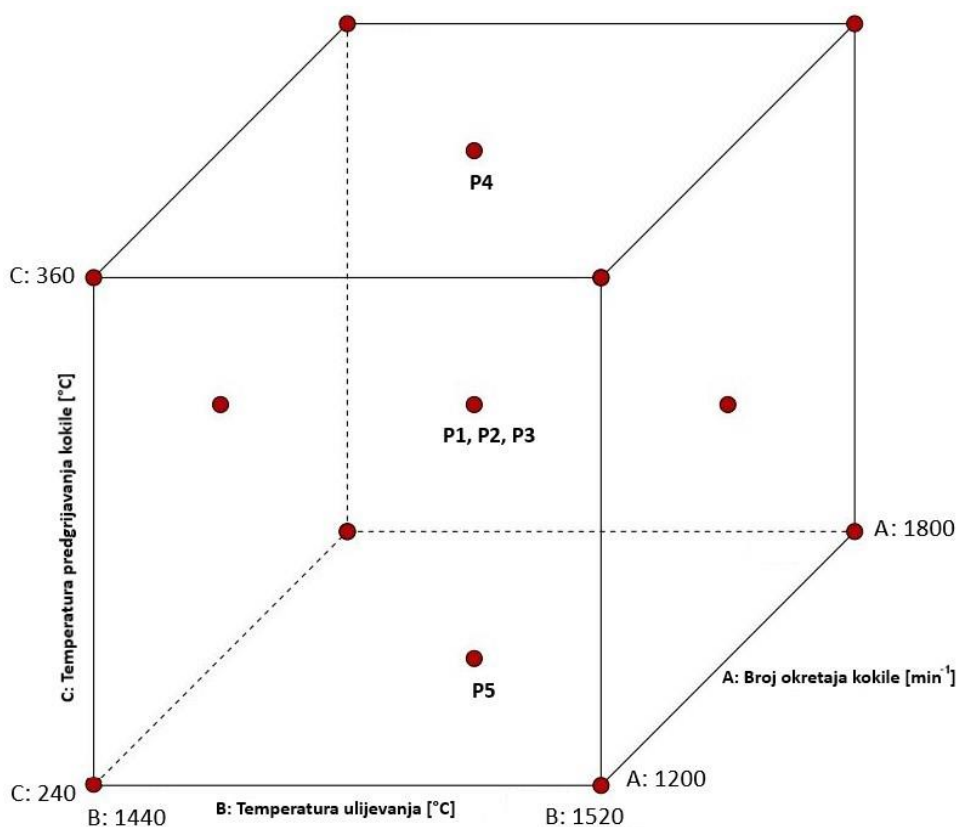
Tablica 6.1 Preliminarni plan pokusa radi određivanja optimalnog broja okretaja kokile

Broj pokusa	Slike	Faktor A	Faktor B	Faktor C
		Broj okretaja kokile	Temperatura lijevanja	Temperatura predgrijavanja kokile
		min ⁻¹	°C	°C
U1		1500	1480	300
U2		700		
U3		1200		
U4		1800		

Dobiveni rezultati pokazali su da je optimalni broj okretaja 1500 min⁻¹, pri kojem je odljevak U1 imao željene dimenzije, a tijekom procesa nisu uočene nikakve nepravilnosti. Kod nižeg broja okretaja odljevci U2 i U3 su imali konusni oblik, pri čemu je unutarnji radijus na donjem dijelu bio značajno manji od gornjeg radijusa, što je u skladu s formulom (3.14). Kod prevelikog broja okretaja kokile centrifugalna sila postala je prevelika, zbog čega je talina prelazila preko gornje rubne ploče, što je dovelo do lokalnih izbočenja na gornjem dijelu odljevka U4.






6.3. Plan izvedbe stvarnog eksperimenta

S ciljem određivanja utjecaja brzine hlađenja na mikrostrukturu odljevka odnosno mehanička svojstva lijevano je pet odljevaka P1 – P5. Promjena brzine hlađenja postignuta je promjenom temperature predgrijavanja kokile 240°C, 300°C i 360°C, dok su broj okretaja kokile (1500 min^{-1}) i temperatura lijevanja (1480 °C) bili konstantni, uzeti iz centra plana pokusa računalnog eksperimenta. Odljevci P1 – P3 izrađeni su s jednakim parametrima kako bi se provjerila ponovljivost rezultata, dok je odljevak P4 lijevan pri toplijoj kokili (360 °C), a odljevak P5 pri hladnijoj kokili (240 °C). Raspored eksperimentalnih točaka P1 – P5 na CCF planu pokusa prikazan je na Slika 6.4. Slike odljevaka i vrijednosti parametara za svaki odljevak prikazane su u Tablica 6.2.

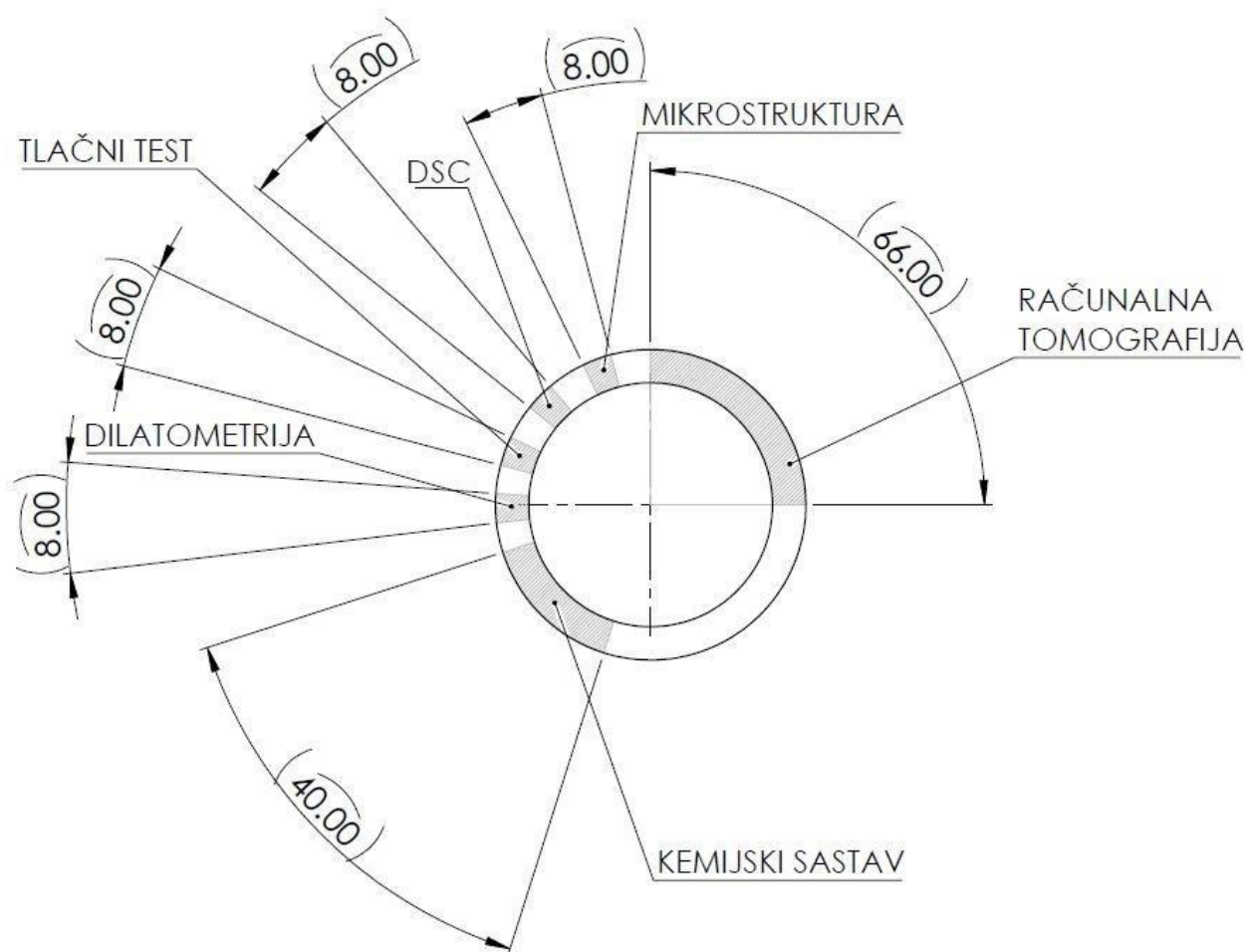


Slika 6.4 Raspored eksperimentalnih točaka P1 – P5 na CCF planu pokusa

Tablica 6.2 Plan pokusa u stvarnom eksperimentu

Broj pokusa	Slike	Faktor A	Faktor B	Faktor C
		Broj okretaja kokile	Temperatura lijevanja	Temperatura predgrijavanja kokile
		min ⁻¹	°C	°C
P1		1500	1480	300
P2				
P3				
P4				360
P5				240

Za dobivanje eksperimentalnih rezultata izrađen je plan rezanja odljevaka. Odljevci su izrezani na uzorke za analizu mikrostrukture, diferencijalnu pretražnu kalorimetriju (DSC), tlačno ispitivanje, dilatometriju te analizu kemijskog sastava. Plan rezanja odljevaka prikazan je na Slika 6.5, a odrezani uzorci za DSC P3, P4 i P5 širine 8 mm prikazani su na Slika 6.6.



Slika 6.5 Plan uzimanja uzoraka iz odljevka



Slika 6.6 Prikaz uzoraka P3 – P5 dobivenih rezanjem odljevaka za DSC analizu

6.4. Određivanje dimenzija odljevaka pomoću 3D skenera

Metodologija 3D skeniranja temelji se na primjeni suvremenih optičkih i laserskih tehnologija za digitalizaciju fizičkih objekata i njihovu pretvorbu u trodimenzionalni digitalni oblik visoke točnosti. Profesionalno 3D skeniranje danas predstavlja cjelovito digitalno rješenje koje povezuje 3D digitalizaciju, oblikovanje pomoću računala (CAD), analizu i inspekciju geometrije proizvoda. Skeniranjem se brzo i precizno stvara digitalna replika, čime se fizički objekt prenosi u virtualno okruženje. Tako dobiveni model omogućuje rekonstrukciju oblika, dimenzijsku analizu, korekciju geometrije te usporedbu s postojećim CAD modelom radi provjere usklađenosti s traženim tolerancijama. Prednost 3D skeniranja u odnosu na klasične mjerne metode ogleda se u visokoj točnosti, brznoj akviziciji podataka i mogućnosti obrade složenih geometrija. 3D skeneri se stoga široko primjenjuju u istraživanju i industriji za mjerenje oblika jednostavne i kompleksne geometrije, kontroli kvalitete i provjeri dizajna gotovih proizvoda. Skeniranjem se mogu generirati detaljni izvještaji o geometrijskim odstupanjima [161,162].

U okviru provedenog istraživanja, 3D skeniranje svih pet odljevaka (P1 – P5) provedeno je optičkim 3D skenerom *ATOS Q*. Uređaj radi na principu projekcije uskopojasnog plavog svjetla na površinu objekta, pri čemu se projicirani svjetlosni uzorak snima dvjema kamerama po principu stereo kamere.

6.5. Ispitivanje kemijskog sastava

Kemijska analiza čelika ima važnu ulogu u kontroli kvalitete i osiguravanju pouzdanosti metalnih proizvoda, posebno u industrijama koje zahtijevaju preciznu karakterizaciju materijala. Ovisno o dubini analize, željenoj preciznosti i informacijama o stanju kemijskih elemenata, koriste se različite spektroskopske metode. Među njima se ističu optička emisijska spektroskopija (*eng. Optical Emission Spectroscopy, OES*), rendgenska fotoelektronska spektroskopija (*eng. X-ray Photoelectron Spectroscopy, XPS*), optička emisijska spektrometrija s tinjajućim izbojem (*eng. Glow Discharge Optical Emission Spectroscopy, GDOES*). Dok OES omogućuje brzu analizu ukupnog kemijskog sastava, XPS pruža analizu kemijskog sastava na površini materijala na način da detektira energiju fotoelektrona emitiranih s površine kada se uzorak izlaže rendgenskom zračenju. GDOES je specijaliziran za slojnu analizu kemijskog sastava materijala, pri čemu plazma uklanja atome sa površine uzorka sloj po sloju, a pobuđeni atomi emitiraju fotone karakterističnih valnih duljina koji se detektiraju pomoću OES – a. [163–165].

6.5.1. Optička emisijska spektroskopija

OES je analitička tehnika koja se koristi za određivanje kemijskog sastava materijala na temelju emisije svjetlosti iz pobuđenih atoma i iona. Princip metode uključuje prikupljanje svjetlosti, njezinu spektralnu disperziju unutar spektrometra i detekciju emitiranih linija, pri čemu svaki kemijski element emitira karakteristične valne duljine elektromagnetskog zračenja. Nakon disperzije, razdvojene linije padaju na detektor (CCD ili CMOS detektor), koji mjeri intenzitet zračenja na svakoj valnoj duljini. Po valnim duljinama linija prepoznaju se kemijski elementi, a po njihovom intenzitetu određuje se koncentracija elemenata u uzorku. OES se često koristi za kemijsku analizu metala jer omogućuje brzu i preciznu kvantitativnu analizu većine elemenata.

Tipični sustavi uključuju spektrometar s ulaznim prorezom, u koji se fokusira svjetlost emitirana iz uzorka, a svjetlost se može usmjeriti izravno na spektrometar ili prenijeti optičkim vlaknima [166,167].

6.6. Termodinamičko modeliranje nehrđajućih čelika

6.6.1. Thermo – Calc

Thermo – Calc je računalni program namijenjen termodinamičkim proračunima u metalurgiji i znanosti o materijalima. Sastoji se od osnovnih i specijaliziranih modula koji omogućuju ravnotežne proračune, analizu faznih dijagrama i dijagrama svojstava, prikaz termodinamičkih veličina te upravljanje bazama podataka i grafičku interpretaciju rezultata. Njegova primjena obuhvaća širok raspon termodinamičkih i termokemijskih izračuna u multikomponentnim sustavima, uzimajući u obzir promjene temperature, tlaka i kemijskog sastava [168]. Temelji se na CALPHAD pristupu (*eng. CALculation of PHase Diagrams*), koji modelira termodinamička, kinetička i druga svojstva sustava kombiniranjem eksperimentalnih podataka i optimiziranih termodinamičkih modela. Pojedine faze opisuju se počevši od čistih elemenata prema binarnim i ternarnim sustavima, dok se ponašanje složenijih legura predviđa ekstrapolacijom. Budući da se primjenjuje fazni pristup, Thermo – Calc opisuje termodinamička svojstva faza kao funkciju temperature, tlaka i sastava te omogućuje predviđanje ravnotežnog i neravnotežnog slijeda skrućivanja [169].

Thermo – Calc omogućuje rad putem grafičkog sučelja ili konzolnog načina, koji omogućuje detaljniju kontrolu proračuna. Temelji se na matematičkom opisu jednadžbi stanja (*eng. Equation of State, EOS*) i svih termodinamičkih funkcija, kako za čiste elemente, tako i za složenije faze u sustavu. Na temelju matematičkih modela određuje se Gibbsova slobodna energija, a ravnotežno stanje sustava dobiva se pronalaženjem faznog rasporeda u kojem je ukupna Gibbsova energija minimalna. Thermo – Calc koristi opsežne termodinamičke baze podataka koje se kontinuirano evaluiraju i optimiziraju pomoću modula PARROT. Ovaj modul kombinira eksperimentalne podatke i termodinamičke modele u analizi faznih ravnoteža, faznih dijagrama i faznih

transformacija te omogućuje izračun ključnih termodinamičkih veličina, poput entalpije, entropije i toplinskog kapaciteta [169,170].

6.6.1.1. Ravnotežni slijed skrućivanja

Ovime se opisuje redosljed kristalizacije faza tijekom hlađenja pri idealnim ravnotežnim uvjetima, pretpostavljajući beskonačno sporo hlađenje koje omogućuje potpunu difuziju elemenata u krutoj i tekućoj fazi. Na temelju ravnotežnog faznog dijagrama određuju se stabilne faze i temperaturni intervali njihove formacije, što omogućuje uvid u mikrostrukturu materijala u idealnim uvjetima [171].

Rezultati kemijskog sastava uzoraka P3 – P5 dobiveni u eksperimentalnom dijelu korišteni su kao ulazni podaci u Thermo – Calc proračun. Na temelju tih podataka izrađen je ravnotežni fazni dijagram kako bi se odredio redosljed faznih transformacija tijekom hlađenja.

6.6.1.2. Neravnotežni slijed skrućivanja

Ovime se opisuje redosljed izdvajanja faza tijekom kristalizacije u uvjetima koji odstupaju od termodinamičke ravnoteže, pri čemu je difuzija u krutoj fazi ograničena, što dovodi do segregacije i formiranja neravnotežnih mikrostruktura [172]. Za simulaciju ovog procesa koristi se Scheil – Gulliverov model, koji pretpostavlja [172]:

- Beskonačnu difuziju u tekućoj fazi
- Zanimarivu difuziju u krutoj fazi
- Termodinamičku ravnotežu na granici između tekuće i krute faze.

Zbog tih pretpostavki, dolazi do postupnog obogaćivanja tekuće faze elementima koji imaju nižu topljivost u krutoj fazi, što dovodi do sniženja solidus temperature. Scheilova analiza omogućuje procjenu temperaturnog intervala skrućivanja legure, sastava posljednje tekuće faze koja skrućuje u interdendritskim prostorima, kao i identifikaciju neravnotežnih faza koje se formiraju tijekom završnog skrućivanja u segregiranim područjima, a koje se ne pojavljuju u ravnotežnim faznim dijagramima [172].

Za proračun neravnotežnog dijagrama skrućivanja uzoraka P3 – P5 korišteni su eksperimentalni rezultati kemijskog sastava. Dijagram je modeliran prema Scheil – Gulliver pristupu u programu Thermo – Calc kako bi se prikazao redoslijed faznih transformacija tijekom hlađenja u uvjetima ograničene difuzije.

6.6.2. CALPHAD metoda

Metoda CALPHAD je tehnika kojom se analiziraju različite eksperimentalne vrijednosti vezane uz fazne granice i termodinamička svojstva legura prema odgovarajućem termodinamičkom modelu, uključujući procjenu interakcijskih energija između atoma. Fazni dijagrami izvan eksperimentalnog područja mogu se predvidjeti ovom metodom na temelju termodinamičkih modela. Prednost CALPHAD – a u odnosu na eksperimentalne metode je u jednostavnijem proširenju rezultata na višekomponentne sustave, uz mogućnost dobivanja podataka o metastabilnim fazama i termodinamičkim faktorima, poput kemijskog potencijala i pokretačke sile. Međutim, ograničenje metode je nemogućnost predviđanja novih faza čija termodinamička funkcija još nije ocijenjena [173].

Za procjenu slobodne energije faza koje se pojavljuju u sustavu legure najčešće se koristi model regularne otopine prema Hildebrandovoj teoriji, koji se temelji na Van Laarovom, Braggovom i Williamsovom termodinamičkom modelu. Ovaj model se ističe svojom sposobnošću da precizno opisuje termodinamička svojstva, čak i u složenim sustavima, zbog relativno jednostavne i praktične matematičke formulacije. Zbog toga je model obične otopine najčešće korišten u CALPHAD metodi. Osim toga, koristi se i model međuprostorne mreže, gdje se međuprostorna mreža tretira kao obični približni model za otopine. Ovaj model daje dobar uvid u termodinamička svojstva, posebno u slučajevima uređenih struktura. Međutim, još uvijek postoji neizbježna netočnost u entropijskom izrazu, jer je organizacija urednog – neurednog zanemarena. Za poboljšanje ovog entropijskog izraza predložena je metoda varijacije skupa (*eng. Cluster Variation Method, CVM*), koja koristi atomske skupine za bolji opis entropije, osobito u prijelazu metala iz rasporeda red – nered. Velik broj termodinamičkih modela podržava opis slobodne

energije. S obzirom na jednostavnost proširenja u višekomponentne sustave, čini se da je model međuprostorne mreže najprikladniji za izračun faznih ravnoteža za praktične materijale koji se sastoje od više elemenata [174].

Za čiste elemente i stehiometrijske spojeve najčešće se koristi sljedeći model (6.1) [173]:

$$G_m - H_m^{SER} = a + b \cdot T + c \cdot T \cdot \ln(T) + \sum d_i \cdot T^i \quad (6.1)$$

gdje G_m predstavlja molarnu Gibbsovu slobodnu energiju faze u danom stanju, dok H_m^{SER} označava entalpiju elementa u njegovom stabilnom stanju pri temperaturi od 298,15 K i tlaku od 1 bara. a, b, c, d_i su parametri korišteni u modelu za prilagodbu temperaturnih ovisnosti.

Za višekomponentne fazne otopine koristi se sljedeći izraz za Gibbsovu energiju (6.2) [173]:

$$G_e = G_e^0 + idG_{mix} + xsG_{mix} \quad (6.2)$$

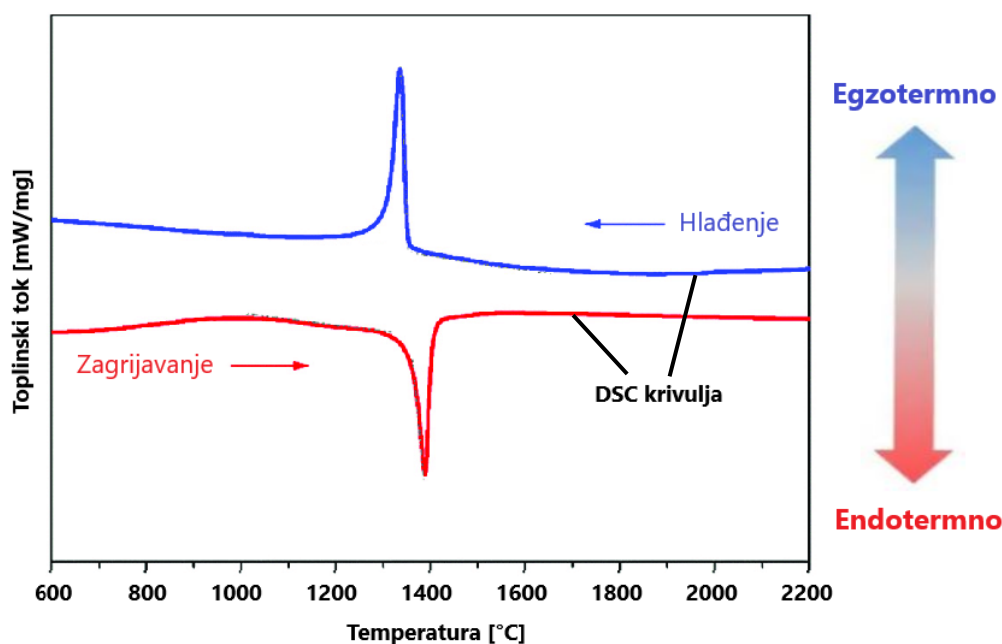
Pri tome, G_e^0 predstavlja Gibbsovu energiju povezanu s mehaničkim miješanjem komponenti faze, a idG_{mix} je idealni doprinos Gibbsove energije miješanja (pretpostavlja savršenu otopinu), a xsG_{mix} predstavlja višak Gibbsove energije miješanja zbog stvarnih interakcija među komponentama (neidealni doprinos).

6.7. Simultana toplinska analiza

Simultana toplinska analizira (*eng. Simultaneous Thermal Analysis, STA*) tehnika je za proučavanje toplinskih i fizikalnih svojstava materijala tijekom promjena temperature, pri čemu se istodobno prate različiti parametri, najčešće promjena mase i toplinski tok. STA objedinjuje diferencijalnu pretražnu kalorimetriju (*eng. Differential Scanning Calorimetry, DSC*) i termogravimetrijsku analizu (*eng. Thermogravimetric Analysis, TGA*) [175]. Ispitivanje je provedeno na STA uređaju *Netzsch STA 449 C Jupiter*, pri čemu je primijenjena samo DSC metoda.

6.7.1. Diferencijalna pretražna kalorimetrija

Metoda se temelji na mjerenju razlike u temperaturi između uzorka i referentnog materijala tijekom programiranog zagrijavanja ili hlađenja. DSC je naprednija tehnika u odnosu na sličnu diferencijalnu toplinsku analizu (eng. *Differential Thermal Analysis, DTA*), koja također mjeri razliku temperature, ali ne i toplinski tok. Na Slika 6.7 prikazana je osnovna forma DSC krivulje za zagrijavanje odnosno hlađenje ANČ u idealnim uvjetima [176].



Slika 6.7 DSC krivulje za zagrijavanje odnosno hlađenje ANČ u idealnim uvjetima [176]

Pri zagrijavanju, taljenje zahtijeva dovod topline, zbog čega je vrh krivulje okrenut prema dolje, što je obilježje endotermnog procesa. Suprotno tome, pri hlađenju dolazi do oslobađanja topline tijekom skrućivanja, što rezultira egzotermnim vrhom okrenutim prema gore [176].

Konačni rezultat DSC analize, koji prikazuje molarni toplinski kapacitet kao funkciju temperature, koristi se za procjenu sljedećih termodinamičkih parametara: promjena toplinskog kapaciteta Δc_p , entalpije (ΔH), entropije (ΔS) i Gibbsove slobodne energije (ΔG). Ovi termodinamički parametri mogu se izračunati pomoću sljedećih jednadžbi (6.3) – (6.7) [177]:

$$c_p = \left(\frac{dq}{dT} \right) \quad (6.3)$$

$$\Delta c_p = c_p(\text{uzorak}) - c_p(\text{referenca}) \quad (6.4)$$

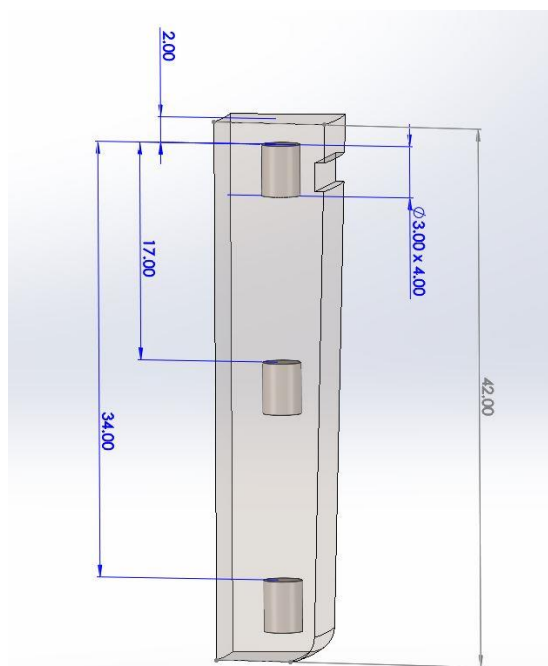
$$\Delta H(T) = \int_{T_0}^T \Delta c_p dT \quad (6.5)$$

$$\Delta S(T) = \int_{T_0}^T \frac{\Delta c_p}{T} dT \quad (6.6)$$

$$\Delta G(T) = \Delta H(T) - T\Delta S(T) \quad (6.7)$$

Nakon kalibracije uređaja, moguće je određivati karakteristične temperature tijekom zagrijavanja i hlađenja. Za ANČ najčešće se određuju likvidus i solidus temperature, ali i praćenje drugih faznih promjena poput precipitacije karbida ili formiranja intermetalnih spojeva, čime se dobivaju eksperimentalne vrijednosti koje se mogu usporediti s faznim dijagramima za proučavani sustav. U ternarnim i višefaznim sustavima moguće je odrediti dodatne karakteristične temperature povezane s kompleksnijim reakcijama [177].

Zagrijavanje se odvija kontroliranim grijanjem u inertnoj atmosferi, pri čemu uređaj tali metal u malom lončiću. Za ispitivanje su izrađeni valjkasti uzorci promjera 3 mm i visine 4 mm ($\emptyset 3 \times 4$), iz odljevaka P3, P4 i P5, pri čemu je jedan uzorak izrezan iz donjeg, jedan iz srednjeg, a jedan iz gornjeg dijela svakog odljevka, kako je prikazano na Slika 6.8. Ispitivanje je provedeno metodom DSC, uz uvjete prikazane u Tablica 6.3. Ukupno vrijeme trajanja mjernog ciklusa iznosilo je 2 sata i 22 minute.



Slika 6.8 Položaj valjkastih uzoraka ($\text{Ø}3 \times 4$) iz odljevaka P3, P4 i P5, namijenjenih za DSC analizu

Tablica 6.3 Parametri ispitivanja DSC metodom

Parametar	Vrijednost
Masa uzorka	213,5 mg
Masa lonca	209,8 mg
Zaštitni plin	Argon
Početna temperatura	25°C
Krajnja temperatura	1450°C
Brzina zagrijavanja	10 K/min

6.8. Dilatometrija

Dilatometrija (*eng. Dilatometry*) je metoda koja omogućuje precizno mjerenje promjena dimenzija uzorka ovisno o temperaturi. Praćenjem promjena veličine uzorka tijekom zagrijavanja ili hlađenja, izračunava se koeficijent linearnog toplinskog širenja (α_L) (*eng. Coefficient of Thermal Expansion, CTE*), koji opisuje relativnu promjenu dimenzija materijala po jedinici temperature, a posljedica je kretanja čestica i povećanja njihova prosječnog razmaka s porastom temperature [178,179].

Materijali se različito ponašaju pri zagrijavanju, pri čemu većina njih pokazuje linearnu promjenu dimenzija. Ovisno o vrsti materijala, toplinsko rastezanje može biti ujednačeno u svim smjerovima (izotropni materijali) ili se može značajno razlikovati ovisno o smjeru (anizotropni materijali). Budući da u austenitnim nehrđajućim čelicima dominira austenitna faza s kubičnom plošno centriranom (FCC) kristalnom rešetkom, materijal u pravilu pokazuje približno izotropna fizikalna svojstva [179].

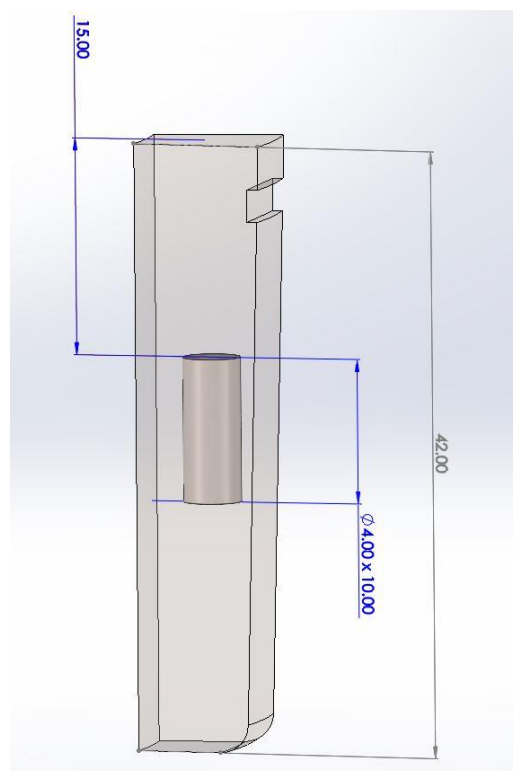
Koeficijent linearnog toplinskog širenja (α_L) opisuje linearnu promjenu duljine ispitivanog uzorka s porastom temperature te se definira sljedećim izrazom (6.8) [179]:

$$\alpha_L = \frac{1}{L_0} \left(\frac{\Delta L}{\Delta T} \right)_p \quad (6.8)$$

gdje je ΔL promjena duljine uzorka početne duljine L_0 pri promjeni temperature ΔT , uz održavanje konstantnog tlaka p . Za izotropne materijale vrijedi približna povezanost između koeficijenta linearnog (α_L) i volumnog (α_V) toplinskog širenja (6.9) [180]:

$$\alpha_L \approx \frac{1}{3} \cdot \alpha_V \quad (6.9)$$

Za potrebe ispitivanja, izrađeni su valjkasti uzorci promjera 4 mm i visine 10 mm ($\emptyset 4 \times 10$), iz odljevaka P3 – P5, kako je prikazano na Slika 6.9 Slika 6.11. Za mjerenje koeficijenta linearnog toplinskog širenja korišten je uređaj *DIL 805A/D Quenching Dilatometers (TA Instruments)*.



Slika 6.9 Položaj valjkastih uzoraka ($\varnothing 4 \times 10$) iz odljevaka P3, P4 i P5, namijenjenih za dilatometriju

6.9. Metode za analizu mikrostrukture materijala

Analiza mikrostrukture materijala važna je za razumijevanje njihovih svojstava i ponašanja u različitim uvjetima primjene. Ove metode omogućuju detaljan uvid u strukturu materijala, uključujući veličinu i oblik zrna, veličinu dendrita, raspodjelu faza te prisutnost nemetalnih uključaka. Za ovu vrstu analize koriste se različite metode mikroskopije, među kojima se ističu uređaji kao što su optički mikroskop (*eng. Optical Microscope, OM*) i pretražni elektronski mikroskop (*eng. Scanning Electron Microscope, SEM*). OM omogućuje osnovnu analizu uzoraka pri nižim povećanjima, dok SEM pruža veću razlučivost, omogućujući detaljan prikaz površinske morfologije i mikrostrukturnih značajki [181].

6.9.1. Optički mikroskop

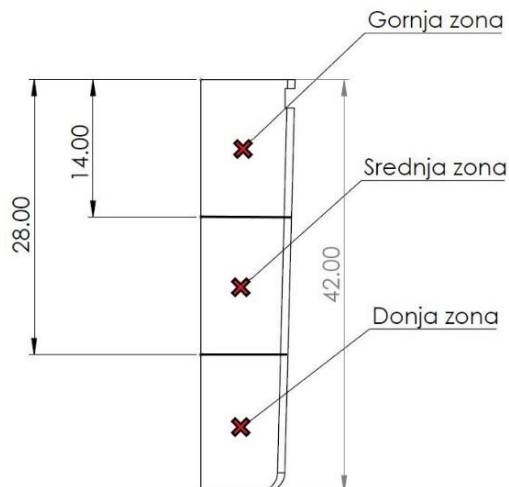
Optički mikroskop (*OM*) je osnovni instrument za promatranje mikrostrukture metalnih uzoraka s razlučivosti do približno 0,2 μm , što je znatno bolje od granice razlučivanja ljudskog oka (oko 70 μm pri udaljenosti od 25 cm). Kod metalnih uzoraka *OM* radi na principu refleksije svjetlosti, pri čemu svjetlost mikroskopa pada na poliranu i kemijski nagriženu površinu uzorka. Različite mikrostrukturne komponente, poput zrna, faza ili dendrita, odbijaju svjetlost različito, što stvara kontrast i omogućuje njihovu vizualizaciju [182].

Sustav mikroskopa uključuje objektiv, smješten blizu uzorka, i okular, smješten blizu oka promatrača. Kombinacija objektiva i okulara stvara uvećanu sliku koja može doseći do 1500 \times , ovisno o korištenoj optici. Minimalne detalje koje mikroskop može razlučiti određuje Rayleighjev kriterij razlučivosti (6.10) [150,183]:

$$d_{min} = \frac{1,22 \cdot \lambda}{2 \cdot NA} \quad (6.10)$$

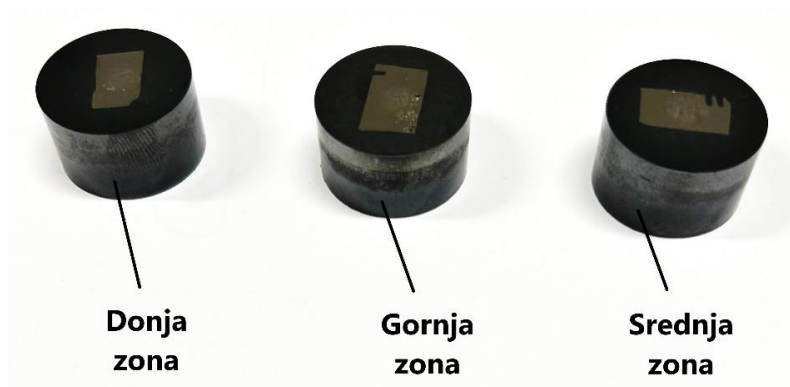
gdje je d_{min} minimalna razlučiva udaljenost, λ valna duljina svjetlosti, a NA numerička apertura objektiva. Veća numerička apertura i korištenje kraćih valnih duljina (npr. plave svjetlosti) omogućuju bolje razlučivanje sitnih detalja mikrostrukture. Zbog jednostavnosti i dostupnosti, optički mikroskop i dalje je osnovna metoda u analizi mikrostrukture materijala, osobito kod metalografskih ispitivanja i karakterizacije struktura unutar granica njegove razlučivosti [184,185].

Analiza mikrostrukture nehrđajućeg čelika EN 1.4841 provedena je na svim odljevcima (P1 – P5) u gornjoj, srednjoj i donjoj zoni duž cijelog poprečnog presjeka, a položaji zona mjerenja prikazani su na Slika 6.10. Mjerne točke bile su raspoređene u razmaku od 1 mm.



Slika 6.10 Zone za analizu mikrostrukture

Priprema je započela rezanjem odljevaka na tračnoj pili, nakon čega su dobiveni uzorci postavljeni u kalupe i zaliveni provodljivom fenol – formaldehidnom smolom. Priprema površine nastavila se brušenjem, pri čemu su uzorci prebrušeni brusnim papirima postupno sve sitnije zrnatosti radi uklanjanja tragova rezanja i smanjenja površinskih neravnina. Nakon brušenja provedeno je strojno poliranje dijamantnom suspenzijom granulacije 1 μm , čime je postignuta glatka, zrcalno sjajna površina. Radi isticanja dendritne morfologije potrebne za određivanje razmaka sekundarnih dendritnih grana (SDAS), površina uzoraka podvrgnuta je ionskom nagrivanju. Na Slika 6.11 prikazan je pripremljeni uzorak izrađen iz odljevka P3. Za analizu mikrostrukture korišten je *OM Olympus BX61*.



Slika 6.11 Pripremljeni uzorci za ispitivanje mikrostrukture

6.9.2. Pretražna elektronska mikroskopija

Pretražna elektronska mikroskopija (SEM) temelji se na upotrebi snopa elektrona za stvaranje uvećane slike uzorka, pri čemu može postići razlučivost i do 1000 puta bolju od one kod optičke mikroskopije. Interakcija elektrona s uzorkom rezultira emisijom različitih signala, uključujući sekundarne elektrone, reflektirane elektrone i karakteristične rendgenske zrake, koje omogućuju detaljnu analizu morfologije, topografije i kemijskog sastava površine. Uobičajeno se SEM provodi u uvjetima visokog vakuuma. Pomoću energijsko disperzivne spektroskopije (*eng. Energy Dispersive X-ray Spectroscopy, EDS*), moguće je provesti EDS analizu kojom se određuje kemijski sastav ispitivanih uzoraka. Iako SEM omogućuje visoku razlučivost i 3D uvid u površinske strukture određena ograničenja proizlaze iz utjecaja elektronskog snopa na uzorak, mogućeg aglomeriranja čestica te ograničenja u analizi disperznih sustava [186,187].

Jedna od naprednih analitičkih tehnika koja se provodi na SEM – u jest difrakcija povratno raspršenih elektrona (*eng. Electron Backscattered Diffraction, EBSD*). Princip rada temelji se na interakciji elektronskog snopa s kristalnom rešetkom uzorka, pri čemu elektroni koji zadovoljavaju Braggov difrakcijski uvjet stvaraju Kikuchi linije na detektoru. Te linije omogućuju određivanje prostorne raspodjele kristalne strukture i orijentacije te parametre mikrostrukture poput veličine zrna i faznog sastava [188].

Analiza mikrostrukture elektronskom mikroskopijom provedena je za sve odljevke (P1 – P5) u gornjoj, srednjoj i donjoj zoni (Slika 6.10). Priprema uzoraka provedena je istim postupkom kao i za optičku mikroskopiju, sve do završne obrade površine. Površina namijenjena EBSD analizi nije nagrizana, već je provedeno završno poliranje koloidnom suspenzijom silicijevog dioksida (*OPS*). Ovakva priprema omogućila je pouzdano provođenje EBSD analize te određivanje prosječnog udjela δ ferita za sve uzorke (P1 – P5) u gornjoj, srednjoj i donjoj zoni poprečnog presjeka. Za analizu je korišten SEM *Quattro S* (*Thermo Fisher Scientific*). S obzirom na električnu vodljivost materijala, dodatna metalizacija površine nije bila potrebna.

6.10. Mjerenje tvrdoće

Ispitivanje tvrdoće predstavlja jednu od osnovnih metoda mehaničkog ispitivanja materijala te se koristi za procjenu njegove otpornosti na prodiranje i lokalnu plastičnu deformaciju površine. Postupak ispitivanja temelji se na utiskivanju standardiziranog penetratora definiranog oblika u površinu ispitivanog materijala pod djelovanjem unaprijed zadane sile. Ovisno o primijenjenoj metodi, tvrdoća se određuje mjerenjem dimenzija nastalog otiska ili izravnim očitanjem vrijednosti povezane s dubinom utiskivanja [189].

Za pouzdano ispitivanje tvrdoće potrebna je ravna i glatka površina uzorka, najčešće brušena ili polirana, kako bi se osigurala točnost mjerenja i pravilno oblikovanje otiska. Najčešće korištene metode ispitivanja tvrdoće su Brinellova, Vickersova i Rockwellova, koje se međusobno razlikuju prema obliku penetratora, veličini primijenjenog opterećenja i načinu određivanja tvrdoće [189].

6.10.1. Vickersova metoda

Vickersova metoda ispitivanja tvrdoće koristi dijamantni četverostrani piramidalni indentor s vršnim kutom između nasuprotnih ploha (θ) od 136° , koji pri opterećenju stvara kvadratni otisak na površini materijala. Tvrdoća se definira kao omjer ispitne sile i stvarne površine otiska preostalog nakon rasterećenja, pri čemu se površina izračunava iz srednje vrijednosti izmjerenih dijagonala. Temeljni izraz glasi (6.11) [190]:

$$HV = \frac{\text{sila opterećivanja (kgf)}}{\text{površina otiska (mm}^2\text{)}} \quad (6.11)$$

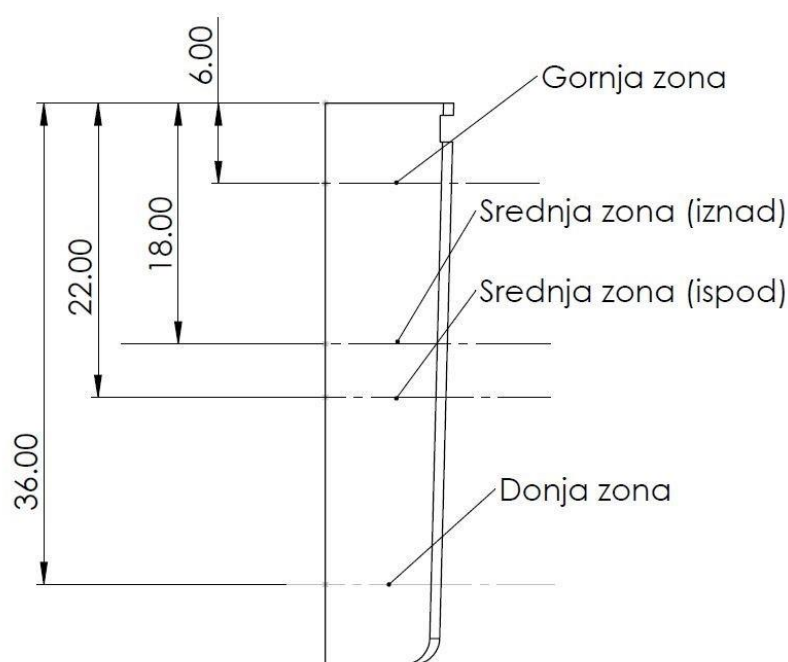
Konverzijom kilogram sile (kgf) u Newton (N), ostvaruje se uključivanjem ubrzanja sile teže g , pri čemu jednadžba glasi (6.12):

$$HV = \frac{1}{g} \cdot \frac{2F \sin\left(\frac{\theta}{2}\right)}{d_{avg}^2} \quad (6.12)$$

Uvrštavanjem poznatih vrijednosti, jednadžba poprima konačni skraćeni oblik (6.13):

$$HV \approx 0,1891 \cdot \frac{F}{d_{avg}^2} \quad (6.13)$$

Tvrdoća je mjerena na poliranoj površini pripremljenih uzoraka. Ispitivanje je provedeno duž presjeka stijenke, od vanjske prema unutarnjoj strani, na uzorcima izrađenima iz odljevaka P3, P4 i P5. Korišteno je opterećenje od 0,5 kgf, što odgovara sili 4,903 N i oznaci $HV0,5$ prema Vickersovoj metodi. Pozicije mjerenja tvrdoće na uzorku prikazane su na Slika 6.12, a korišten je mjerni instrument *Shimadzu Micro Hardness Tester M*.



Slika 6.12 Pozicije mjerenja tvrdoće Vickersovom metodom na poliranim uzorcima iz odljevaka P3, P4 i P5

6.11. Tlačno ispitivanje

Tlačno ispitivanje (*eng. Compression test*) je postupak mehaničkog ispitivanja pri kojem se ispitni uzorak opterećuje tlačnom silom, pri čemu se prati ponašanje materijala pod djelovanjem rastućeg tlačnog opterećenja. Ispitni uzorci za tlačno ispitivanje najčešće su valjkastog oblika, pri

čemu je omjer duljine uzorka (L) i promjera (D) obično manji od 2 ($L/D < 2$), kako bi se spriječilo savijanje i smicanje materijala tijekom tlačnog opterećenja. Tijekom ispitivanja mjeri se odziv ispitnog uzorka na primijenjeno tlačno opterećenje, na temelju čega se određuje krivulja naprezanja i deformacije. Ispitivanje započinje postavljanjem ispitnog uzorka između dviju paralelnih tlačnih ploča ispitne naprave, nakon čega se opterećenje postupno povećava. Kako se ispitni uzorak tlači, njegova visina se smanjuje, a poprečne dimenzije povećavaju. Opterećenje potrebno za daljnju deformaciju raste, pri čemu se za krhke materijale test provodi do loma, dok se za duktilne materijale testira do pojave prve pukotine. Dijagram naprezanja određuje se na temelju početne površine presjeka uzorka, neovisno o stvarnoj površini presjeka koja se tijekom opterećenja povećava. Tlačno naprezanje σ_c izračunato je prema formuli (6.14) [191]:

$$\sigma_c = \frac{F}{A_0} \quad (6.14)$$

gdje je F sila koja djeluje na ispitni uzorak pri deformaciji uzorka Δh od 4 mm, a A_0 početna površina presjeka. Na temelju ovog odnosa, te izmjerenog stvarnog skraćivanja uzorka Δh u odnosu na početnu visinu h_0 , izračunata je relativna deformacija (6.15) [191]:

$$\varepsilon_c = \frac{\Delta h}{h_0} \times 100 \% \quad (6.15)$$

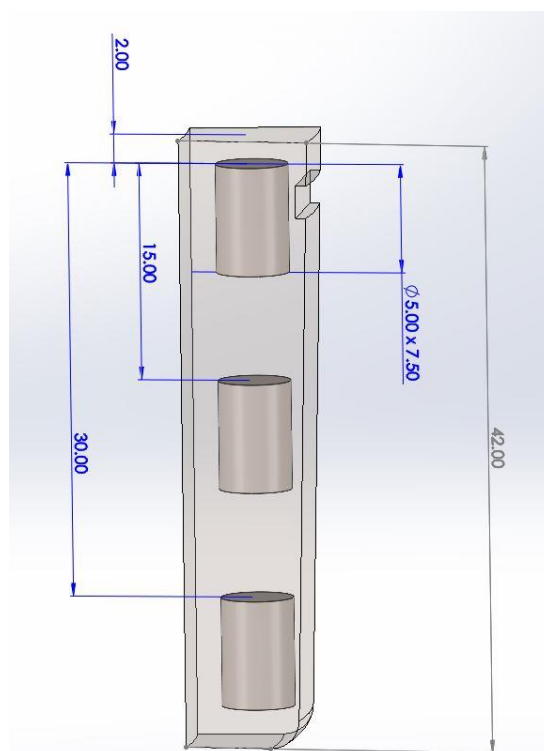
Dijagram naprezanja i deformacije u tlačnom testu započinje u ishodištu pravcem koji se naziva Hookeov pravac, koji opisuje linearni odnos između naprezanja i relativne deformacije (6.16) [191]:

$$\sigma_c = E \cdot \varepsilon_c \quad (6.16)$$

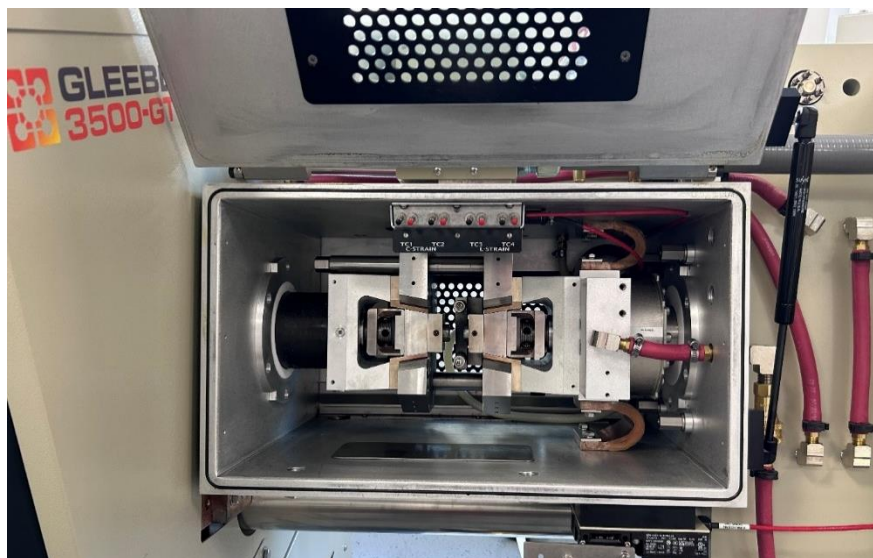
Ovaj izraz, poznat kao Hookeov zakon, vrijedi dok se materijal nalazi unutar elastičnog područja, pri čemu se nakon uklanjanja opterećenja uzorak vraća u prvobitni oblik. Konstanta E predstavlja modul elastičnosti (Youngov modul) i opisuje krutost materijala te njegov otpor deformaciji. Nakon elastičnog područja, dijagram naprezanja prelazi u plastično područje, pri čemu se ispitni uzorak trajno deformira. Kod duktilnih metala, poput austenitnog nehrđajućeg čelika,

tijekom tlačnog ispitivanja ne dolazi do loma, već do kontinuirane plastične deformacije, zbog čega tlačna čvrstoća (R_c) ne može biti definirana kao granična vrijednost [191].

Tlačno ispitivanje provedeno je na sobnoj temperaturi na valjkastim uzorcima promjera 5 mm i visine 7,5 mm ($\emptyset 5 \times 7,5$). Ispitni uzorci su izrađeni iz odljevaka P3 – P5 te su uzeti iz gornje, srednje i donje zone odljevka, kako je prikazano na Slika 6.13. Ispitivanje je provedeno na termomehaničkom simulatoru *Gleeble 3500 – GTC*, prikazanom na Slika 6.14. Vrijeme trajanja ispitivanja iznosilo je 406 s.



Slika 6.13 Položaj valjkastih uzoraka ($\emptyset 5 \times 7,5$) iz odljevaka P3, P4 i P5, namijenjenih za tlačno ispitivanje



Slika 6.14 Termomehanički simulator Gleeble 3500 – GTC za tlačno ispitivanje uzoraka

6.12. Zaostala naprezanja

Zaostala naprezanja su unutarnja naprezanja koja ostaju u materijalu nakon što je uklonjen izvor njihovog nastanka. Ona mogu biti korisna ili štetna, ovisno o primjeni. Zaostala naprezanja u konstrukcijskim elementima mogu uzrokovati prijevremeni lom ili smanjenje pouzdanosti komponente. Zaostala naprezanja mogu nastati zbog različitih mehanizama, uključujući plastične deformacije, temperaturne gradijente tijekom toplinskih ciklusa ili strukturne promjene poput faznih transformacija. Zaostala naprezanja u lijevanim komponentama nastaju zbog neravnomjernog hlađenja i skrućivanja metala, pri čemu temperaturni gradijenti uzrokuju neujednačene kontrakcije i razvoj unutarnjih naprezanja. U CL, uslijed djelovanja centrifugalne sile, metal se tijekom rotacije kokile raspoređuje prema vanjskim stijenkama, gdje se brže hladi i skrućuje, što dovodi do tlačnih naprezanja na površini i vlačnih naprezanja u unutrašnjosti odljevka [192].

Najzastupljenije metode mjerenja zaostalih naprezanja su rentgenska difrakcija (*X – ray Diffraction, XRD*) i neutronska difrakcija (*eng. Neutron Diffraction*) kao nerazorne metode te metoda bušenja provrta (*eng. Hole Drilling Method, HDM*) kao polu razorna metoda [193].

6.12.1. Rendgetska difrakcija

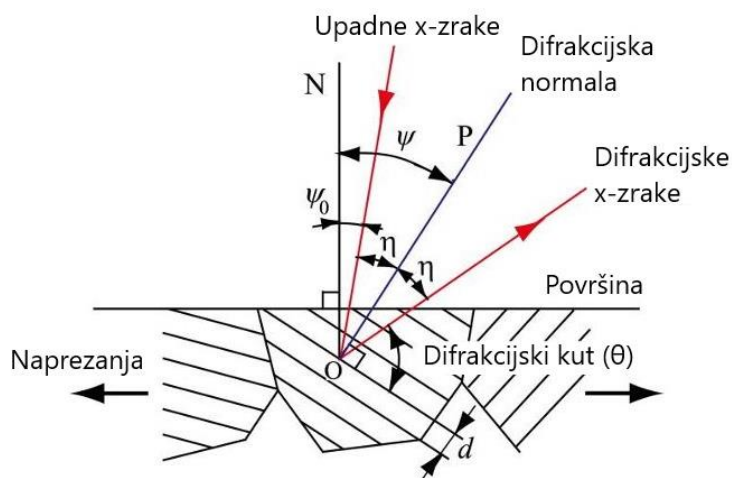
Rendgenska difrakcija (XRD) je nerazorna metoda ispitivanja zaostalih naprezanja na razini kristalne rešetke. Princip metode temelji se na elastičnom raspršenju X – zraka na elektronima unutar atoma, pri čemu se energija zraka ne mijenja, već se mijenja smjer raspršenja. Raspored raspršenih zraka stvara difrakcijski obrazac, koji odražava geometrijsku organizaciju ravnina unutar kristala. Mjerenje deformacija (naprezanja) X – zrakama temelji se na Braggovom uvjetu difrakcije. Kada monokromatski snop X – zraka obasjava polikristalni uzorak, kao što je prikazano na Slika 6.15, difrakcija se javlja pod kutovima koji zadovoljavaju uvjet (6.17) [194,195]:

$$2d_x \sin \theta_x = n_x \lambda_x \quad (6.17)$$

gdje je λ_x valna duljina upadnog zračenja, d_x razmak između kristalnih ravnina, a θ_x difrakcijski kut pod naprezanjem. Kada je kristal pod opterećenjem, razmak između kristalnih ravnina d_x mijenja se u odnosu na referentnu vrijednost bez naprezanja d_{x0} . Budući da je valna duljina λ_x konstantna, deformacija u smjeru normale na kristalnu ravninu određuje se promjenom kuta difrakcije prema izrazu (6.18) [194]:

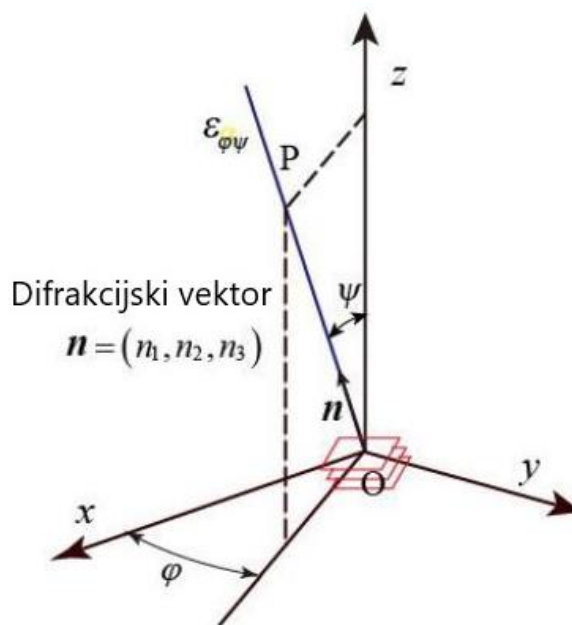
$$\varepsilon_{xn} = \frac{\Delta d_x}{d_{x0}} = \frac{d_x - d_{x0}}{d_{x0}} - \cot \theta_{x0} (\theta_x - \theta_{x0}) \quad (6.18)$$

gdje je θ_{x0} difrakcijski kut bez naprezanja. Kada difrakcija potječe od zrna s nasumičnom kristalografskom orijentacijom, naprezanje u rešetki koje se mjeri rendgenskom difrakcijom odgovara elastičnom naprezanju u uzorku. Povezanost između difrakcijski izmjerenog naprezanja i elastičnog naprezanja u uzorku temelji se na pretpostavci izotropne elastičnosti [192].



Slika 6.15 Shematski prikaz Braggova zakona difrakcije X – zraka na kristalnim ravninama [194]

Difrakcijski vektor normale ravnine, n , definira orijentaciju ravnine (eng. *Orientation of Plane, OP*) u $x - y - z$ koordinatnom sustavu, gdje su $x - y$ koordinate u ravnini površine uzorka, dok je $z - os$ okomita na površinu uzorka (Slika 6.16) [194].



Slika 6.16 Normalna deformacija u $x - y - z$ koordinatnom sustavu određena rendgenskom difrakcijom pomoću difrakcijskog vektora normale ravnine [194]

Za kut nagiba ψ_X i kut rotacije φ_X , difrakcijski vektor normale ravnine $n = (n_1, n_2, n_3)$ definiran je izrazom (6.19) [194]:

$$n = \begin{pmatrix} n_1 \\ n_2 \\ n_3 \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \sin\psi_X \cos\phi_X \\ \sin\psi_X \sin\phi_X \\ \cos\psi_X \end{pmatrix} \quad (6.19)$$

Komponente deformacije u $x - y - z$ koordinatnom sustavu izražavaju se kroz deformaciju $\varepsilon_{\varphi\psi}$, koja je određena kutovima nagiba ψ_X i rotacije φ_X te povezana s komponentama difrakcijskog vektora normale ravnine, na sljedeći način (6.20) [194]:

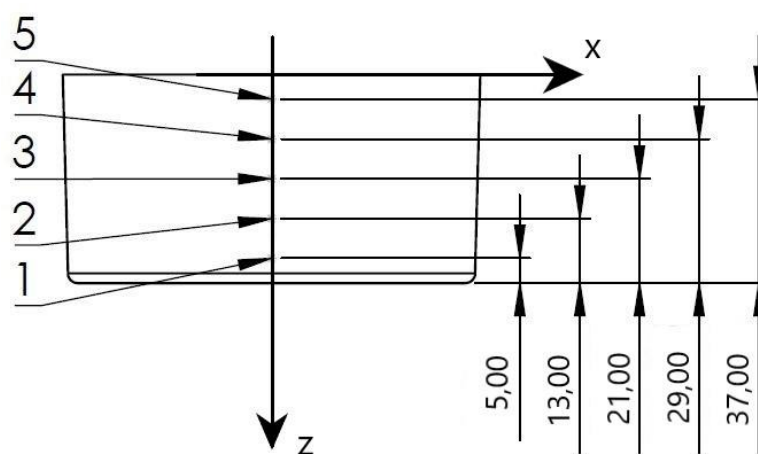
$$\varepsilon_{\varphi\psi} = \varepsilon_x n_1^2 + \varepsilon_y n_2^2 + \varepsilon_z n_3^2 + \gamma_{xy} n_1 n_2 + \gamma_{yz} n_2 n_3 + \gamma_{zx} n_3 n_1 \quad (6.20)$$

gdje su $\varepsilon_x, \varepsilon_y, \varepsilon_z$ normalne komponente deformacije, a posmične komponente deformacije $\gamma_{xy}, \gamma_{yz}, \gamma_{zx}$. Primjenom Hookeovog zakona za izotropnu elastičnost, jednadžba se može izraziti preko normalnih naprezanja $\sigma_x, \sigma_y, \sigma_z$ i posmičnih naprezanja $\tau_{xy}, \tau_{yz}, \tau_{zx}$ (6.21) [194]:

$$\varepsilon_{\varphi\psi} = \frac{1 + \nu}{E} \cdot (\sigma_x n_1^2 + \sigma_y n_2^2 + \sigma_z n_3^2 + \tau_{xy} n_1 n_2 + \tau_{yz} n_2 n_3 + \tau_{zx} n_3 n_1) - \frac{\nu}{E} \cdot (\sigma_x + \sigma_y + \sigma_z) \quad (6.21)$$

gdje je ν Poissonov omjer. Ova jednadžba predstavlja temelj rendgenskog mjerenja naprezanja metodama $\cos\alpha_X$ i $\sin^2\psi_X$, pri čemu se naprezanja određuju iz izmjerenih deformacija $\varepsilon_{\varphi\psi}$ u više različitih smjerova definiranih kutovima φ_X i ψ_X . U metodi $\sin^2\psi_X$, deformacije se određuju iz položaja vrhova difrakcijskih profila snimljenih pri više nagibnih kutova ψ_X , koristeći nulte ili jednodimenzionalne detektore. Suprotno tome, $\cos\alpha_X$ metoda omogućuje istovremeno mjerenje naprezanja u jednoj ekspoziciji pomoću 2D detektora koji bilježi cijeli Debye – Scherrerov prsten. Položaji refleksija u ovoj metodi određuju se Lorentzovim prilagođavanjem difrakcijskih profila, što osigurava visoku preciznost u slučaju simetričnih refleksija. Takav pristup omogućuje znatno kraće vrijeme mjerenja bez potrebe za promjenom upadnog kuta $X - \text{zračenja}$, što je osobito pogodno za analize na licu mjesta [194].

Mjerenje zaostalih napreznja provedeno je na vanjskoj površini cilindričnog odljevka P3. Mjerne točke raspoređene su po visini odljevka, od donjeg prema gornjem rubu. Mjerenje je započeto na udaljenosti 5 mm od donjeg ruba odljevka, a svaka sljedeća mjerna točka određena je u razmaku od 8 mm, čime je ukupno definirano pet mjernih točaka po visini odljevka. Točne pozicije mjernih točaka prikazane su na Slika 6.17. U svakoj od navedenih točaka određene su komponente zaostalih napreznja σ_z (normalno napreznje u smjeru Z – osi) i τ_{zx} (posmično napreznje u ravnini ZX).



Slika 6.17 Pozicije mjernih točaka zaostalih napreznja na odljevku P3

Mjerenja su izvedena uređajem *Pulstec $\mu - X360s$* (Slika 6.18), koji koristi $\cos\alpha_x$ metodu. Precizno pozicioniranje uređaja osigurano je pomoću robotske ruke *KUKA*, čime je postignuta visoka ponovljivost mjerenja.

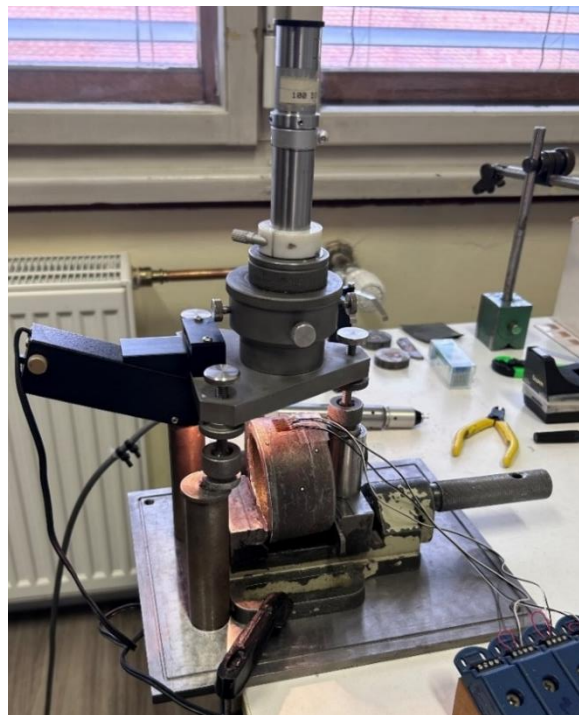


Slika 6.18 Uređaj Pulstec μ – X360s s robotskom rukom KUKA pri mjerenju zaostalih napreznja

6.12.2. Metoda bušenja provrta

Metoda bušenja provrta se koristi za mjerenje zaostalih napreznja u materijalu. Zaostala napreznja nastaju u materijalu u odsutnosti vanjskih opterećenja i utječu na ukupnu čvrstoću, umor i otpornost na koroziju materijala. Prednosti ove metode uključuju brzu pripremu, svestranost u primjeni na različite materijale i pouzdanost. Mjerenje zaostalih napreznja metodom bušenja dubokih provrta temelji se na otpuštanju zaostalih napreznja oko provrta, a deformacije koje nastaju mjere se u najmanje tri neovisna smjera oko provrta. Izmjerene deformacije ne predstavljaju izravno početna zaostala napreznja, već se napreznja određuju primjenom kalibracijskih koeficijenata. Koeficijenti su prethodno određeni numeričkim postupcima i eksperimentalno verificirani kako bi se u obzir uzeli stvarni uvjeti mjerenja, poput geometrije provrta, dubine bušenja i materijalnih svojstava ispitivanog uzorka. U većini slučajeva, bušenje provrta obavlja se u uzastopnim koracima, a deformacije se mjere nakon svakog koraka, čime se omogućuje preciznije određivanje raspodjele zaostalih napreznja u materijalu [196,197].

Mjerenje zaostalih napreznja metodom bušenja provrta provedeno je na odljevku P1, pri čemu je točka mjerenja bila na vanjskoj površini u središnjoj zoni odljevka. Postupkom je probušen provrt promjera 2 mm i dubine 1 mm. Korišten je mjerni uređaj *RS – 200 Mill Residual Stress (Micro Measurements)*, prikazan na Slika 6.19 u trenutku mjerenja na uzorku P1. Tijekom bušenja, uređaj je bilježio vrijednosti zaostalih napreznja na svakom pomaku od 0,1 mm dubine.



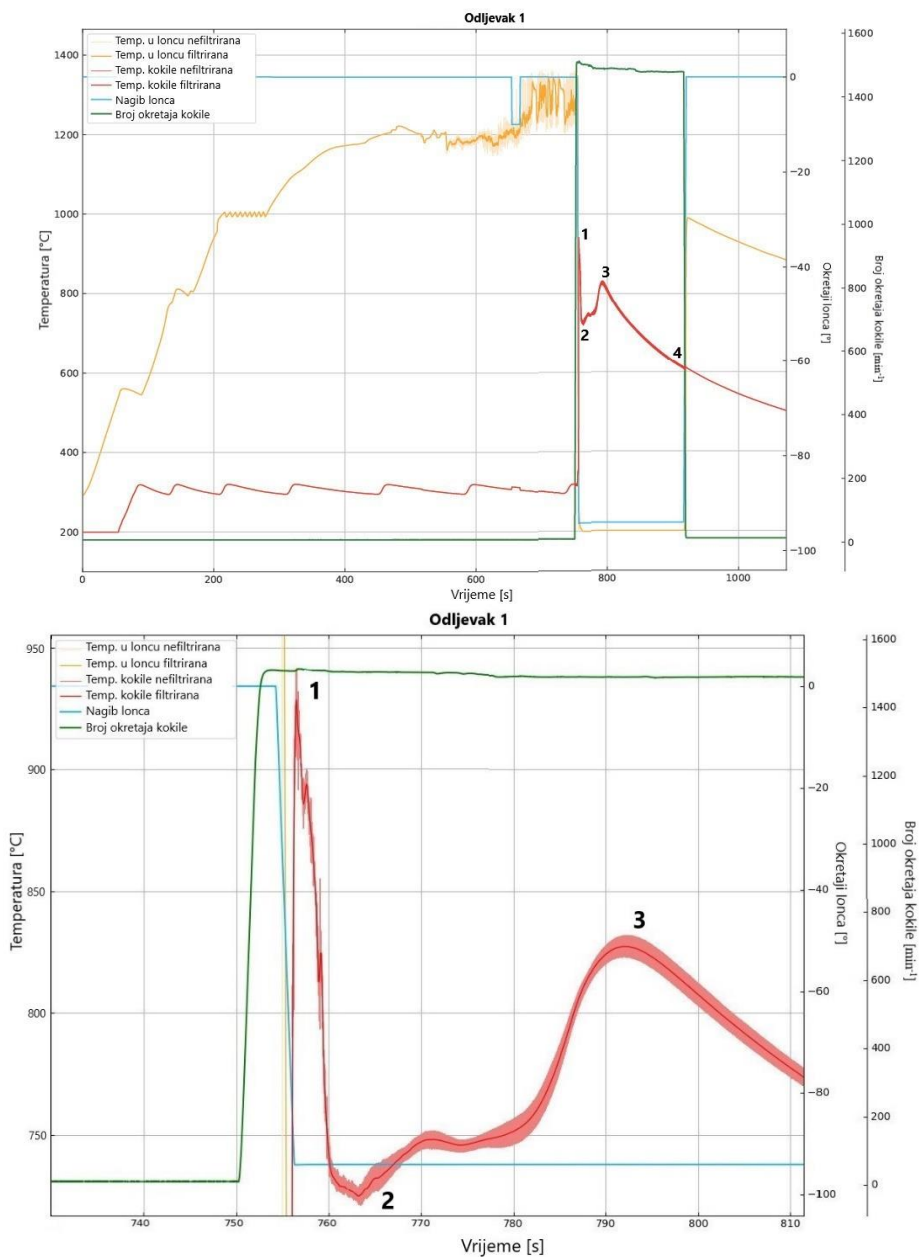
Slika 6.19 Uređaj RS – 200 Mill Residual Stress (Micro Measurements) tijekom mjerenja zaostalih napreznja metodom bušenja provrta

7. REZULTATI I RASPRAVA

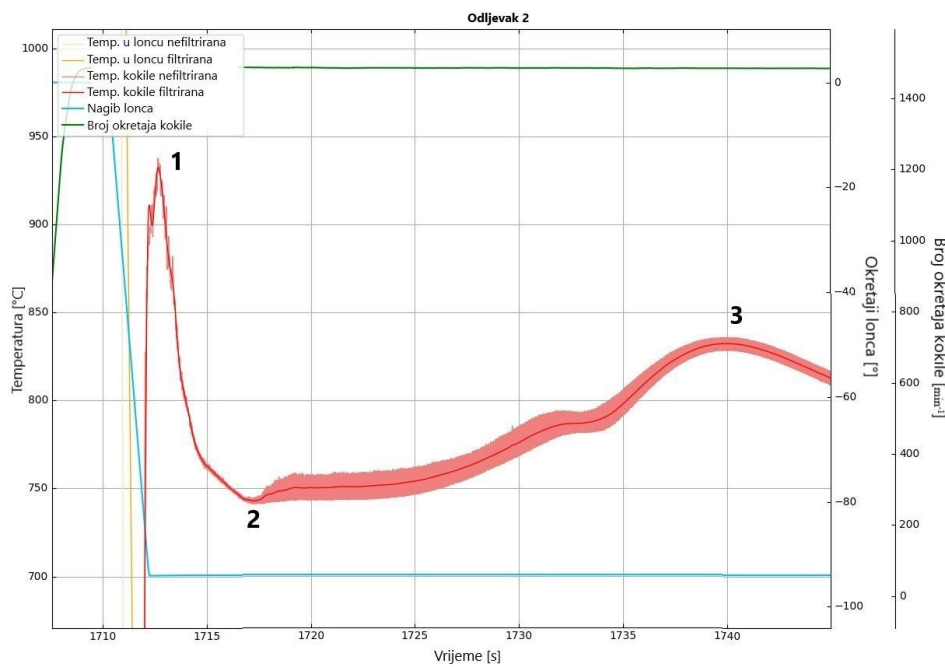
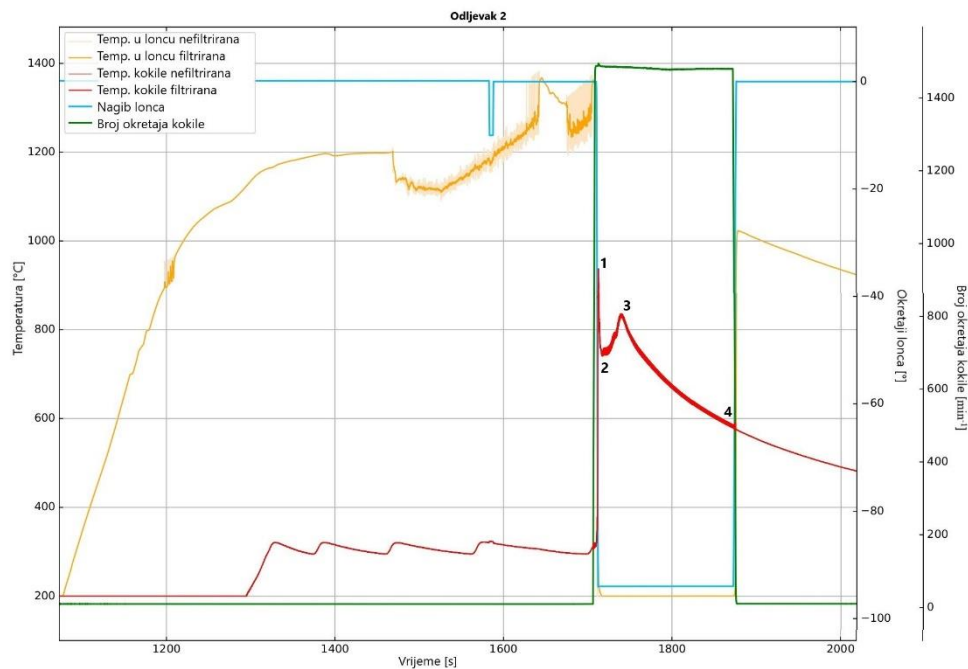
S obzirom na to da je cilj ovog istraživanja utvrđivanje optimalnih parametara i njihovog utjecaja na strukturu i svojstva odljevka, odljevci su detaljno analizirani. Odljevci se razlikuju po parametru temperature predgrijavanja kokile, koji se prema rezultatima računalnog eksperimenta, pokazao kao utjecajni faktor na brzinu hlađenja odljevka.

7.1. Analiza kretanja temperature taline tijekom lijevanja i skrućivanja

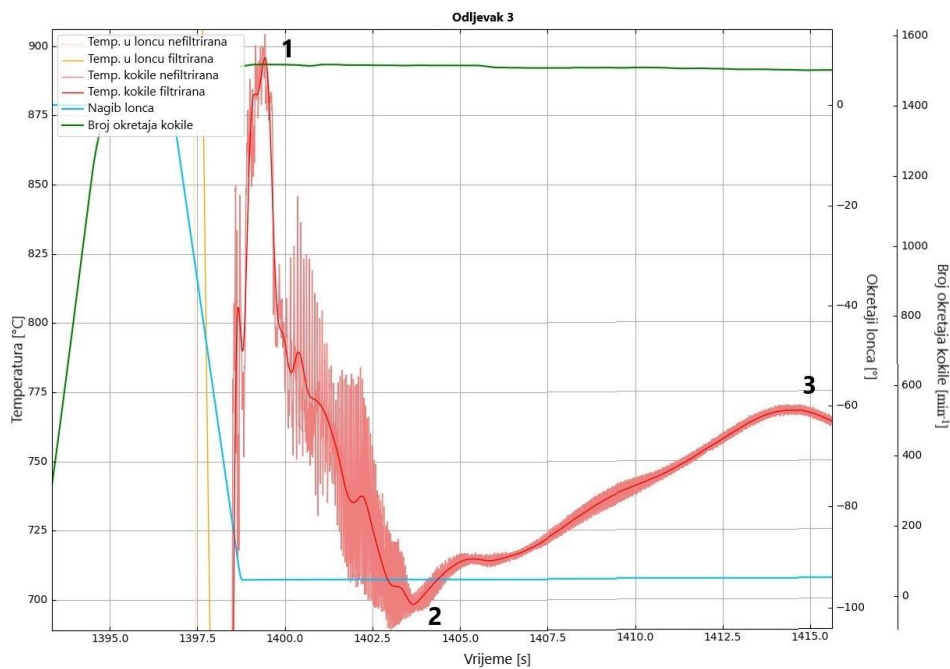
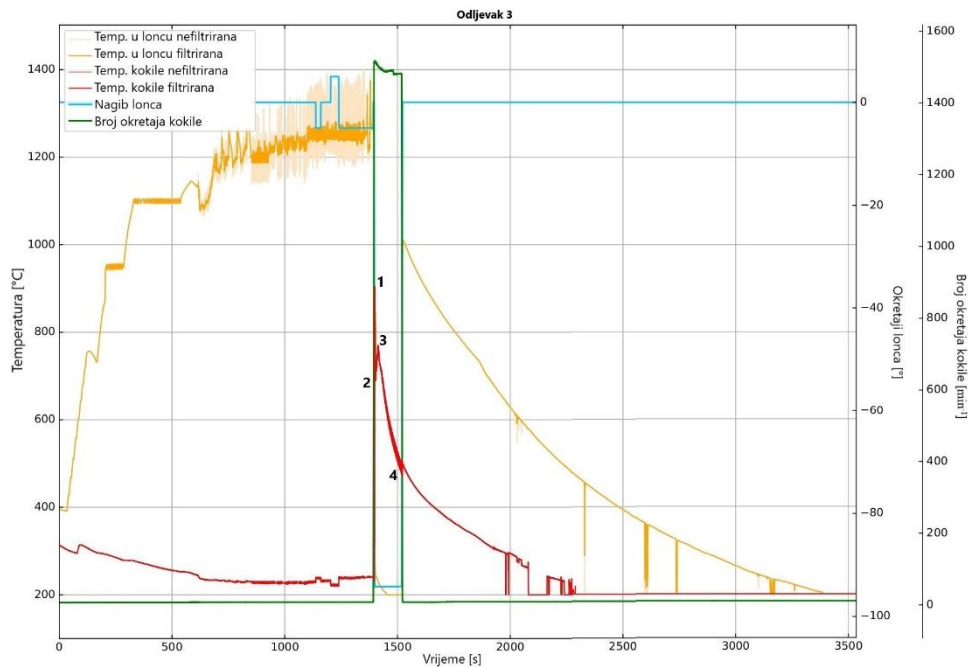
Rezultati mjerenja pirometra prikazuju promjenu temperature kokile tijekom predgrijavanja, dolaskom taline na stijenku kokile nastavljeno je mjerenje temperature taline za odljevke P1 do P5. Na temelju dobivene temperaturne krivulje analizirana je brzina hlađenja te je uspoređen tijek skrućivanja između pojedinih odljevaka. Na Slika 7.1 – Slika 7.5 prikazane su vremenske krivulje temperatura mjerenih pirometrima, koje su obuhvaćale praćenje temperature taline u loncu i temperature unutarnje površine kokile, taline, a kasnije i odljevka, tijekom cijelog procesa centrifugalnog lijevanja. Slike se sastoje od dva dijela: gornji dio prikazuje vremensku krivulju temperature kroz cjelokupan proces centrifugalnog lijevanja, dok donji dio prikazuje uvećani segment istog zapisa s naglaskom na promjene temperature neposredno nakon lijevanja taljevine u kokilu.



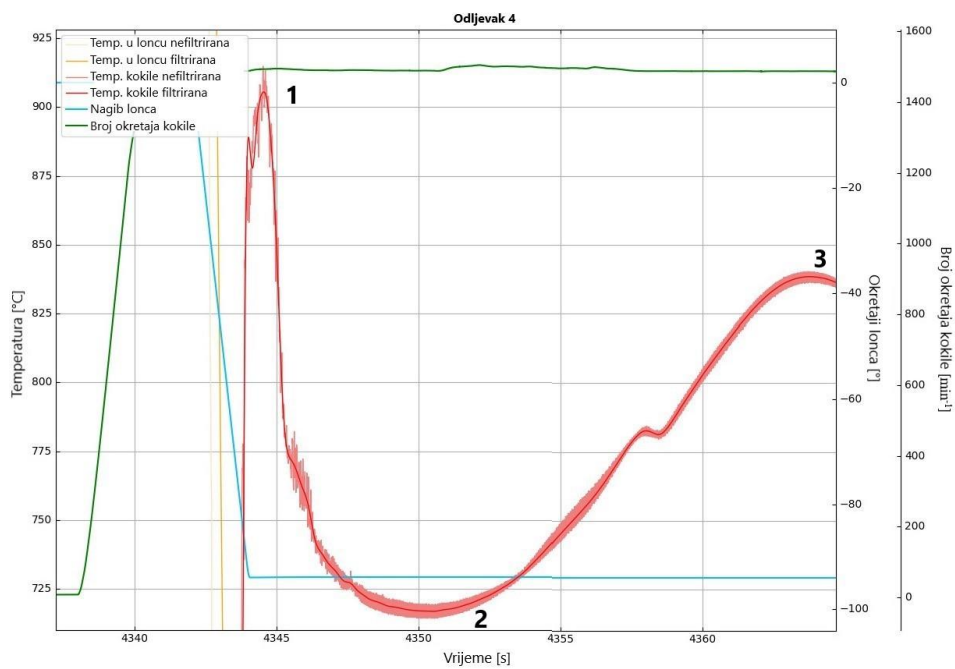
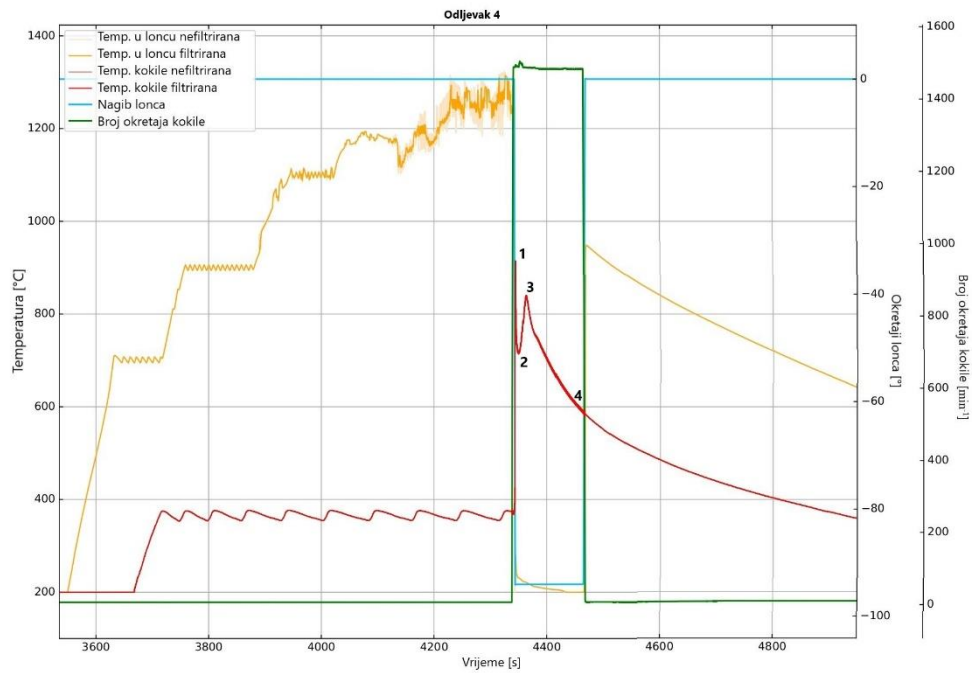
Slika 7.1 Promjena temperature tijekom ciklusa CL odljevka P1



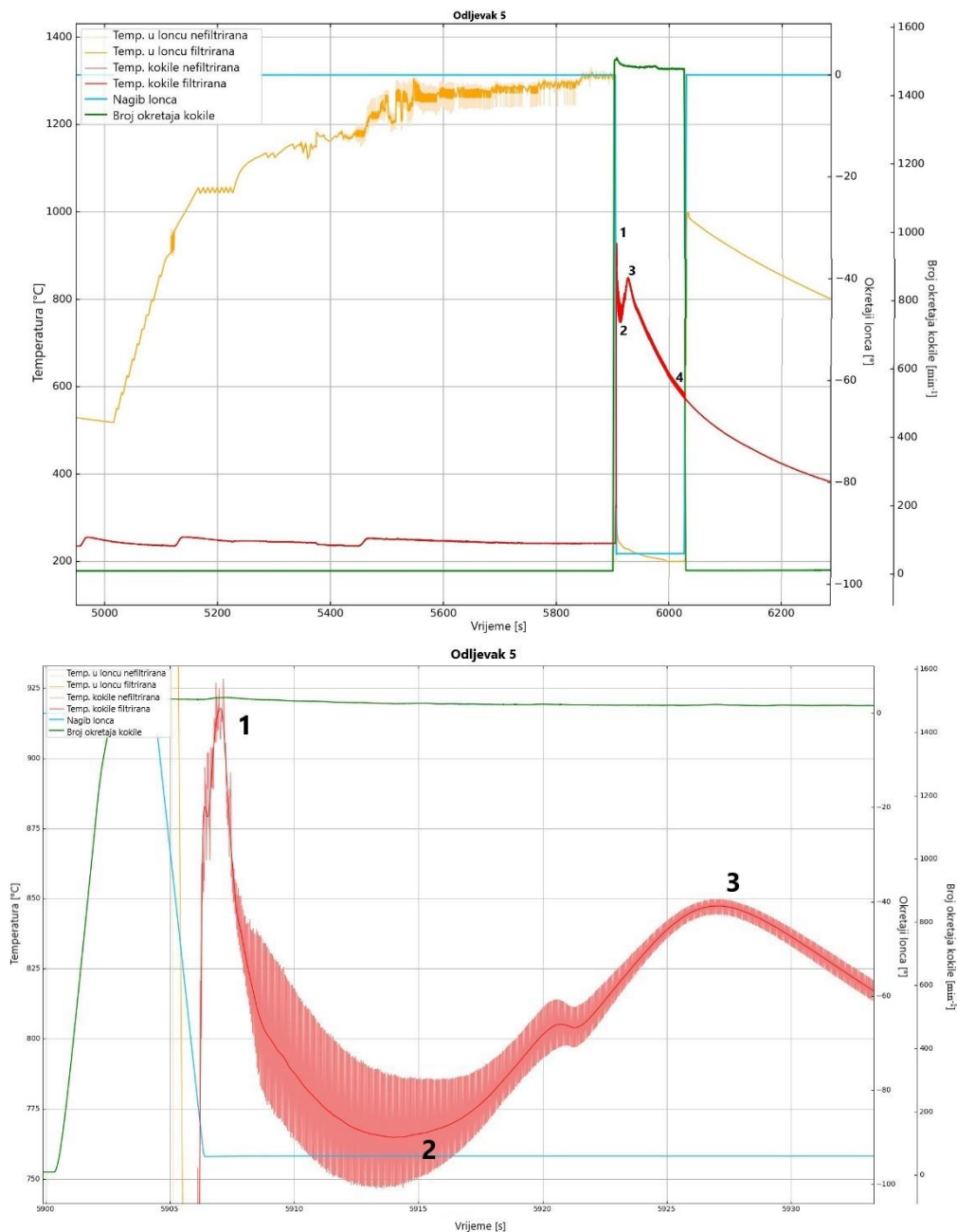
Slika 7.2 Promjena temperature tijekom ciklusa CL odljevka P2



Slika 7.3 Promjena temperature tijekom ciklusa CL odljevka P3



Slika 7.4 Promjena temperature tijekom ciklusa CL odljevka P4



Slika 7.5 Promjena temperature tijekom ciklusa CL odljevka P5

U početnom razdoblju procesa, dok je metal bio u krutom stanju, površina je bila relativno mirna, čime su omogućena stabilna i pouzdana očitavanja temperature kod pirometra usmjerenog u lonac za taljenje. Budući da se zagrijavanje odvijalo indukcijskim putem, prijelazom metala u

rastaljeno stanje došlo je do intenzivnog miješanja, pri čemu je površina taline postala nemirna i izrazito dinamična. S porastom temperature smanjivala se viskoznost metala, što je dodatno pojačavalo turbulenciju i uzrokovalo nestabilne uvjete mjerenja. Zbog takvih uvjeta, unatoč visokoj frekvenciji mjerenja pirometra, dolazilo je do povećanog šuma i odstupanja u zabilježenom temperaturnom signalu [198–200].

Pirometar usmjeren prema unutrašnjoj površini predgrijane i zaštitnim premazom premazane kokile prikazivao je stabilna očitavanja temperature. Nakon okretaja lonca za taljenje i lijevanja taljevine, pirometar je zabilježio nagli porast temperature sa temperature predgrijavanja 240 – 360 °C na približno 900 – 930 °C (trebalo je pokazivati temperaturu iznad likvidusa 1397 °C, jer je materijal još u rastaljenom stanju) što je na slikama označeno točkom 1. Iako se očekivalo da će očitana temperatura biti malo niža od temperature lijevanja odnosno viša od likvidus temperature, vrijednost je bila znatno niža zbog valovite i dinamične površine taline s vrlo niskom i promjenjivom emisivnošću, koja je ometala pravilno reflektiranje zračenja prema pirometru. Kako se proces punjenja nastavio, površina taline postajala je sve turbulentnija, pa je pirometar u kratkom vremenskom razdoblju zabilježio dodatni pad očitavanja, pri čemu su temperature pale na 700 – 740 °C, iako je stvarna temperatura taline i dalje bila visoka. Taj trenutak na slikama označava točka 2. Nakon završetka lijevanja, kada je kokila u potpunosti ispunjena, započeo je proces skrućivanja. Površina rastaljenog metala postupno se smirivala, a emisivnost je rasla. S obzirom na to da površina više nije bila izrazito nemirna, pirometar je uspijevaao zabilježiti stabilniji signal. U ovom razdoblju dolazi do kompenzacije prethodno izgubljenog signala, zbog čega je pirometar prikazivao prividni porast temperature (iako se talina zapravo hladila) prema 770 – 830 °C; ovaj period na slici nalazi se između točaka 2 i 3. Kako se skrućivanje približavalo završetku, površina se u potpunosti stabilizirala, a talina je prešla u kruto stanje. Površina time postaje ravna i nepromjenjiva, s ponašanjem sličnim početnom stanju unutrašnje površine kokile, uz stabilnu emisivnost. U takvim uvjetima reflektirano zračenje preko ogledala dolazilo je do pirometra bez značajnog raspršenja, čime su ostvareni povoljni uvjeti za optičko mjerenje. Posljedično, pirometar je počeo registrirati stvarni pad temperature odljevka uslijed odvođenja topline prema kokili i okolini. U ovom razdoblju, koje je na slikama označeno između točaka 3 i

4, mjerenje se smatra pouzdanim. Međutim, budući da se formiranje strukture zrna odvija u temperaturnom području između likvidus i solidus temperature, navedeni interval, koji odgovara potpuno krutom stanju odljevka, nije bio predmet daljnje analize.

Iako pirometrom nije bilo moguće izmjeriti pravu temperaturu taline u kokili, kao ni odrediti vrijeme potrebno do likvidus i solidus temperature, potvrđen je jednaki trend kretanja kod svih pet odljevaka.

7.2. Vizualna kontrola

Vizualna kontrola provedena je neposredno nakon lijevanja, bez dodatne pripreme uzoraka, kako bi se procijenila geometrijska točnost i površinska kvaliteta odljevaka P1 – P5. Analizom nije bilo moguće uočiti vidljive razlike između pojedinih odljevaka. Odljevci su imali oblik cijevi. Dimenzije odljevaka izmjerene su pomičnim mjerilom, pri čemu je izmjerena ukupna visina od 43 mm. Vanjski promjer iznosio je \varnothing 79,5 mm na donjem rubu odljevka, \varnothing 81,0 mm u sredini odljevka te \varnothing 82,2 mm na gornjem rubu odljevka. Očekivalo se da vanjske dimenzije odljevaka u potpunosti prate oblik kokile, zbog djelovanja centrifugalne sile koja pritišće talinu na stijenku kokile. Debljina stijenke varirala je među odljevcima te se na donjem rubu kretala u rasponu od 7,2 – 8,8 mm, dok je na gornjem rubu iznosila 8,2 – 9,5 mm, zbog djelomičnog razlijevanja taline izvan kokile. Površina odljevka bila je vizualno glatka i neprekinuta, bez vidljivih udubljenja. Na Slika 7.6 – Slika 7.7 prikazan je odljevak P3 snimljen iz različitih pogleda.



Slika 7.6 Izometrijski pogled na odljevak P3, neposredno nakon lijevanja

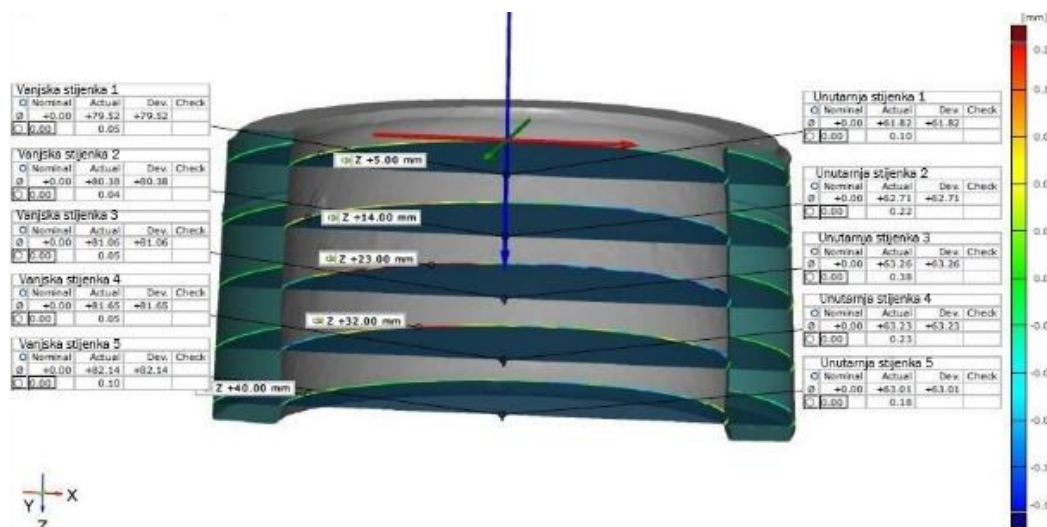


Slika 7.7 Prednji i gornji pogled na odljevak P3 s prikazom mjerenja dimenzija

7.3. Analiza geometrije odljevaka

Za potrebe analize dimenzijske točnosti izrađenih odljevaka primijenjena je metoda 3D skeniranja, koja je omogućila precizno mjerenje vanjskih i unutarnjih dimenzija. Mjerenje je provedeno na pet odljevaka, označenih kao P1 – P5. Na Slika 7.8 prikazan je 3D model odljevka P1 dobiven skeniranjem (orijentiran za 180° u odnosu na položaj nakon lijevanja), pri čemu su

označene pozicije mjerenja i prikazane izmjerene vrijednosti na pojedinim visinama, što omogućuje usporedbu s projektiranim dimenzijama i procjenu odstupanja. Ostali odljevci P2 – P5 prikazani su u prilogu 5.



Slika 7.8 3D model odljevka P1 dobiven 3D skeniranjem, s označenim referentnim točkama i dimenzijama korištenim u analizi dimenzijske točnosti

Tablica 7.1 prikazuje vanjske i unutarnje promjere odljevaka dobivene 3D skeniranjem te izračunatu debljinu stijenske na različitim visinama (5 mm, 14 mm, 23 mm, 32 mm, 40 mm), mjerenim od referentne plohe (dna odljevka).

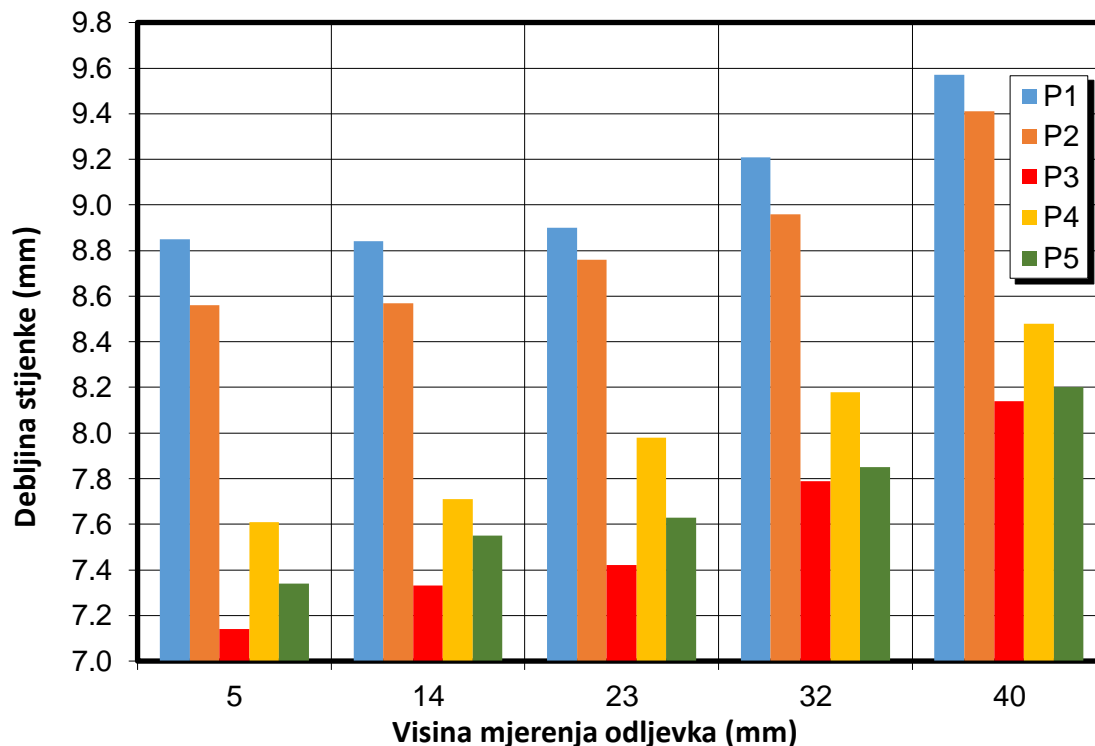
Iako je broj okretaja kokile tijekom lijevanja bio jednak za sve uzorke, izmjerene vanjske dimenzije na udaljenosti 5 mm od dna odljevka, pokazale su ne samo odstupanja od kokile, nego i odstupanje u odljencima 79,08 – 79,58 mm. Takvi rezultati ukazali su da na konačni vanjski oblik odljevka nije utjecala isključivo centrifugalna sila, već i proces skrućivanja i skupljanja u krutom stanju, tijekom kojih je dolazilo do pojave zračnosti između odljevka i stijenske kokile, što je prethodno uočeno u numeričkim simulacijama.

Tablica 7.1 Rezultati mjerenja geometrije odljevaka P1 – P5 duž vertikalne osi

Odljevak	Udaljenost od referentne plohe [mm]	Unutarnji promjer [mm]	Vanjski promjer [mm]	Debljina stijenke [mm]
P1	5	61,82	79,52	8,85
	14	62,71	80,38	8,84
	23	63,26	81,06	8,90
	32	63,23	81,65	9,21
	40	63,01	82,14	9,57
P2	5	62,47	79,58	8,56
	14	63,17	80,31	8,57
	23	63,50	81,01	8,76
	32	63,73	81,65	8,96
	40	63,35	82,16	9,41
P3	5	64,81	79,08	7,14
	14	65,43	80,08	7,33
	23	65,94	80,78	7,42
	32	65,82	81,40	7,79
	40	65,68	81,95	8,14
P4	5	64,26	79,47	7,61
	14	65,05	80,46	7,71
	23	65,24	81,20	7,98
	32	65,47	81,83	8,18
	40	65,30	82,26	8,48
P5	5	64,46	79,13	7,34
	14	65,03	80,13	7,55
	23	65,61	80,86	7,63
	32	65,79	81,48	7,85
	40	65,60	81,99	8,2

Debljina stijenke odljevaka određena je na temelju razlike izmjerenog vanjskog i unutarnjeg promjera na istim visinskim pozicijama. Djelomično izlijevanje taline tijekom procesa lijevanja, otežalo je izravnu usporedbu vrijednosti debljine stijenke ovisno o parametrima lijevanja. Stoga je

analiza bila usmjerena na praćenje trenda promjene debljine stijenke, koji je prikazan grafički na Slika 7.9.

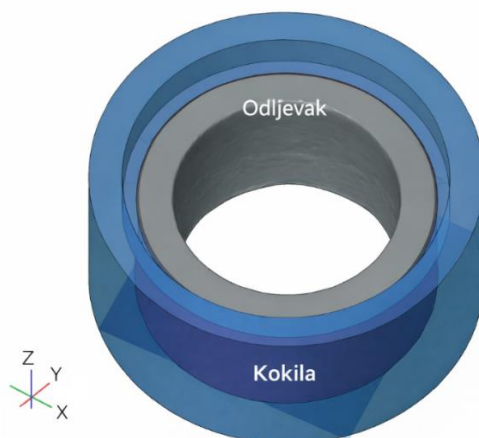


Slika 7.9 Kretanje debljine stijenke po visini za odljevke P1 – P5

Analizom dijagrama uočeno je da su svi odljevci, neovisno o varijacijama mase taline, pokazivali isti trend porasta debljine stijenke od dna prema vrhu odljevka. Takvo ponašanje bilo je prvenstveno povezano s geometrijom kokile, čiji je gornji dio bio širi za 1,9 mm u odnosu na donji dio, Slika 5.2.

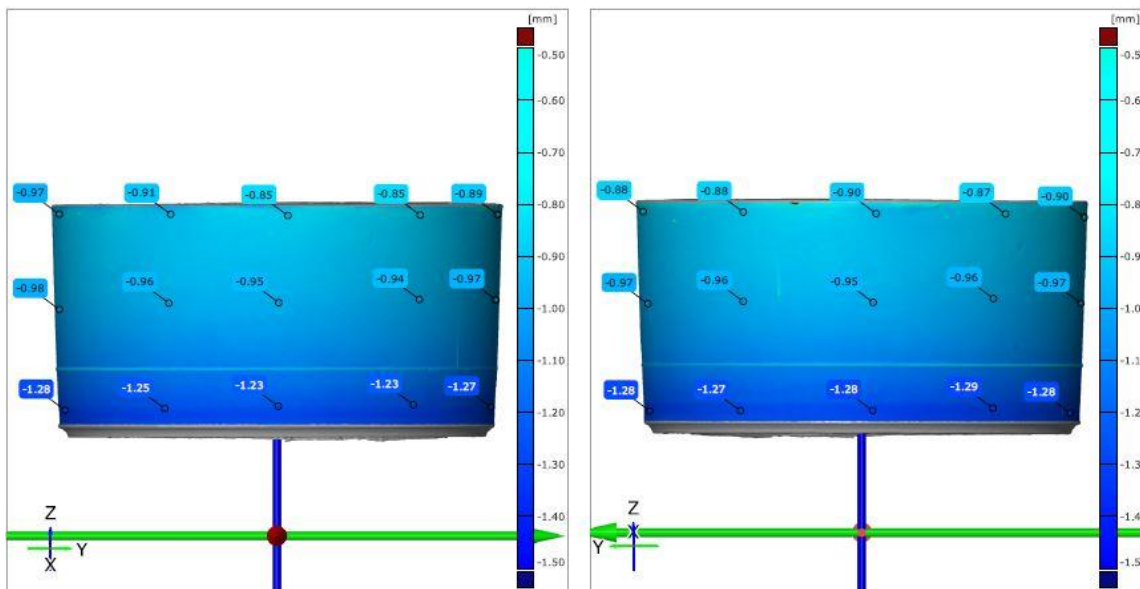
3D skeniranje odljevaka omogućilo je uvid u pojavu zračnosti nastale tijekom skupljanja materijala prilikom skrućivanja i hlađenja u krutom stanju. Rezultati numeričke simulacije upućivali su na postojanje zračnosti između kokile i odljevka, pri čemu je izraženija zračnost bila predviđena u donjem dijelu kokile. Provjera tih rezultata u stvarnom eksperimentu provedena je preklapanjem 3D CAD modela kokile i 3D skeniranih odljevaka P1 – P5, na način kako je prikazano na Slika 7.10. Mjerenje zračnosti provedeno je u gornjoj, srednjoj i donjoj zoni odljevka,

pri čemu je za svaku zonu bilo odabrano deset mjernih točaka. Položaji mjernih točaka, kao i izmjerene vrijednosti zračnosti u svakoj od njih prikazani su na Slika 7.11, pri čemu su zbog cilindričnog oblika odljevka prikazana dva pogleda kako bi se obuhvatila zračnost duž cijelog oboda. Prikazi zračnosti na odljercima P2 – P5 dani su u prilogu 6.



Slika 7.10 Preklapanje 3D CAD modela kokile (plava) i 3D skena odljevka P1 (siva)

Zračnost – odljevak P1



Slika 7.11 Prikaz zračnosti između stvarnog odljevka P1 (dobiven 3D skenom) i zadanog CAD modela kokile

U Tablica 7.2 prikazani su rezultati mjerenja zračnosti za sve odljevke po pojedinim zonama. Umjesto prikaza pojedinačnih vrijednosti svih deset mjernih točaka, za svaku zonu i svaki odljevak (P1 – P5) navedeni su minimalni i maksimalni izmjereni iznosi zračnosti, radi boljeg pregleda zračnosti unutar pojedine zone.

Tablica 7.2 Rezultati zračnosti odljevaka (P1 – P5)

Odljevak	Zračnost [mm]		
	Gore	Sredina	dolje
P1	0,85 – 0,97	0,94 – 0,98	1,29 – 1,23
P2	0,82 – 0,98	0,96 – 1,03	1,21 – 1,26
P3	0,95 – 1,05	1,08 – 1,11	1,41 – 1,52
P4	0,75 – 0,88	0,86 – 0,94	1,23 – 1,36
P5	0,90 – 1,07	1,04 – 1,09	1,42 – 1,53

Analizom rezultata mjerenja zračnosti utvrđeno je da su svi odljevci pokazivali jednak trend raspodjele zračnosti duž visine, pri čemu je zračnost bila najmanja u gornjoj zoni odljevka te je postupno rasla prema donjoj zoni. Takva raspodjela bila je u skladu s rezultatima numeričkih simulacija, u kojima je također predviđena veća zračnost u donjem dijelu odljevka, Slika 5.28. Debljina stijenke, odnosno masa taline, utjecala je na zračnost, pri čemu je manja masa taline dovela do veće zračnosti. Usporedbom odljevaka P4 i P5 utvrđeno je da je veća temperatura predgrijavanja kokile smanjila nastalu zračnost.

S tehnološke strane, zračnost može imati i pozitivan učinak, jer smanjuje mogućnost da se odljevak zalijepi uz stijenku kokile, čime se olakšava vađenje odljevka i smanjuje rizik od oštećenja kokile. Zbog prisutne zračnosti, kokila mora biti projektirana s odgovarajućim uvećanjem dimenzija kako bi se nakon skrućivanja i hlađenja postigle tražene konačne dimenzije odljevka [201].

7.4. Analiza rezultata kemijskog sastava

Ispitivanje kemijskog sastava čelika provedeno je na odljevcima P3, P4 i P5, pri čemu su dobiveni rezultati (Tablica 7.3) međusobno analizirani te uspoređeni s atestom ulaznog materijala prema normi EN 10204 / 3.1

Tablica 7.3 Kemijski sastav odljevaka P3, P4 i P5

Odljevci	Kemijski sastav [%]			
	OES analiza			Atest EN 10204 / 3.1
	P3	P4	P 5	
<i>C</i>	0,009	0,028	0,024	0,028
<i>S</i>	0,001	0,001	0,001	0,0005
<i>P</i>	–	–	–	0,0234
<i>N</i>	0,0161	0,0243	0,0231	0,026
<i>Al</i>	0,004	0,006	0,004	–
<i>Cr</i>	24,22	24,14	24,09	24,161
<i>Cu</i>	0,2	0,22	0,20	0,242
<i>Mn</i>	1,03	1,54	1,35	1,625
<i>Ni</i>	18,84	18,55	18,79	19,152
<i>Mo</i>	0,338	0,335	0,318	0,222
<i>Sn</i>	0,007	0,007	0,006	–
<i>Ti</i>	0,0056	0,0062	0,0059	–
<i>Si</i>	2,06	2,12	2,14	2,045
<i>V</i>	0,1059	0,1052	0,1057	–
<i>Co</i>	0,104	0,103	0,103	–
<i>Nb</i>	0,017	0,017	0,016	–

Usporedbom rezultata vidljivo je da su kemijski sastavi odljevaka međusobno vrlo slični, uz nekoliko odstupanja koja se mogu pripisati mikrosegregaciji legirnih elemenata tijekom

skrućivanja u procesu centrifugalnog lijevanja. Najveće odstupanje među odljevcima uočeno je kod mangana (1,03 – 1,54 %) i dušika (0,0161 – 0,0243 %), iako su vrijednosti unutar dopuštenih granica. Kod ugljika su uzorci P4 (0,028 %) i P5 (0,024 %) prelazili gornju dopuštenu granicu norme ($\leq 0,020$ %), dok je uzorak P3 (0,009 %) unutar očekivanog raspona. Glavni legirni elementi, krom (24,09 – 24,22 %) i nikal (18,55 – 18,84 %), pokazuju vrlo male razlike među odljevcima i potpuno su u skladu s normom, kao i silicij (2,06 – 2,14 %). Fosfor i sumpor, kao neželjeni elementi, prisutni su ispod gornje dopuštene granice norme. U odljevcima su također prisutni molibden (0,318 – 0,338 %) i bakar (0,20 – 0,22 %), koji nisu specificirani kao legirni elementi za čelik EN 1.4841, no zabilježeni su i u atestu ulaznog materijala. Od ostalih elemenata koji nisu definirani normom, a nisu se pojavili ni u atestu ulaznog materijala, prisutni su vanadij (0,105 – 0,106 %), kobalt (0,103 – 0,104 %) i niobij (0,016 – 0,017 %), dok se aluminij, kositar i titan pojavljuju u tragovima. Ispitivani odljevci pokazuju da je njihov kemijski sastav, unatoč manjim odstupanjima, u skladu sa specifikacijama čelika EN 1.4841 te da nisu zabilježene značajne promjene kemijskog sastava u odnosu na ulazni materijal atestiran prema normi EN 10204 / 3.1. Dobiveni rezultati odražavaju ujednačenost i ponovljivost procesa tijekom eksperimentalnog centrifugalnog lijevanja u vakuumu.

7.5. Rezultati termodinamičkog modeliranja faznih transformacija (Thermo – Calc)

Za izvođenje termodinamičkih proračuna korišten je računalni program Thermo – Calc, verzija 2025a, uz korištenje baze podataka TCFE14, koja je namijenjena za sustave čelika i legura na bazi željeza. Ova baza omogućuje identifikaciju faza koje se pojavljuju u ravnotežnim uvjetima za zadani kemijski sastav i temperaturni raspon. U Tablica 7.4 prikazani su simboli faza korišteni u programu Thermo – Calc te njihova značenja.

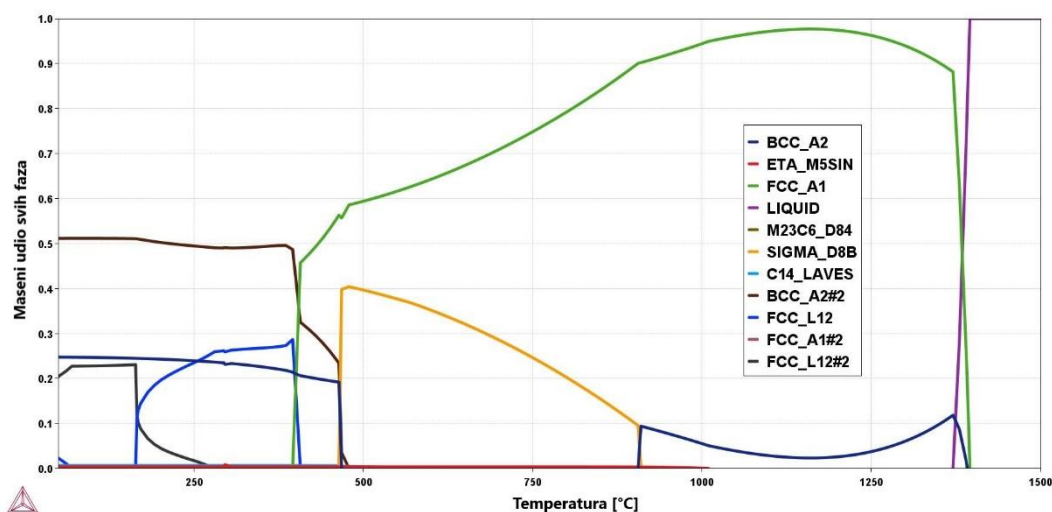
Tablica 7.4 Pregled simbola faza korištenih u programu Thermo – Calc (baza TCFE14) za čelike i legure na bazi željeza

Thermo – Calc simboli	Faza
BCC_A2	(δ) ferit
ETA_M5SiN	intermetalna nitridna faza ($\text{Cr}_3\text{Ni}_2\text{SiN}$)
FCC_A1	(γ) austenit
LIQUID	talina
M23C6_D84	kromov karbid (Cr_{23}C_6)
SIGMA_D8B	(σ) Cr – Fe
C14_LAVES	(η) lavesova faza
FCC_L12	Bogdanovit

Na temelju tako definirane baze faza provedena je analiza termodinamičkih rezultata za tri ispitivana uzorka (P3 – P5), pri čemu su razmatrani ravnotežni i neravnotežni uvjeti (Schei – Gulliver model). Rezultati su prikazani kao niz faznih reakcija sa pripadajućim temperaturama, koje ilustriraju redosljed kristalizacije i faznih transformacija pri hlađenju čelika EN 1.4841.

7.5.1. Fazne transformacije pri ravnotežnom skrućivanju

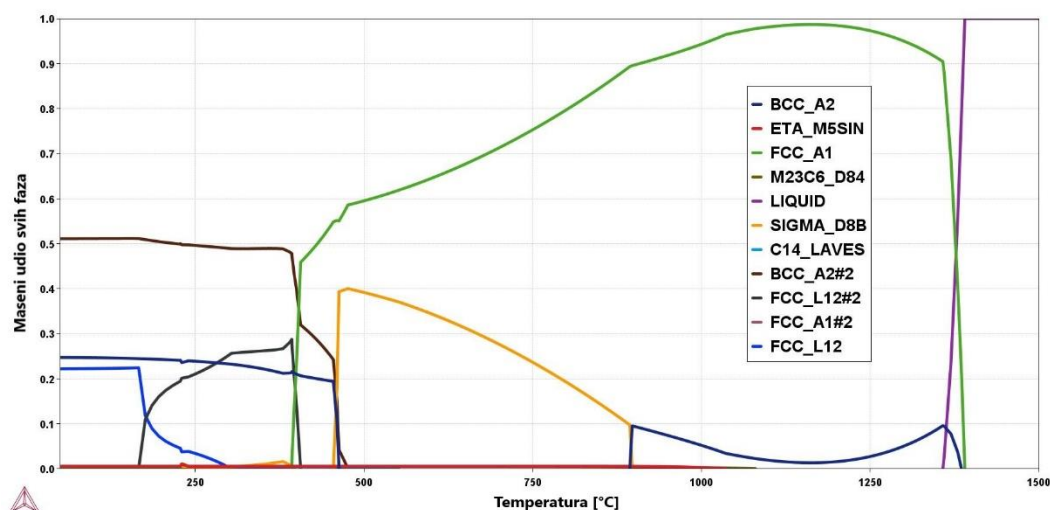
Na Slika 7.12 –Slika 7.14 prikazani su dijagrami faznih transformacija dobiveni termodinamičkim modeliranjem ravnotežnog skrućivanja uzoraka P3 – P5 u programu Thermo – Calc. Dijagrami omogućuju praćenje redosljeda pojave faza i njihovih masenih udjela u ovisnosti o temperaturi tijekom hlađenja. Na apscisi je prikazana temperatura, dok ordinata predstavlja maseni udio faza, pri čemu je svaka faza označena zasebnom krivuljom prema legendi. Temperature faznih transformacija i njihov redosljed pri ravnotežnom skrućivanju za svaki uzorak prikazani su u Tablica 7.5 – Tablica 7.7.



Slika 7.12 Dijagram faznih transformacija za uzorak P3 dobiven pri ravnotežnom skrućivanju, modelirano u Thermo – Calc programu

Tablica 7.5 Temperature i redosljed faznih transformacija za uzorak P3 pri ravnotežnom skrućivanju prema Thermo – Calc modeliranju

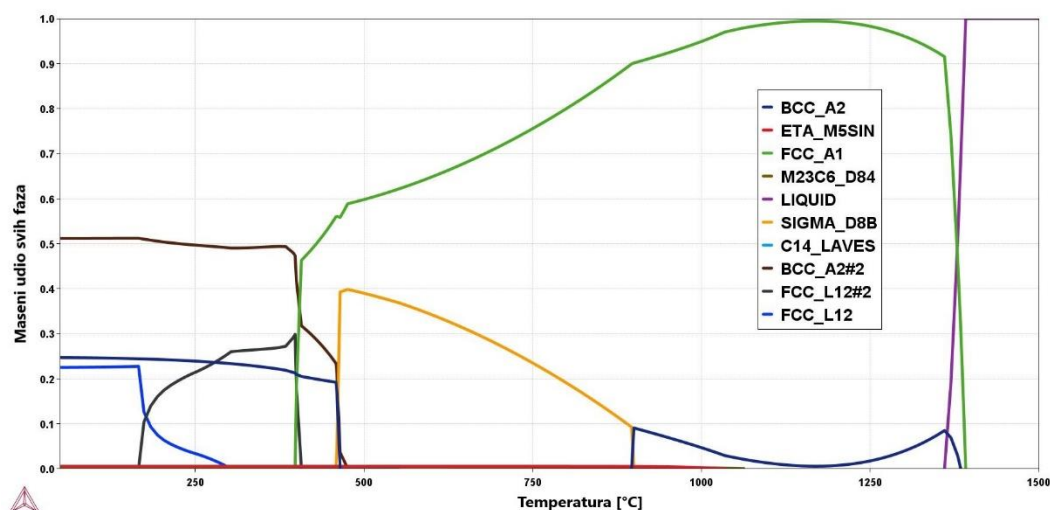
Uzorak	Reakcija	Temperatura
P3	Talina + (γ) austenit	1391,8
	Talina + (γ) austenit + (δ) ferit	1390
	(γ) austenit + (δ) ferit	1370,6
	(γ) austenit + (δ) ferit + Cr ₃ Ni ₂ SiN	1000
	(γ) austenit + (δ) ferit + Cr ₃ Ni ₂ SiN + Cr ₂₃ C ₆	950
	(γ) austenit + Cr ₃ Ni ₂ SiN + Cr ₂₃ C ₆ + (σ) Cr – Fe	905,6
	(γ) austenit + Cr ₃ Ni ₂ SiN + Cr ₂₃ C ₆ + (σ) Cr – Fe + (η) Laves	560
	(γ) austenit + (γ') austenit + Cr ₃ Ni ₂ SiN + Cr ₂₃ C ₆ + (σ) Cr – Fe + (η) Laves + (δ') ferit	470
	(γ) austenit + (γ') austenit + Cr ₃ Ni ₂ SiN + Cr ₂₃ C ₆ + (η) Laves + (δ') ferit	464
	(γ') austenit + Cr ₃ Ni ₂ SiN + Cr ₂₃ C ₆ + (η) Laves + (δ') ferit + Bogdanovit (Cu ₃ Au)	400
(γ') austenit + (γ'') austenit + Cr ₃ Ni ₂ SiN + Cr ₂₃ C ₆ + (η) Laves + (δ') ferit + Bogdanovit (Cu ₃ Au)	280	



Slika 7.13. Dijagram faznih transformacija za uzorak P4 dobiven pri ravnotežnom skrućivanju, modelirano u Thermo – Calc programu

Tablica 7.6 Temperature i redosljed faznih transformacija za uzorak P4 pri ravnotežnom skrućivanju prema Thermo – Calc modeliranju

Uzorak	Reakcija	Temperatura
P4	Talina + (γ) austenit	1390
	Talina + (γ) austenit + (δ) ferit	1380
	(γ) austenit + (δ) ferit	1358
	(γ) austenit + (δ) ferit + Cr ₂₃ C ₆	1080
	(γ) austenit + (δ) ferit + Cr ₂₃ C ₆ + Cr ₃ Ni ₂ SiN	1030
	(γ) austenit + Cr ₃ Ni ₂ SiN + Cr ₂₃ C ₆ + (σ) Cr – Fe	894
	(γ) austenit + Cr ₃ Ni ₂ SiN + Cr ₂₃ C ₆ + (σ) Cr – Fe + (η) Laves	550
	(γ) austenit + (γ') austenit + Cr ₃ Ni ₂ SiN + Cr ₂₃ C ₆ + (σ) Cr – Fe + (η) Laves + (δ') ferit	470
	(γ) austenit + (γ') austenit + Cr ₃ Ni ₂ SiN + Cr ₂₃ C ₆ + (η) Laves + (δ') ferit	460
	(γ') austenit + Cr ₃ Ni ₂ SiN + Cr ₂₃ C ₆ + (η) Laves + (δ') ferit + Bogdanovit (Cu ₃ Au)	400
(γ') austenit + (γ'') austenit + Cr ₃ Ni ₂ SiN + Cr ₂₃ C ₆ + (η) Laves + (δ') ferit + Bogdanovit (Cu ₃ Au)	300	



Slika 7.14. Dijagram faznih transformacija za uzorak P5 dobiven pri ravnotežnom skrućivanju, modelirano u Thermo – Calc programu

Tablica 7.7 Temperature i redosljed faznih transformacija za uzorak P5 pri ravnotežnom skrućivanju prema Thermo – Calc modeliranju

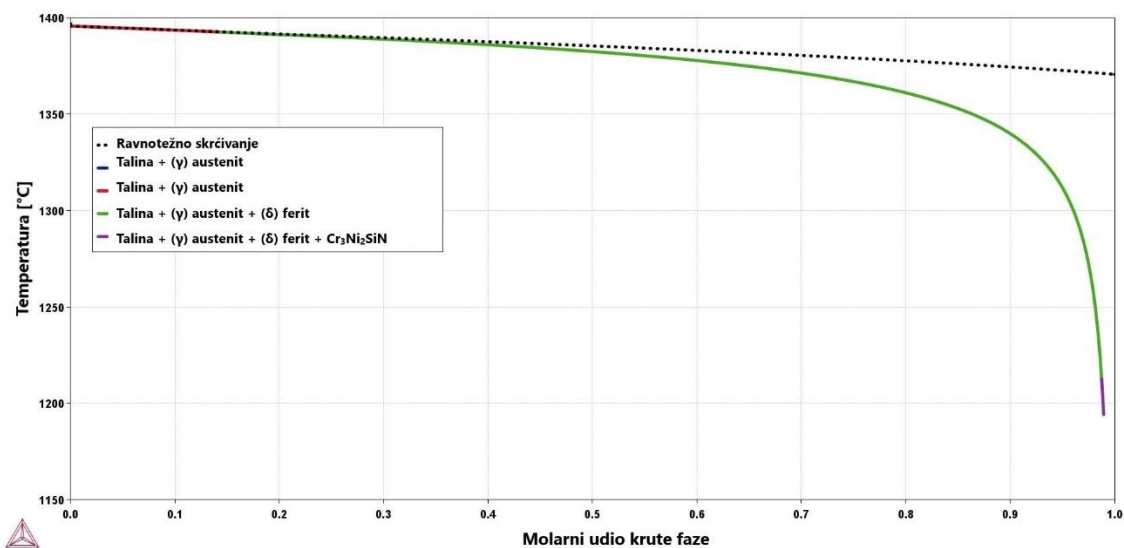
Uzorak	Reakcija	Temperatura
P5	Talina + (γ) austenit	1390
	Talina + (γ) austenit + (δ) ferit	1380
	(γ) austenit + (δ) ferit	1360,5
	(γ) austenit + (δ) ferit + Cr ₂₃ C ₆	1060
	(γ) austenit + (δ) ferit + Cr ₂₃ C ₆ + Cr ₃ Ni ₂ SiN	1030
	(γ) austenit + Cr ₃ Ni ₂ SiN + Cr ₂₃ C ₆ + (σ) Cr – Fe	900
	(γ') austenit + Cr ₃ Ni ₂ SiN + Cr ₂₃ C ₆ + (σ) Cr – Fe + (η) Laves	550
	(γ) austenit + (γ') austenit + Cr ₃ Ni ₂ SiN + Cr ₂₃ C ₆ + (σ) Cr – Fe + (η) Laves + (δ') ferit	470
	(γ) austenit + (γ') austenit + Cr ₃ Ni ₂ SiN + Cr ₂₃ C ₆ + (η) Laves + (δ') ferit	460
	(γ') austenit + Cr ₃ Ni ₂ SiN + Cr ₂₃ C ₆ + (η) Laves + (δ') ferit + Bogdanovit (Cu ₃ Au)	400
(γ') austenit + (γ'') austenit + Cr ₃ Ni ₂ SiN + Cr ₂₃ C ₆ + (η) Laves + (δ') ferit + Bogdanovit (Cu ₃ Au)	294	

Kod svih uzoraka početak kristalizacije započinje formiranjem austenita (γ) iz taline na temperaturi 1392 °C za uzorak P3, te 1390 °C na uzorcima P4 i P5. Neposredno nakon toga javlja se delta ferit (δ) na temperaturi od 1390°C na uzorku P3 te 1380 °C na uzorcima P4 i P5. Skrućivanje završava na temperaturi 1370 °C za uzorak P3, 1358 °C za uzorak P4 i 1360 °C za uzorak P5. S daljnjim snižavanjem temperature, kod svih uzoraka dolazi do pojave sekundarnih faza. Kod uzorka P3, formiranje karbida Cr_{23}C_6 zabilježeno je pri 950 °C, dok se kod P4 i P5 ista faza javlja ranije – na 1080 °C i 1060 °C. Ova razlika može se povezati s nižim udjelom ugljika u P3 (0,009 %) u usporedbi s P4 (0,028 %) i P5 (0,024 %), jer sadržaj ugljika značajno utječe na stabilnost i temperaturu precipitacije karbida. S obzirom na relativno nizak sadržaj ugljika u uzorcima, prisutnost Cr_{23}C_6 očekuje se samo u tragovima. Formiranje intermetalne faze $\text{Cr}_3\text{Ni}_2\text{SiN}$ pojavljuje se kod svih uzoraka, ali uz male temperaturne razlike koje se mogu povezati s varijacijama u udjelima dušika (0,0161 – 0,0243 %) i silicija (2,06 – 2,14 %). Količina ove faze je relativno mala, jer ukupni udjeli N i Si nisu dovoljni za značajnije izlučivanje. Pojava sigma (σ), Laves i Bogdanovit (Cu_3Au) faza odvija se pri nižim temperaturama između 900 i 400 °C. S obzirom na kemijski sastav uzoraka, prisutnost ovih faza je očekivana, ali njihova količina je zanemarena. Molibden (0,318 – 0,338 %), vanadij (0,105 %) i niobij (0,016 – 0,017 %), doprinose formiranju Lavesove faze, ali zbog niskog kemijskog udjela navedenih elemenata nastaje u vrlo malim količinama. Bakar (0,20 – 0,22 %) pogoduje nastanku Bogdanovit faze, ali također zbog niskog sadržaja Cu izlučivanje ove faze je u tragovima.

7.5.2. Fazne transformacije pri neravnotežnom skrućivanju (Scheil–Gulliver model)

Na Slika 7.15 – Slika 7.17 prikazani su dijagrami faznih transformacija dobiveni termodinamičkim modeliranjem neravnotežnog skrućivanja uzoraka P3 – P5 prema Scheil – Gulliverovom modelu u programu Thermo – Calc. Dijagrami prikazuju redoslijed nastajanja faza u uvjetima ograničene difuzije, pri čemu je svaka faza označena zasebnom krivuljom u skladu s legendom. Na apscisi je prikazan molarni udio krutog stanja, dok ordinata predstavlja temperaturu. Crna isprekidana linija označava referentni tijek ravnotežnog skrućivanja,

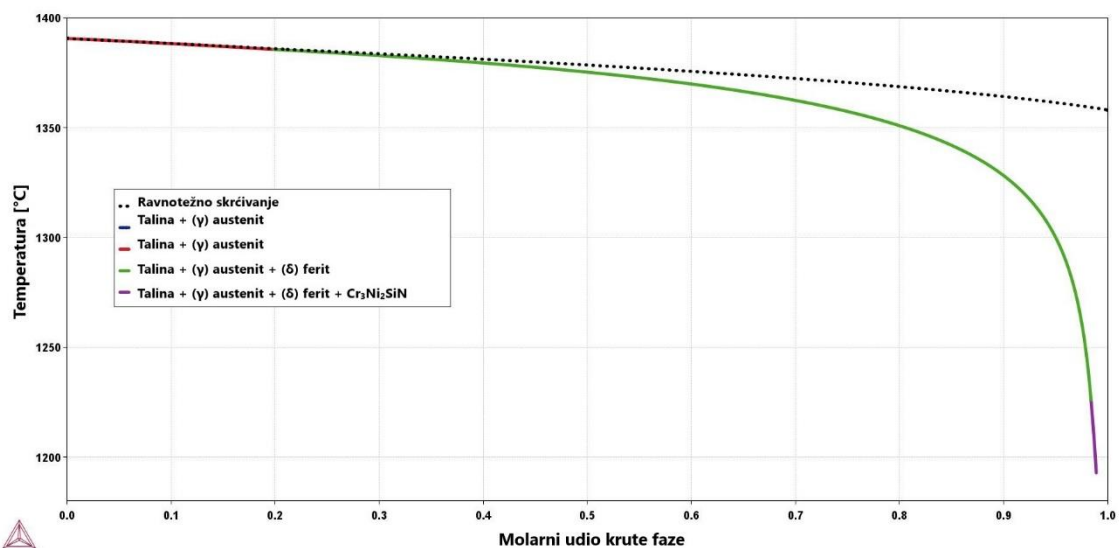
što omogućuje usporedbu između ravnotežnih i neravnotežnih uvjeta skrućivanja. Temperature faznih transformacija i njihov redoslijed pri neravnotežnom skrućivanju za svaki uzorak prikazani su u Tablica 7.8 – Tablica 7.10.



Slika 7.15. Dijagram faznih transformacija pri neravnotežnom skrućivanju uzorka P3 prema Scheil – Gulliver modelu, modeliran u programu Thermo – Calc

Tablica 7.8 Temperature i redoslijed faznih transformacija za uzorak P3 pri neravnotežnom skrućivanju prema Scheil – Gulliver modelu

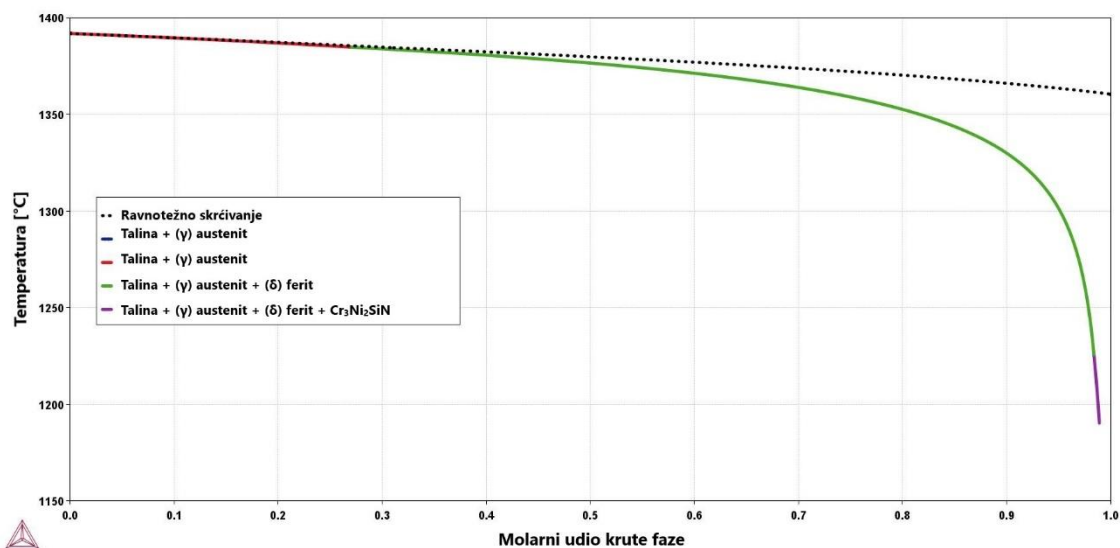
Uzorak	Reakcija	Temperatura
P3	Talina + (γ) austenit	1391,7
	Talina + (γ) austenit + (δ) ferit	1390
	Talina + (γ) austenit + (δ) ferit + Cr_3Ni_2SiN	1217



Slika 7.16. Dijagram faznih transformacija pri neravnotežnom skrućivanju uzorka P4 prema Scheil – Gulliver modelu, modeliran u programu Thermo – Calc

Tablica 7.9 Temperature i redosljed faznih transformacija za uzorak P4 pri neravnotežnom skrućivanju prema Scheil – Gulliver modelu

Uzorak	Reakcija	Temperatura
P4	Talina + (γ) austenit	1390
	Talina + (γ) austenit + (δ) ferit	1380
	Talina + (γ) austenit + (δ) ferit + Cr ₃ Ni ₂ SiN	1225



Slika 7.17. Dijagram faznih transformacija pri neravnotežnom skrućivanju uzorka P5 prema Scheil – Gulliver modelu, modeliran u programu Thermo – Calc

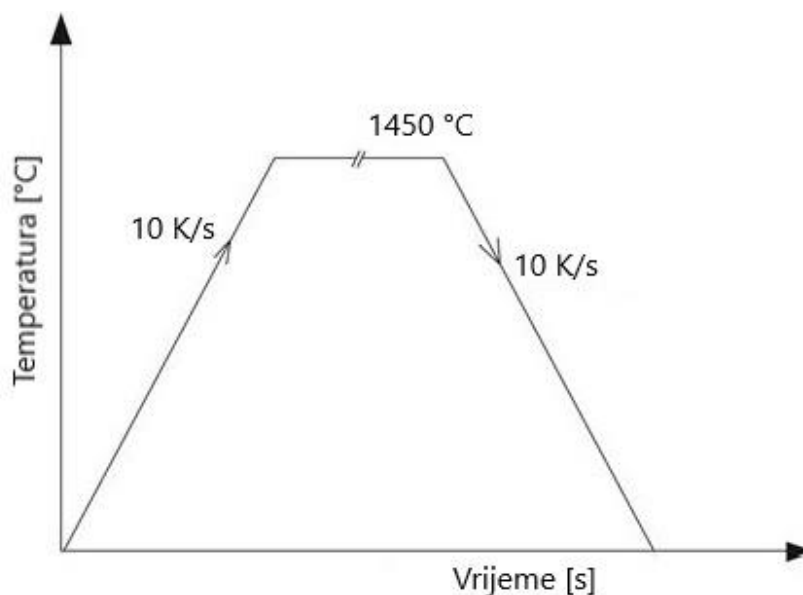
Tablica 7.10 Temperature i redoslijed faznih transformacija za uzorak P5 pri neravnotežnom skrućivanju prema Scheil – Gulliver modelu

Uzorak	Reakcija	Temperatura
P5	Talina + (γ) austenit	1390
	Talina + (γ) austenit + (δ) ferit	1380
	Talina + (γ) austenit + (δ) ferit + $\text{Cr}_3\text{Ni}_2\text{SiN}$	1227

U Scheil – Gulliver modelima, koji pretpostavljaju potpunu odsutnost difuzije u krutom stanju, dolazi do pomaka faznih transformacija prema višim temperaturama. Formiranje austenita i δ ferita započinje na gotovo jednakoj temperaturi kao u ravnotežnom dijagramu. Austenit nastaje na 1392 °C za P3 i na 1390 °C za P4 i P5, dok se δ ferit pojavljuje pri 1390 °C za P3 i 1380 °C za P4 i P5. Tijekom neravnotežnog skrućivanja pojavljuje se intermetalna faza $\text{Cr}_3\text{Ni}_2\text{SiN}$, znatno ranije nego kod ravnotežnog skrućivanja: kod P3 na 1217 °C, a kod P4 i P5 na 1225 °C i 1227 °C, što je posljedica odsutnosti difuzije u krutom stanju u Scheil – Gulliverovom modelu.

7.6. Rezultati diferencijalne pretražne kalorimetrije

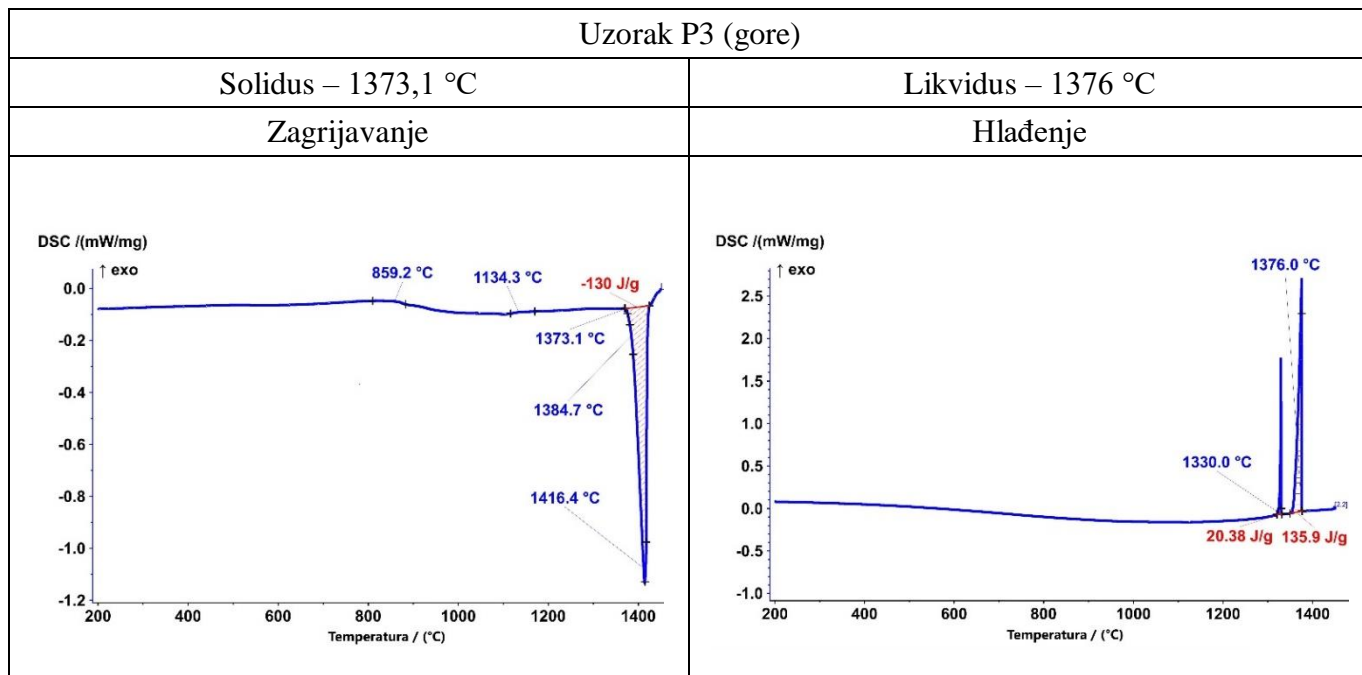
Režim primijenjen tijekom DSC ispitivanja za zagrijavanje i hlađenje uzoraka prikazan je na Slika 7.18.



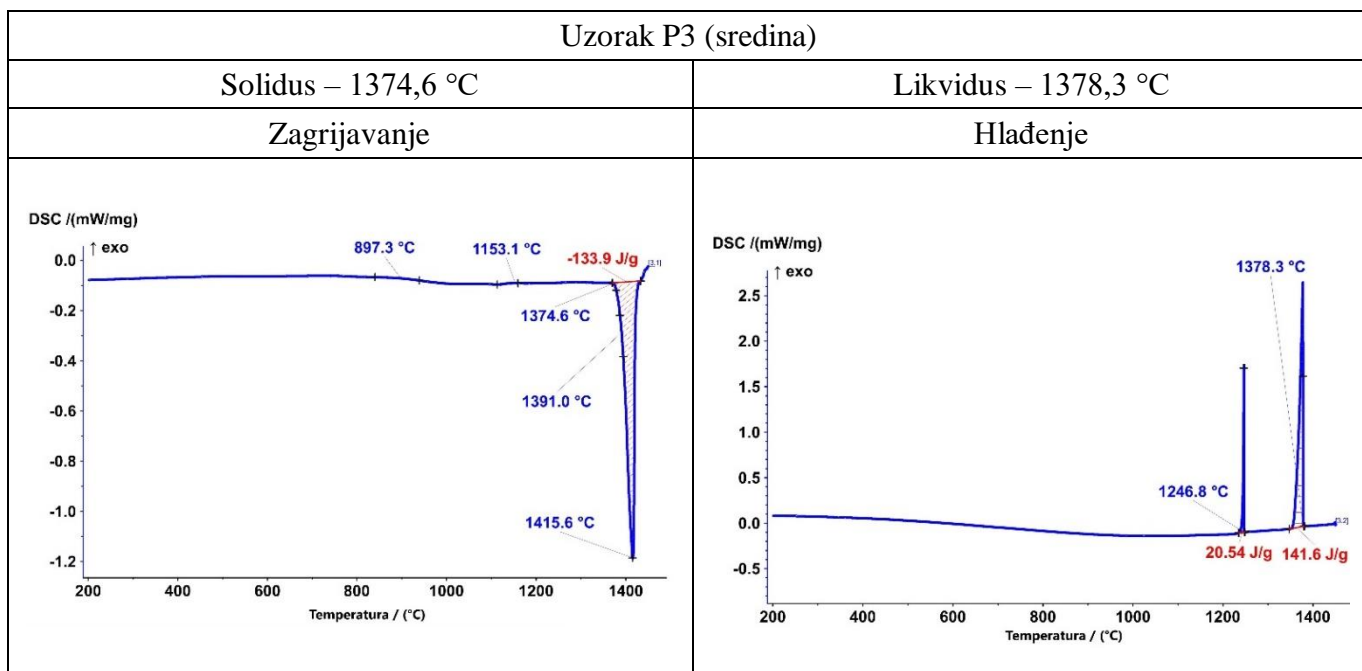
Slika 7.18 Dijagram režima rada DSC uređaja tijekom zagrijavanja i hlađenja

DSC ispitivanje je provedeno kako bi se eksperimentalno odredile T_S i T_L te fazne transformacije tijekom zagrijavanja i hlađenja. Na Slika 7.19 –Slika 7.27 prikazane su DSC krivulje zagrijavanja i hlađenja za uzorke P3 – P5 pri čemu su analizirani uzorci uzeti iz gornje, srednje i donje zone odljevka, Slika 6.8.

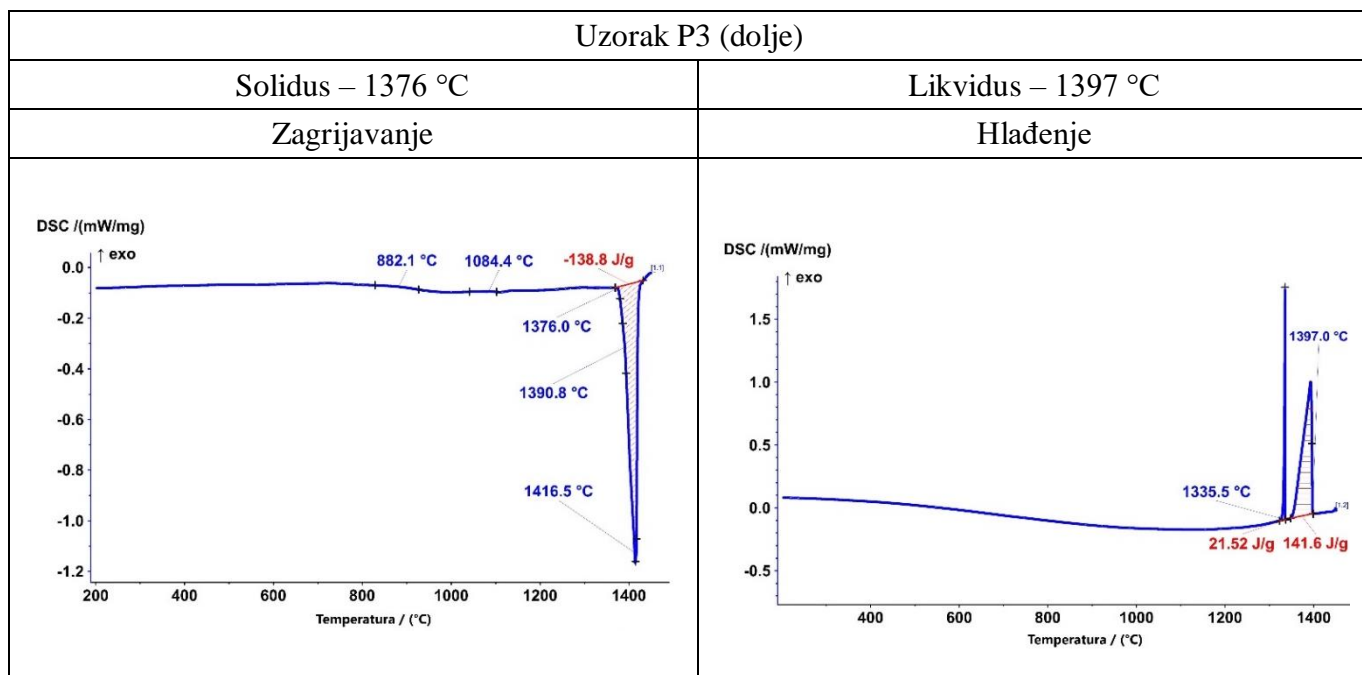
Na DSC krivuljama apscisa predstavlja temperaturu, dok ordinata prikazuje toplinski tok izražen u mW/mg. Solidus temperatura definirana je kao točka početka apsorpcije topline na krivulji zagrijavanja, a likvidus temperatura kao točka početka oslobađanja topline na krivulji hlađenja.



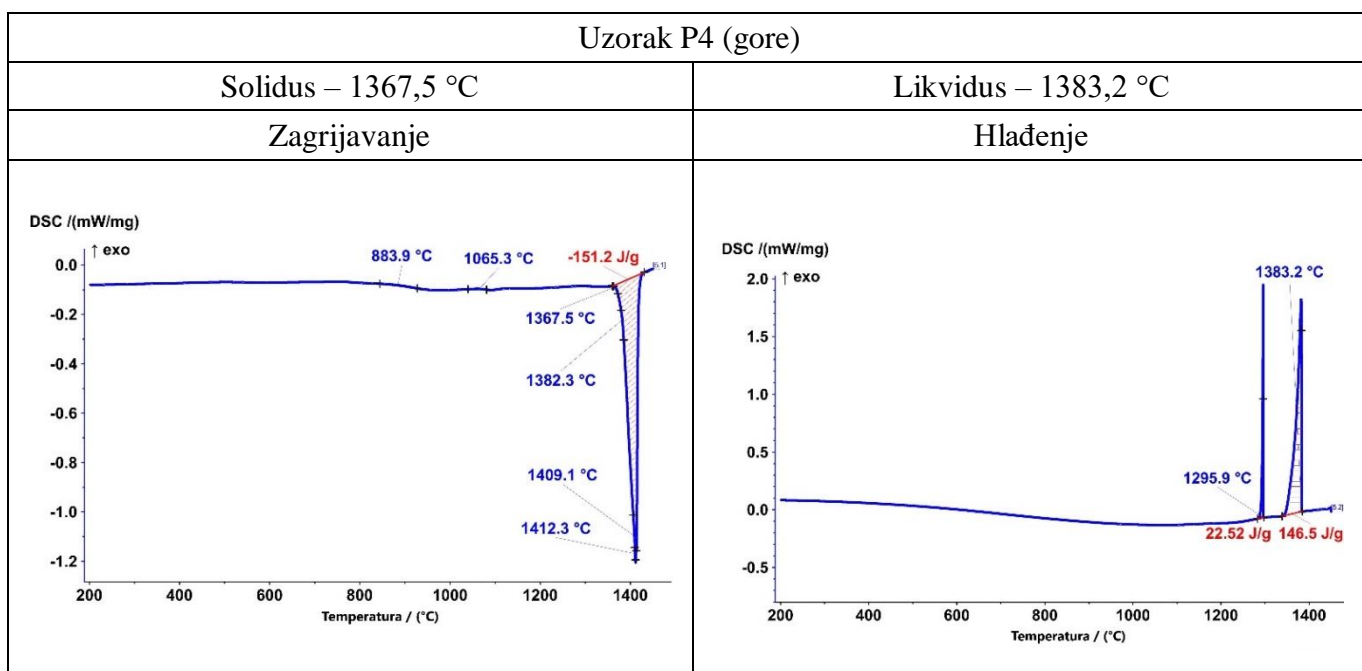
Slika 7.19 DSC dijagram zagrijavanja i hlađenja za uzorak P3 gornja zona



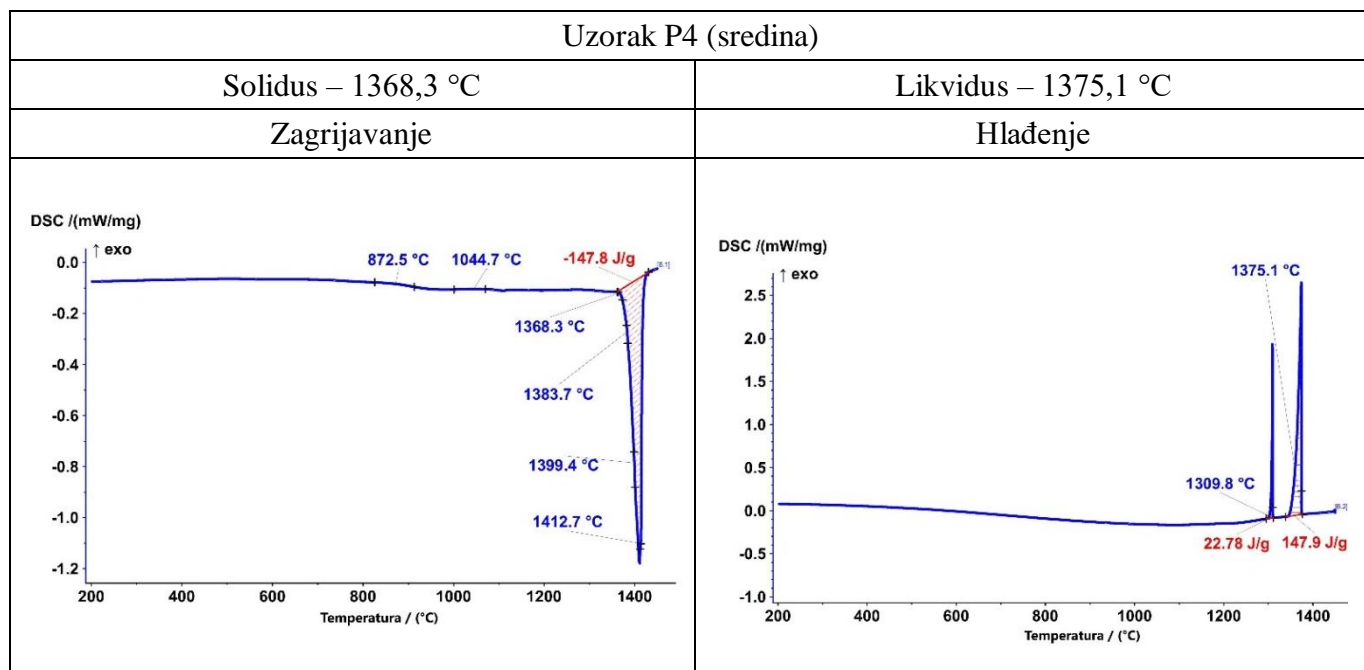
Slika 7.20 DSC dijagram zagrijavanja i hlađenja za uzorak P3 srednja zona



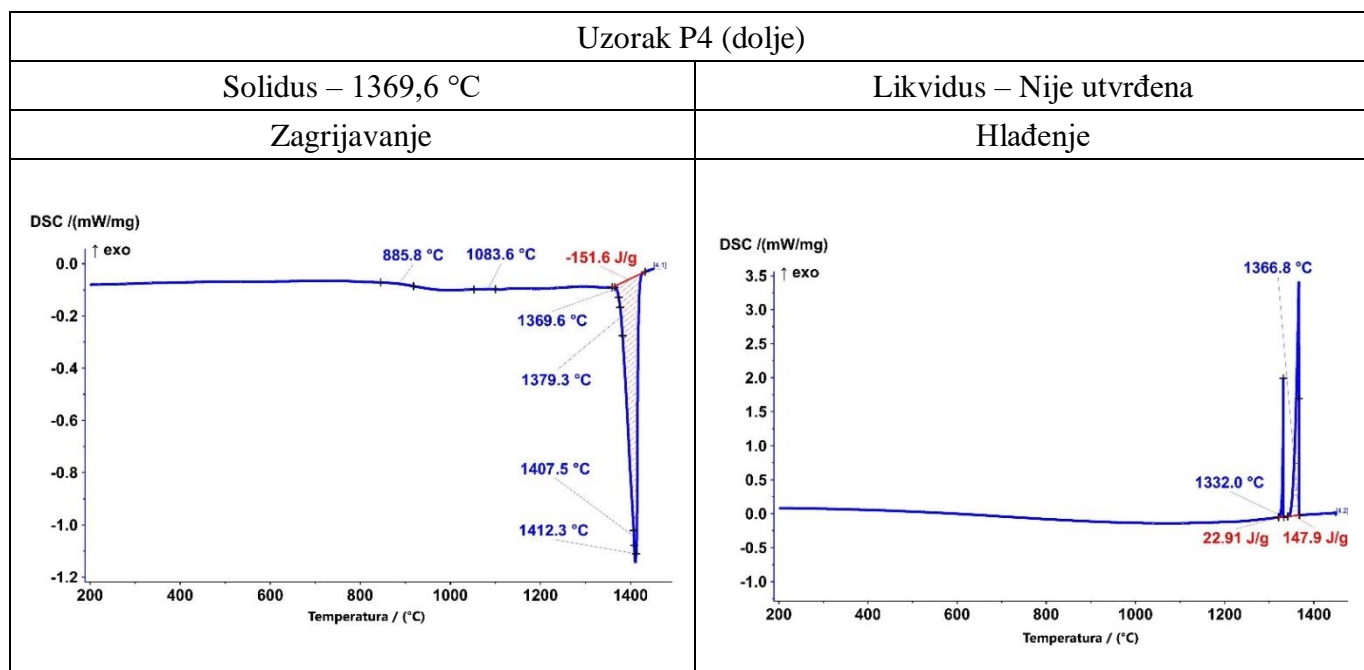
Slika 7.21 DSC dijagram zagrijavanja i hlađenja za uzorak P3 donja zona



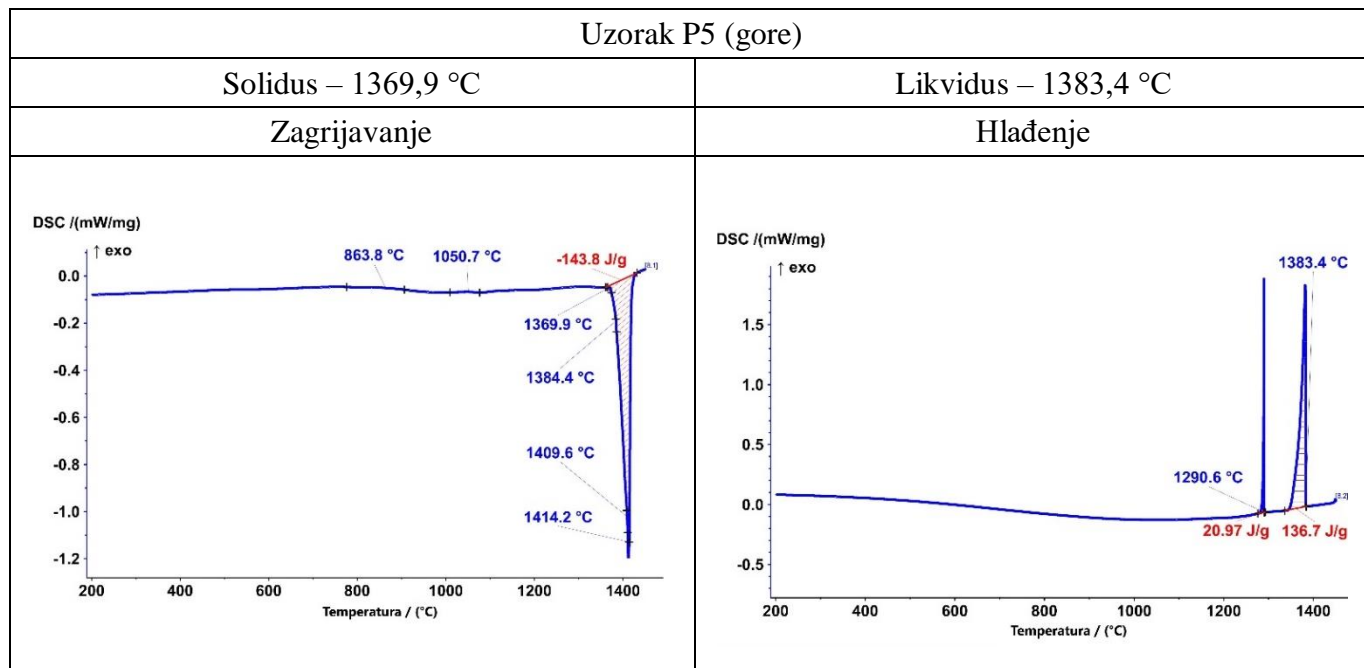
Slika 7.22 DSC dijagram zagrijavanja i hlađenja za uzorak P4 gornja zona



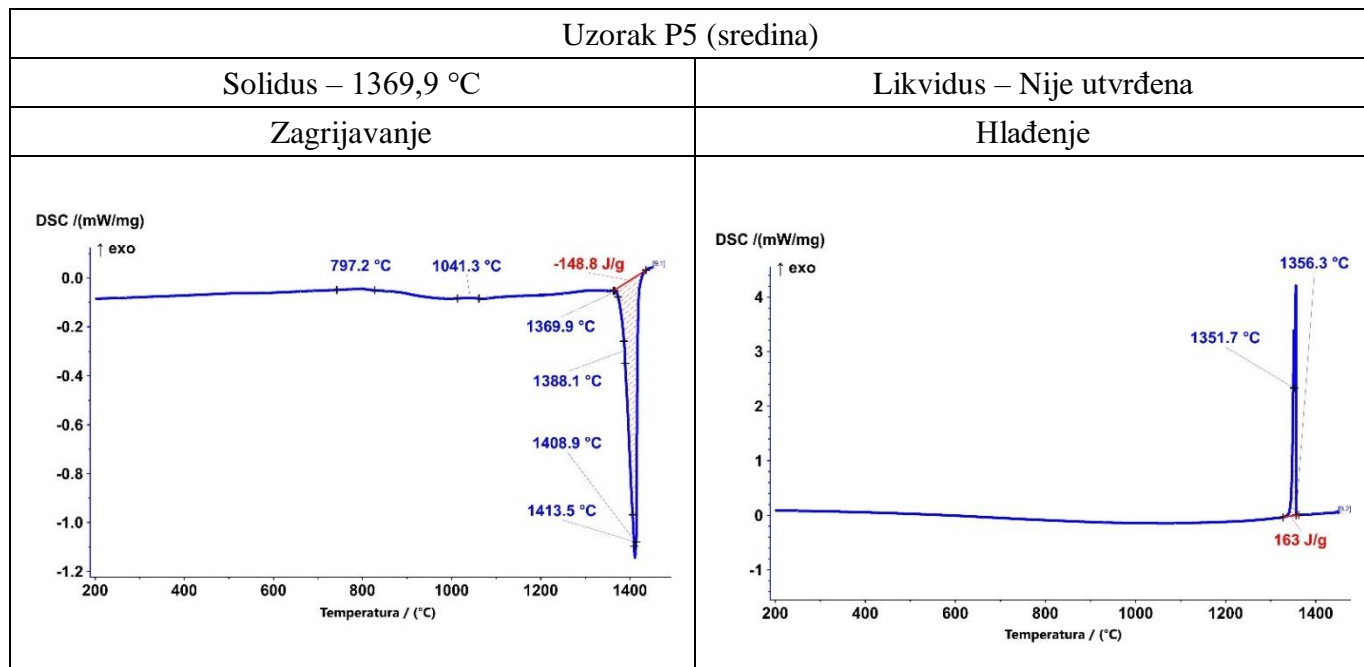
Slika 7.23 DSC dijagram zagrijavanja i hlađenja za uzorak P4 srednja zona



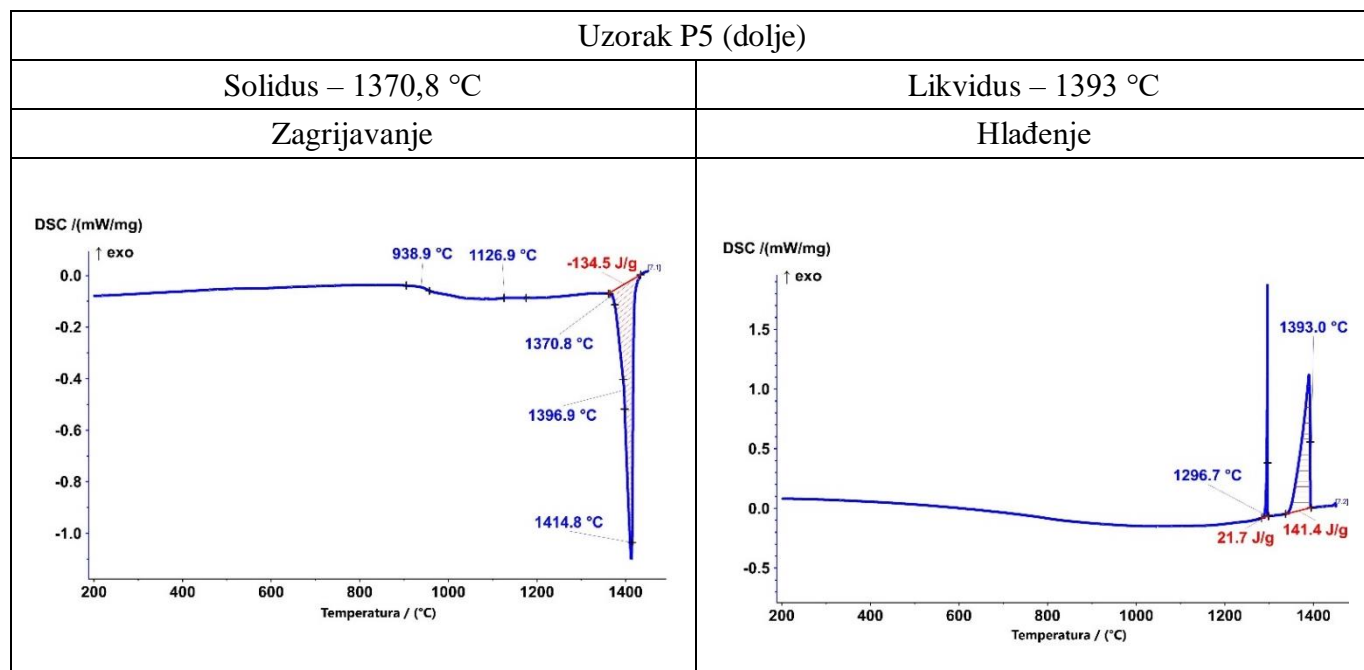
Slika 7.24 DSC dijagram zagrijavanja i hlađenja za uzorak P4 donja zona



Slika 7.25 DSC dijagram zagrijavanja i hlađenja za uzorak P5 gornja zona



Slika 7.26 DSC dijagram zagrijavanja i hlađenja za uzorak P5 srednja zona

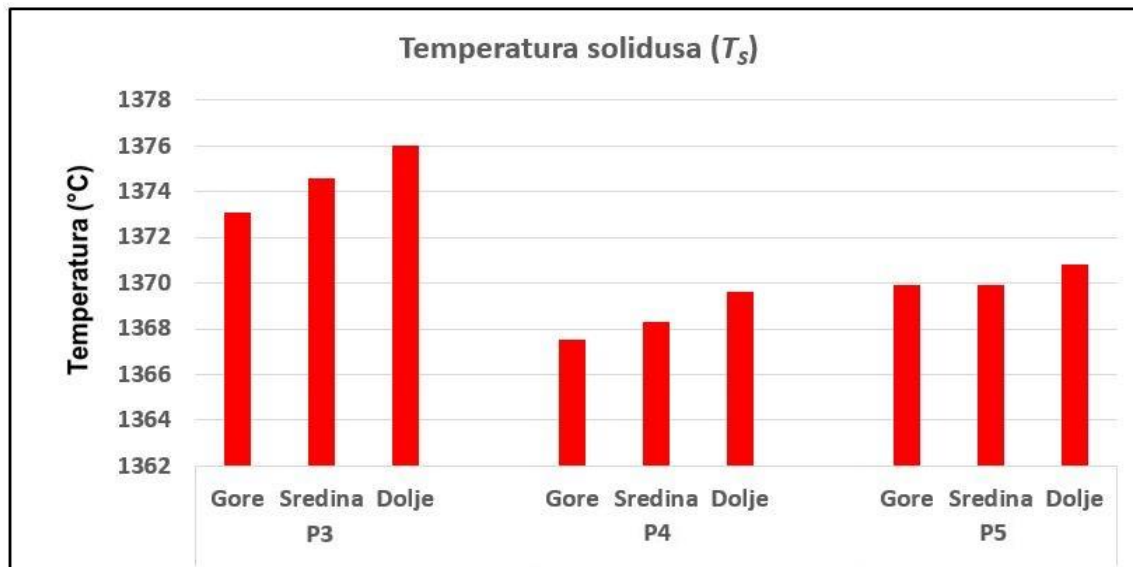
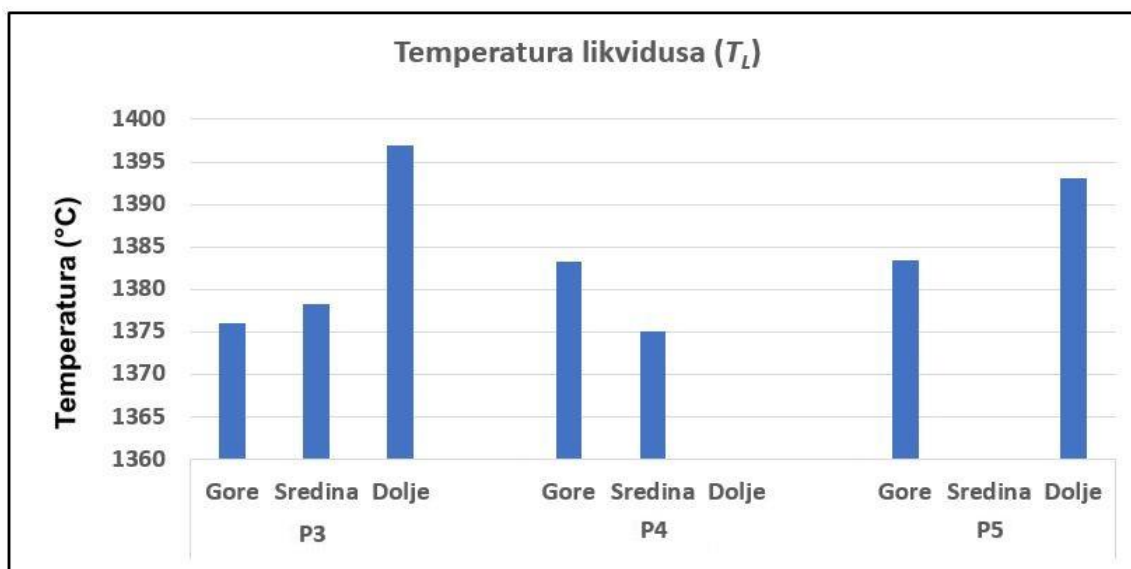


Slika 7.27 DSC dijagram zagrijavanja i hlađenja za uzorak P5 donja zona

Radi bolje preglednosti i međusobne usporedbe, iz DSC krivulja zagrijavanja i hlađenja očitane su karakteristične solidus i likvidus temperature te pripadajuće entalpije faznih transformacija. Dobivene vrijednosti za odljevke P3 – P5, razvrstane prema zonama mjerenja (gornja, srednja i donja zona), prikazane su u Tablica 7.11. Radi boljeg prikaza i međusobne usporedbe odljevaka, na Slika 7.28 – Slika 7.29 dani su dijagrami T_L i T_S odljevaka P3 – P5 po zonama.

Tablica 7.11 Likvidus (T_L) i solidus (T_S) temperature te entalpije faznih transformacija određene DSC analizom za odljevke P3 – P5 prema zonama

Odljevak	Zona	T_S [°C]	ΔH_S [J/g]	T_L [°C]	ΔH_L [J/g]	$\Delta H_L'$ [J/g]
P3	Gore	1373,1	-130	1376	135,9	20,38
	Sredina	1374,6	-133,9	1378,3	141,6	20,54
	Dolje	1376	-138,8	1397	141,6	21,52
P4	Gore	1367,5	-151,2	1383,2	146,5	22,52
	Sredina	1368,3	-147,8	1375,1	147,9	22,78
	Dolje	1369,6	-151,6	–	–	–
P5	Gore	1369,9	-143,8	1383,4	136,7	20,97
	Sredina	1369,9	-148,8	–	–	–
	Dolje	1370,8	-134,5	1393	141,4	21,7

Slika 7.28 Dijagram solidus temperature (T_S) odljevaka P3 – P5 po zonamaSlika 7.29 Dijagram likvidus temperature (T_L) odljevaka P3 – P5 po zonama

Analizom krivulja zagrijavanja uočen je jedan dominantan endotermni vrh čija se apsorbirana entalpija kreće u rasponu od -130 do $-151,6$ J/g. Početak endoternog procesa, koji odgovara solidus temperaturi, zabilježen je u intervalu od $1367,5$ do 1376 °C, ovisno o odljevcima i zoni

mjerenja. Relativno širok i razvučen oblik endoternog vrha upućuje na činjenicu da se taljenje ne odvija pri jednoj temperaturi, već kroz temperaturni interval u kojem dolazi do postupnog taljenja δ ferita, (γ) austenita i prisutnih intermetalnih faza. Takav tijek taljenja u skladu je s višefaznim karakterom mikrostrukture.

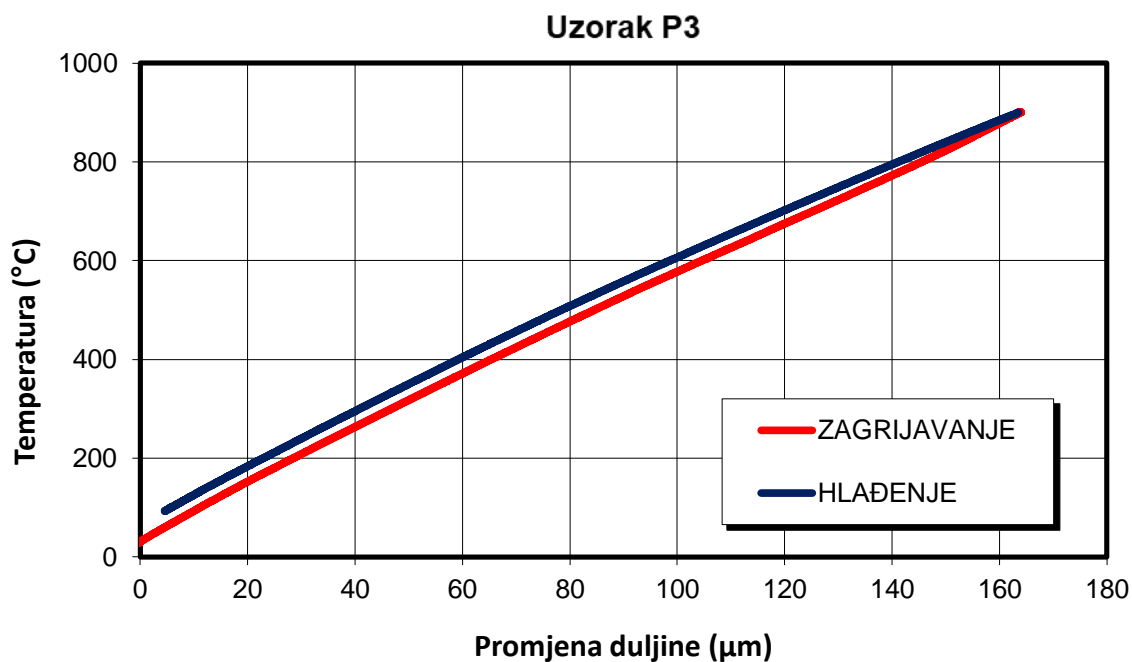
Krivulje hlađenja pokazuju da se likvidus temperature nalaze u rasponu od 1375,1 do 1397 °C. Prvi, izraženi egzotermni vrh, s oslobođenom entalpijom od 135,9 do 147,9 J/g, povezan je s početkom kristalizacije δ ferita. Drugi, slabije izražen egzotermni vrh, zabilježen pri temperaturama od 1246,8 do 1335,5 °C, s oslobođenom entalpijom u rasponu od 20,38 do 22,78 J/g, pripisuje se kristalizaciji (γ) austenita iz δ ferita.

Krivulje zagrijavanja i hlađenja svih uzoraka pokazuju isti trend. Najviše vrijednosti T_S i T_L zabilježene su u donjim zonama odljevaka te je tu interval skrućivanja bio najširi. Suprotno tome, u srednjim zonama, u kojima je tijekom skrućivanja prevladavala najmanja brzina hlađenja, izmjerene su najniže vrijednosti T_S i T_L te najuži interval skrućivanja; takav rezultat može se pripisati lokalnim uvjetima hlađenja i mikrosegregacijama koje su se pojavile između pojedinih zona odljevaka. Različita temperatura predgrijavanja kokile među uzorcima nije imala jasan utjecaj na vrijednosti T_S i T_L .

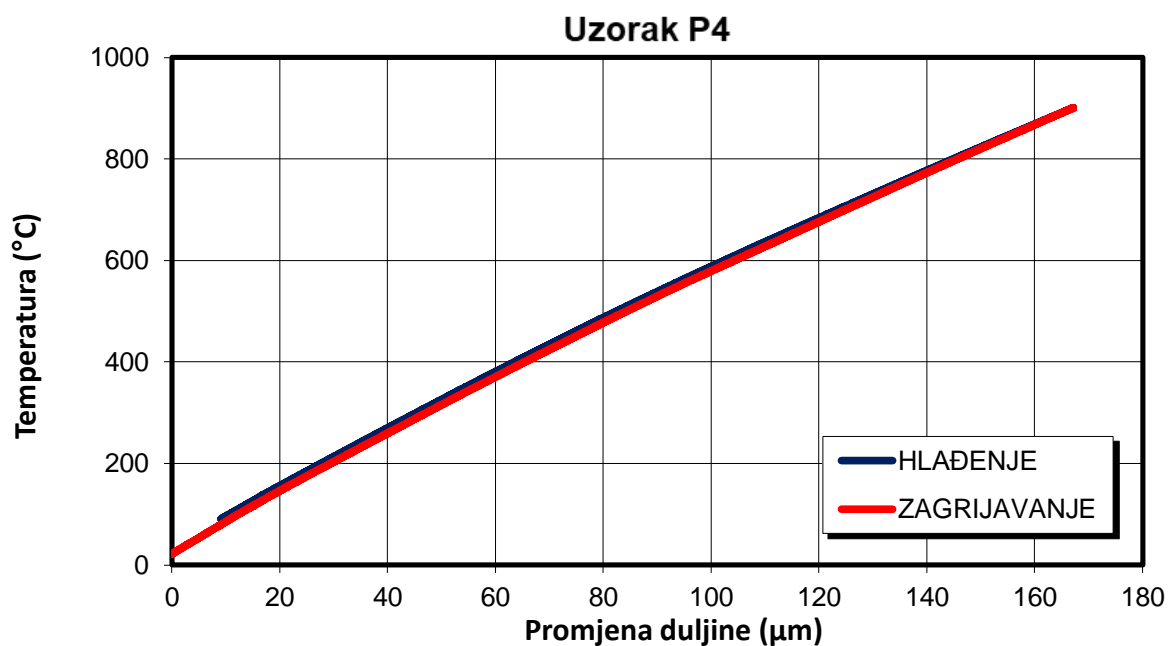
Dobiveni rezultati očitani iz DSC krivulja zagrijavanja i hlađenja pokazuju djelomično preklapanje s temperaturama izračunatima numeričkom simulacijom u programu ProCAST, u kojoj su solidus i likvidus određeni termodinamičkim proračunom na temelju kemijskog sastava legure. T_L dobivena proračunom, 1396 °C, nalazi se unutar raspona vrijednosti određenih DSC krivuljom hlađenja (1375,1 – 1397 °C). Nasuprot tome, T_S iz ProCAST – a iznosi 1336 °C, što je približno 30 – 40 °C niže u odnosu na solidus temperature određene DSC krivuljom zagrijavanja (1367,5 – 1376 °C). Uočeno odstupanje T_S između DSC mjerenja i numeričke simulacije može se pripisati idealiziranom termodinamičkom pristupu simulacije, koji ne uzima u obzir utjecaj faznih transformacija i mikrosegregacije elemenata u stvarnom odljevku.

7.7. Rezultati dilatometrije

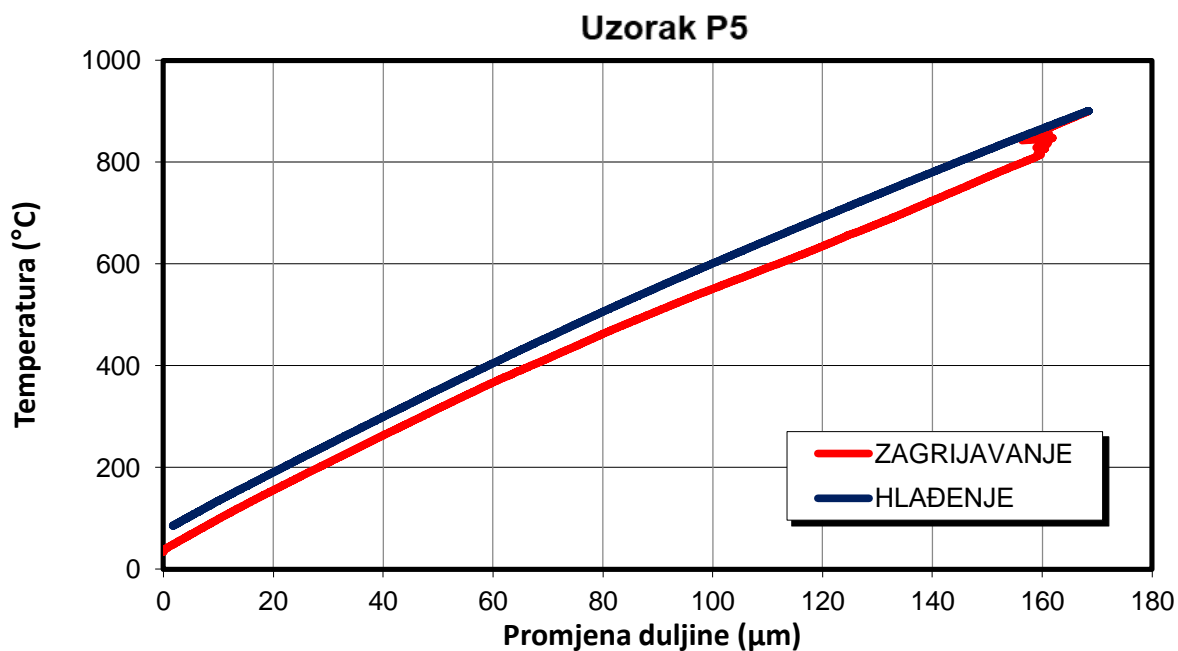
Za uzorke P3 – P5 provedena je analiza linearne promjene duljine u funkciji temperature, od sobne do 900 °C, na temelju koje je određen koeficijent linearnog toplinskog širenja (α_L), pri čemu je položaj valjkastih uzoraka prikazan na Slika 6.9. Dijagrami promjene duljine u ovisnosti o temperaturi prikazani su na Slika 7.30 – Slika 7.32. Nagib krivulja toplinskog istežanja za sva tri uzorka prati gotovo linearan tijek.



Slika 7.30 Ovisnost linearne promjene duljine o temperaturi za uzorak P3 tijekom zagrijavanja



Slika 7.31 Ovisnost linearne promjene duljine o temperaturi za uzorak P4 tijekom zagrijavanja



Slika 7.32 Ovisnost linearne promjene duljine o temperaturi za uzorak P5 tijekom zagrijavanja

Na temelju podataka očitanih iz dijagrama, izračunat je koeficijent linearnog toplinskog širenja (α_L) prema izrazu (6.8) za odljevke P3 – P5. Proračun α_L za uzorke P3 – P5 prikazan je u Tablica 7.12.

Tablica 7.12 Koeficijent linearnog toplinskog širenja (α_L) za odljevke P3 – P5, izračunat za temperaturni raspon od sobne temperature do 900 °C tijekom zagrijavanja

Odljevak	Koeficijent linearnog toplinskog širenja (α_L)
P3	$\alpha_L = \frac{1}{L_0} \cdot \frac{\Delta L}{\Delta T} = \frac{1}{10} \cdot \frac{0,16402 - (-0,00011)}{1173,31 - 302,58} = 18,9 \cdot 10^{-6} K^{-1}$
P4	$\alpha_L = \frac{1}{L_0} \cdot \frac{\Delta L}{\Delta T} = \frac{1}{10} \cdot \frac{0,16709 - (-0,00008)}{1173,26 - 294,19} = 19,0 \cdot 10^{-6} K^{-1}$
P5	$\alpha_L = \frac{1}{L_0} \cdot \frac{\Delta L}{\Delta T} = \frac{1}{10} \cdot \frac{0,16841 - (-0,00036)}{1173,33 - 306,68} = 19,4 \cdot 10^{-6} K^{-1}$

Dobivene vrijednosti α_L , kreću se u rasponu od $18,9 \cdot 10^{-6} K^{-1}$ do $19,4 \cdot 10^{-6} K^{-1}$. Usporedba s referentnim podacima za nehrđajući čelik EN 1.4841 prema normi EN 10095:1999 gdje je ($\alpha_L \approx 19 \cdot 10^{-6} K^{-1}$ pri 1000 °C) pokazuje da su izmjerene vrijednosti u skladu s normom. Male razlike između P3, P4 i P5 mogu se pripisati kombinaciji mikrosegregacije i sitnih odstupanja u kemijskom sastavu, dok različita temperatura predgrijavanja kokile nije imala vidljiv utjecaj na vrijednost α_L .

Na temelju eksperimentalno dobivenih podataka te uz pretpostavku da se radi o izotropnom materijalu, volumenski koeficijent toplinskog širenja (α_V) prema izrazu (6.9), iznosi (7.1):

$$\alpha_V \approx 3\alpha_L \approx 5,7 \cdot 10^{-5} K^{-1} \quad (7.1)$$

Radi provjere valjanosti izraza (6.9), volumenski koeficijent toplinskog širenja dodatno je određen na temelju promjene gustoće materijala u temperaturnom rasponu od 30 do 900 °C, pri čemu su podaci očitani iz dijagrama promjene gustoće dobivenog u programu ProCAST, Slika 5.5. U tom je slučaju α_V izračunat aproksimacijom prema izrazu (5.2), pri čemu jednadžba (7.2) glasi:

$$\alpha_V \approx \frac{\rho_1 - \rho_2}{\rho_1 \cdot (T_2 - T_1)} \approx \frac{7565 - 7240}{7565 \cdot (1173 - 303)} \approx 4,94 \cdot 10^{-5} K^{-1} \quad (7.2)$$

Uočeno odstupanje od približno 13 % može se pripisati aproksimaciji korištenih izraza te temperaturnoj ovisnosti gustoće materijala.

7.8. Analiza mikrostrukture

Analiza mikrostrukture provedena je na uzorcima P1 – P5. Optička mikroskopija korištena je za određivanje razmaka između sekundarnih dendritnih grana SDAS, dok je elektronska mikroskopija, uz EDS analizu kemijskog sastava pojedinih područja, pružila detaljniji uvid u mikrostrukturu materijala. EBSD tehnikom određen je udio δ ferita i austenita u mikrostrukturi. Na temelju brzine hlađenja dobivene računalnom simulacijom procesa lijevanja uspostavljen je matematički model koji opisuje ovisnost SDAS o brzini hlađenja, čime je omogućena procjena vrijednosti SDAS na bilo kojem mjestu unutar odljevka dobivenog centrifugalnim lijevanjem.

7.8.1. Optička mikroskopija

Radi prikaza mikrostrukture po cijeloj širini presjeka stijenke za sve analizirane odljevke (P1 – P5) i promatrane zone izrađena je skupna snimka (*eng. Multi Image Analysis, MIA*), kojim je obuhvaćeno područje od vanjske do unutarnje površine stijenke odljevka. Na Slika 7.33 – Slika 7.35 prikazane su skupne snimke uzorka P3 za gornju, srednju i donju zonu odljevka, gdje lijeva strana predstavlja unutarnju površinu odljevka, a desna vanjsku površinu odljevka. MIA prikazi za ostale uzorke nalaze se u prilogu 7. Na slikama su jasno uočene dvije faze: svjetlija faza (dominantnija) koja odgovara austenitnoj mikrostrukturi te tamnija, mrežasta faza uz granice zrna i u interdendritnim prostorima koja predstavlja δ ferit, čija je prisutnost potvrđena dodatnom analizom pomoću elektronskog mikroskopa.



Slika 7.33 Skupna snimka poprečnog presjeka gornje zone odljevka P3



Slika 7.34 Skupna snimka poprečnog presjeka srednje zone odljevka P3



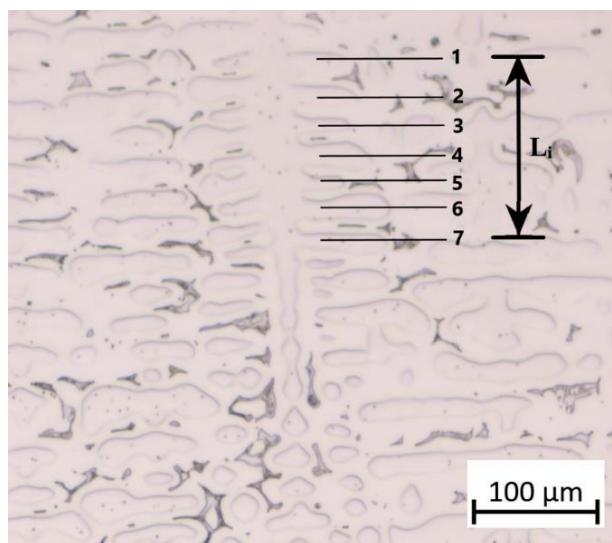
Slika 7.35 Skupna snimka poprečnog presjeka donje zone odljevka P3

Analizom skupnih snimki uočena je duguljasta dendritna struktura s usmjerenim primarnim dendritima koji se protežu od vanjske prema unutarnjoj površini odljevka, što odgovara smjeru odvođenja topline tijekom skrućivanja. Ista orijentacija dendrita prisutna je u svim promatranim zonama, uz razlike u njihovoj veličini duž presjeka.

7.8.1.1. Rezultati mjerenja SDAS i matematički modeli ovisnosti SDAS o brzini hlađenja

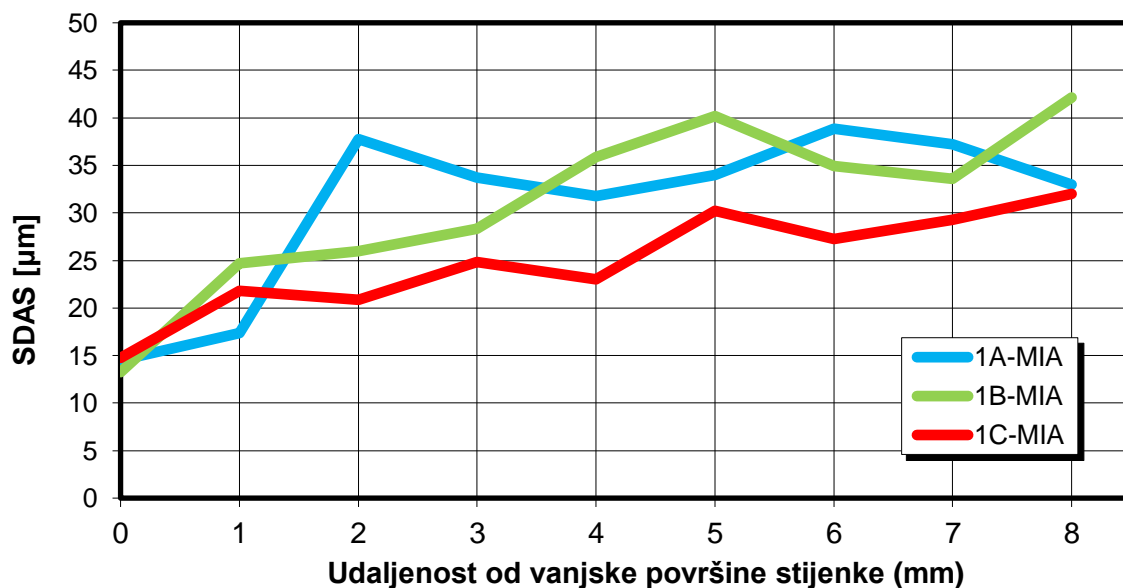
Analiza je provedena na poprečnom presjeku odljevaka (P1 – P5) u gornjoj, srednjoj i donjoj zoni (Slika 6.10) s ciljem usporedbe SDAS duž cijelog presjeka stijenke, od vanjske prema unutarnjoj površini.

Na Slika 7.36 prikazan je način određivanja SDAS na uzorku P3 u srednjoj zoni, na sredini poprečnog presjeka odljevka. Vrijednosti SDAS izračunate su primjenom jednadžbe (2.3).

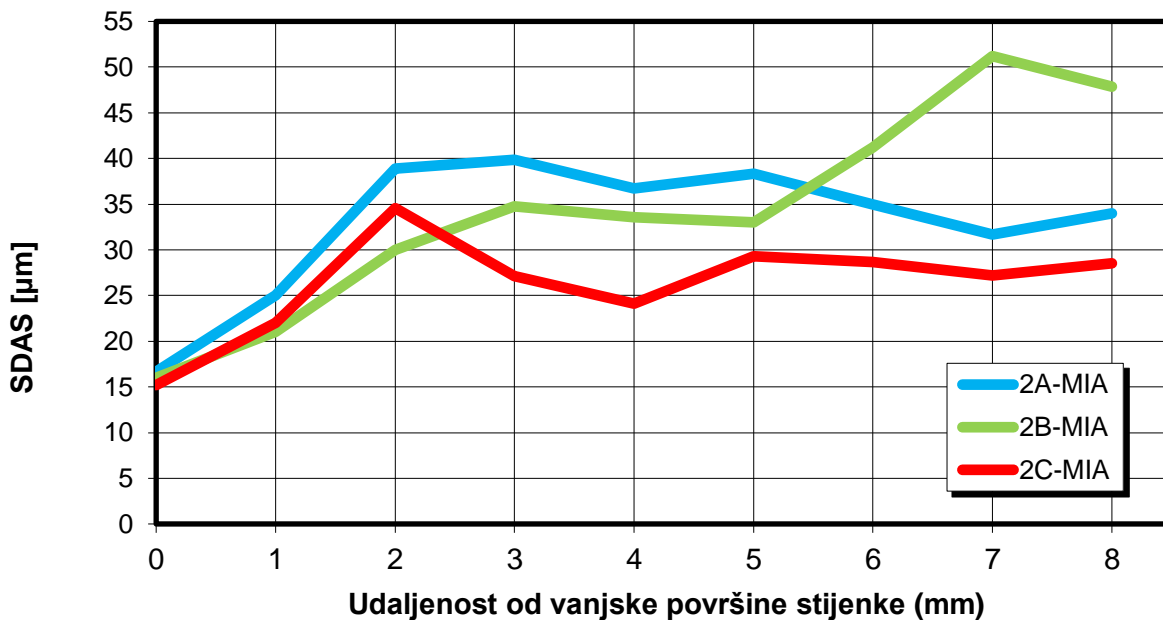


Slika 7.36 Način određivanja SDAS (odljevak P3, gornja zona)

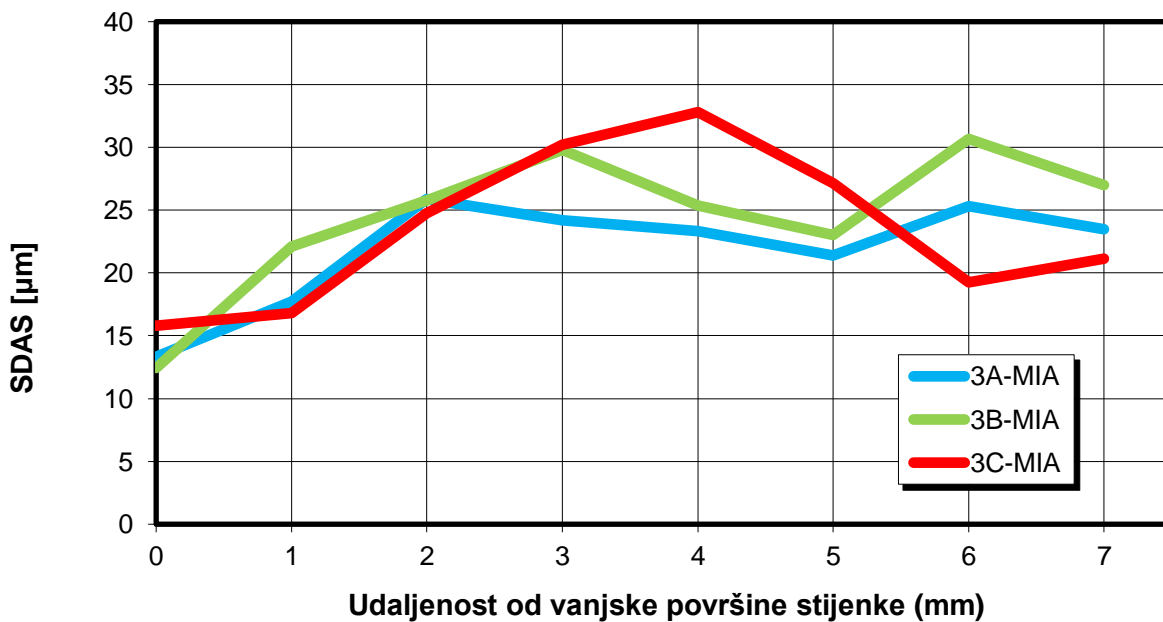
Promjene vrijednosti SDAS duž poprečnog presjeka stijenke odljevka (P1 – P5) od vanjske (lijeva strana) prema unutarnjoj (desna strana) površini, u gornjoj (A), srednjoj (B) i donjoj (C) zoni prikazane su u dijagramima (Slika 7.37 – Slika 7.41). Na ordinati su vrijednosti SDAS, dok su na apscisi udaljenosti od vanjske površine odljevka.



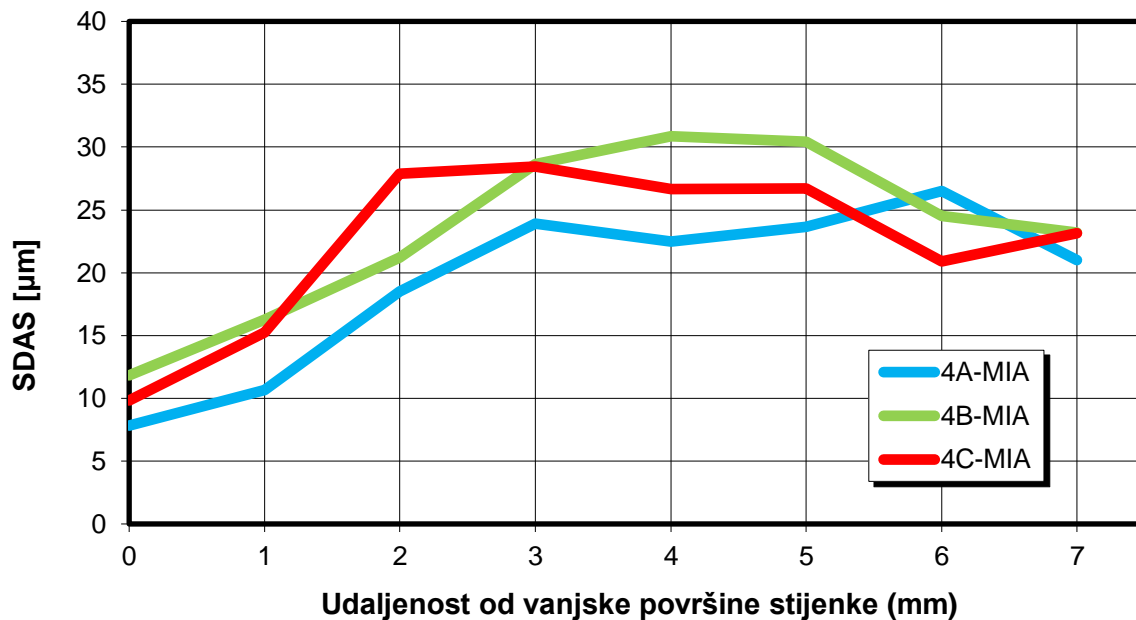
Slika 7.37 Dijagram raspodjele SDAS duž poprečnog presjeka stijenke odljevka P1



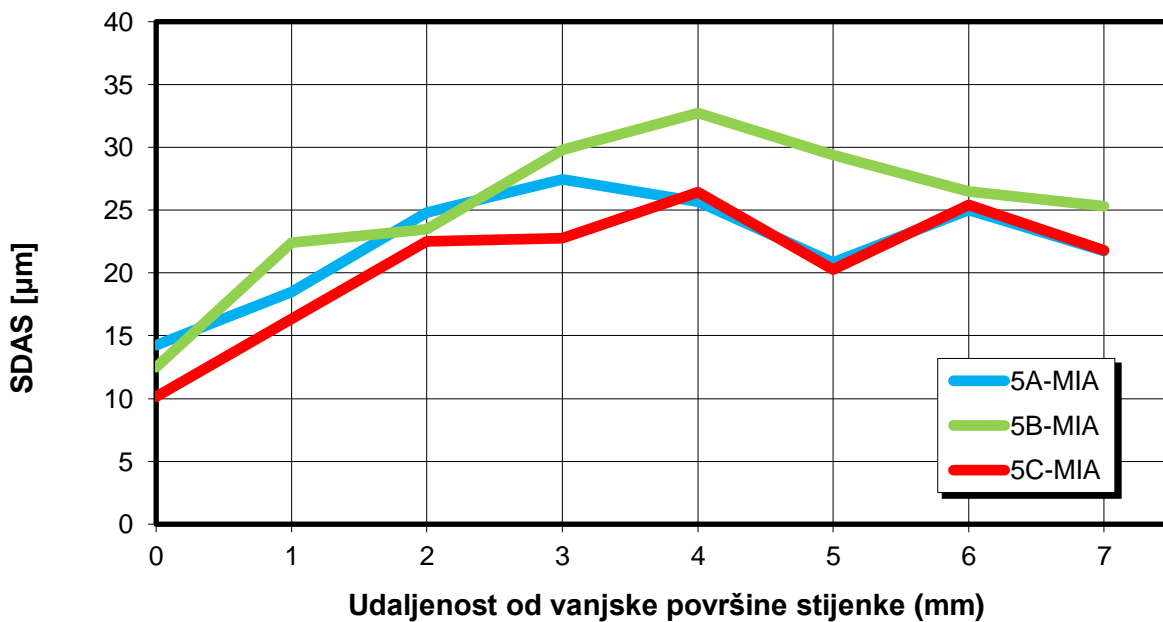
Slika 7.38 Dijagram raspodjele SDAS duž poprečnog presjeka stijenke odljevka P2



Slika 7.39 Dijagram raspodjele SDAS duž poprečnog presjeka stijenke odljevka P3

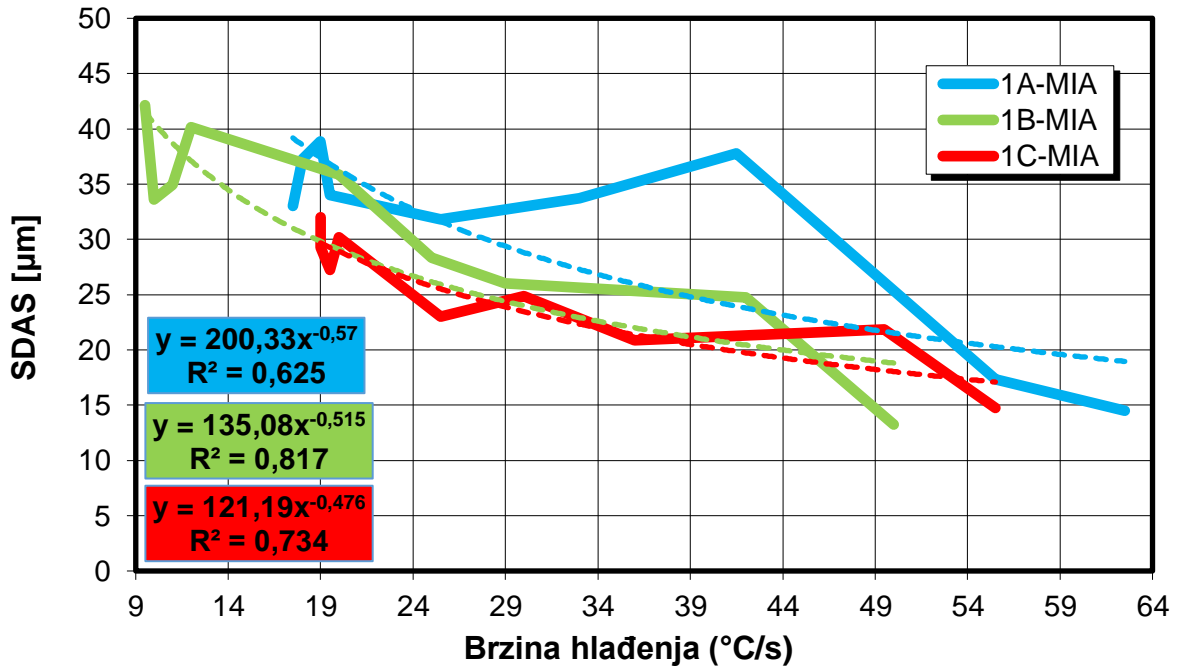


Slika 7.40 Dijagram raspodjele SDAS duž poprečnog presjeka stijenke odljevka P4

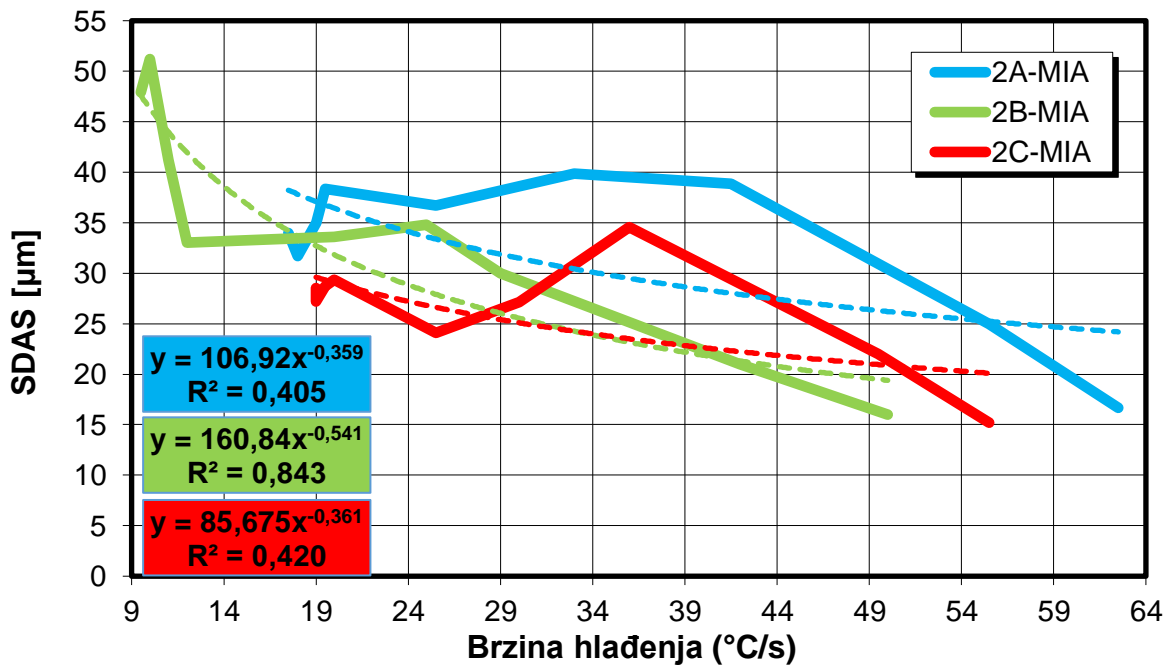


Slika 7.41 Dijagram raspodjele SDAS duž poprečnog presjeka stijenke odljevka P5

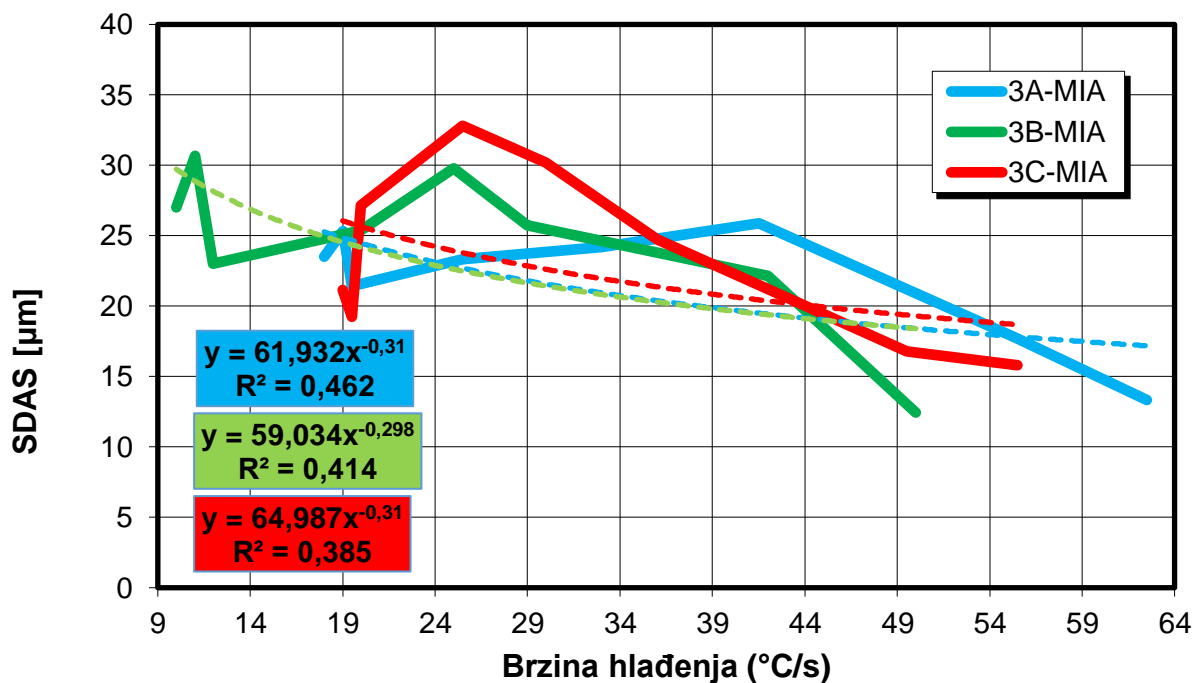
Iz svih dijagrama uočen je trend povećanja SDAS prema unutrašnjosti odljevka. Najmanje vrijednosti SDAS izmjerene su na vanjskoj površini odljevaka i kretale su se u rasponu od 7 do 16 μm (0 – 1 mm udaljenost od vanjske površine), na sredini poprečnog presjeka iznosile su od 23 do 40 μm (3 – 4 mm udaljenost od vanjske površine), dok su na unutarnjoj površini zabilježene vrijednosti u rasponu od 21 do 46 μm (7 – 8 mm udaljenost od vanjske površine). Srednja zona kod svih uzoraka pokazuje najveće vrijednosti SDAS, dok gornja zona u uzorcima P1, P2 i P5 ima veće vrijednosti od donje zone. Temperatura predgrijavanja kokile nije pokazala vidljiv utjecaj na vrijednosti SDAS. Nagli skok SDAS u području 0 – 1 mm od vanjske površine pripisuje se nastanku zračnosti između kokile i odljevka zbog skupljanja metala. Zračnost je onemogućila izravan kontakt odljevka s kokilom, zbog čega je dominantni mehanizam prijenosa topline u tom području postala konvekcija. Utjecaj zračnosti dodatno je pojačan zbog lijevanja u visokom vakuumu jer je vakuum bolji izolator od zraka. Posljedično, brzina hlađenja u neposrednoj blizini vanjske površine smanjila se, što je rezultiralo naglim porastom SDAS. Ovakvi rezultati u skladu su s onima dobivenim računalnim eksperimentom, Tablica 5.4, pri čemu se vrijednosti djelomično poklapaju, dok je trend kretanja SDAS prema unutrašnjosti odljevka bio jednak, Slika 5.11. Time je potvrđeno da SDAS prati brzinu hlađenja odljevka. Radi bolje usporedbe, izrađeni su dijagrami utjecaja brzine hlađenja na SDAS za sve odljevke (P1 – P5) u svim zonama, prikazani su na Slika 7.42 Slika 7.46. Vrijednosti brzine hlađenja po presjeku preuzete su iz računalnog eksperimenta. Za svaki pomak od 1 mm duž presjeka određena je odgovarajuća vrijednost brzine hlađenja, koja je zatim povezana s eksperimentalno izmjerenom vrijednošću SDAS u pripadajućoj zoni. Na osi ordinati prikazana je vrijednost SDAS – a, dok je na osi apscisa brzina hlađenja. Na dijagramima je prikazan matematički model dobiven pomoću potencijske regresije (*eng. Power Regression*) koji odgovara jednadžbi (2.5) opisanoj u poglavlju 2.4, pri čemu je za svaki odljevak (P1 – P5) određen model u tri analizirane zone (A – gornja zona, B – srednja zona, C – donja zona), a njegova statistička značajnost prema koeficijentu determinacije.



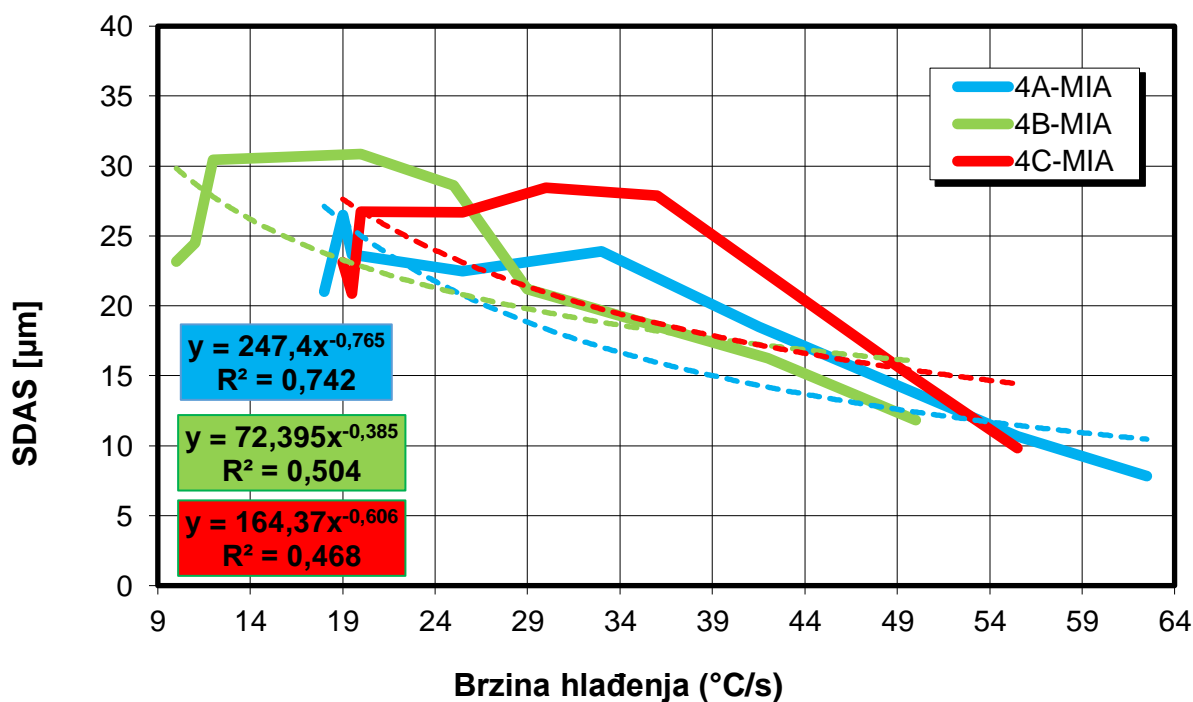
Slika 7.42 Utjecaj brzine hlađenja na SDAS za odljevak P1 po zonama



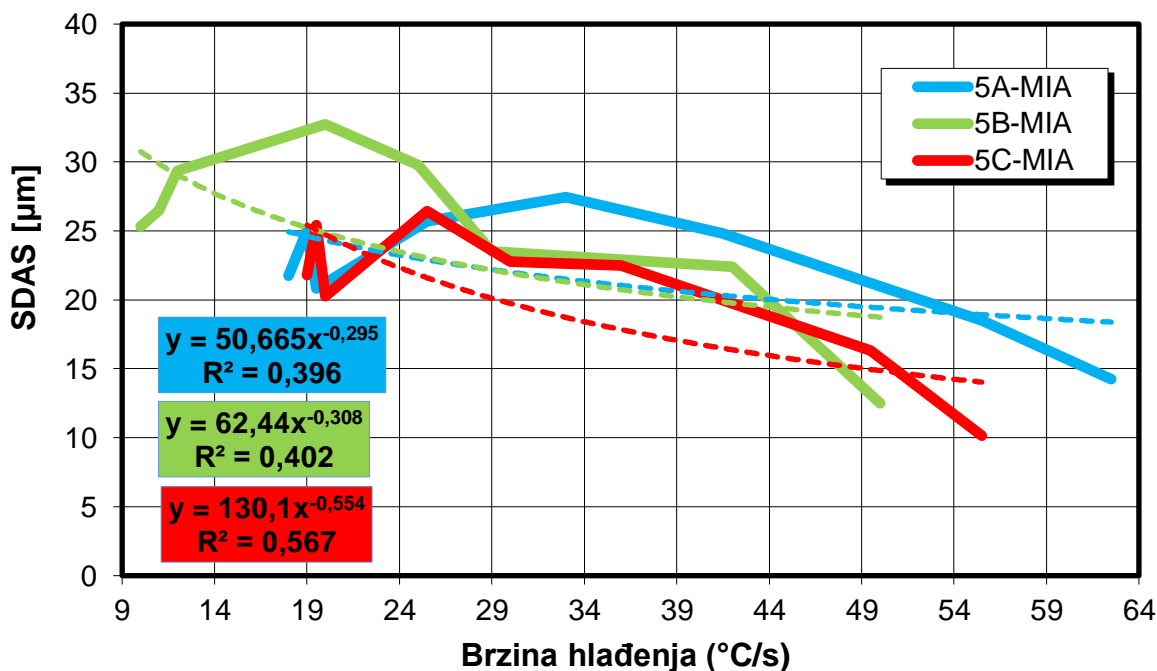
Slika 7.43 Utjecaj brzine hlađenja na SDAS za odljevak P2 po zonama



Slika 7.44 Utjecaj brzine hlađenja na SDAS za odljevak P3 po zonama



Slika 7.45 Utjecaj brzine hlađenja na SDAS za odljevak P4 po zonama



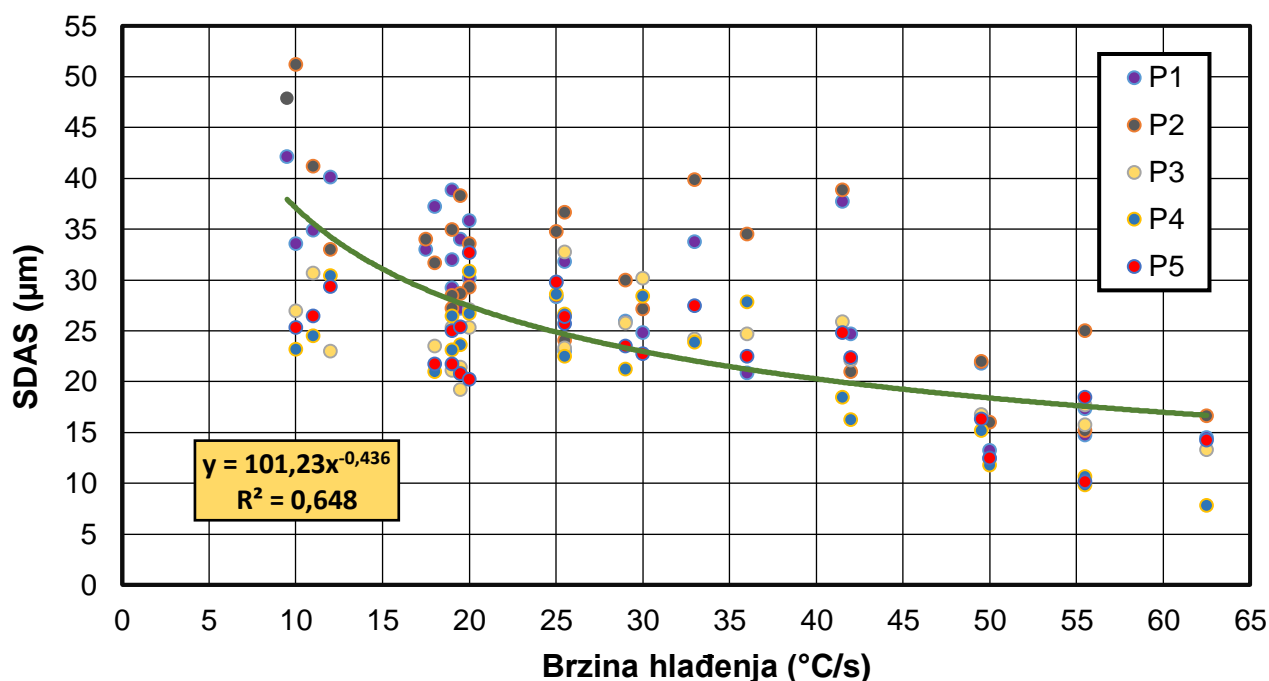
Slika 7.46 Utjecaj brzine hlađenja na SDAS za odljevak P5 po zonama

Svi dobiveni matematički modeli imaju negativnu vrijednost empirijskog eksponenta (n) čime se potvrđuje inverzna ovisnost SDAS o brzini hlađenja, odnosno smanjenje SDAS s porastom brzine hlađenja. Najveća vrijednost n zabilježena je kod P4 u gornjoj zoni ($n = 0,765$) sa najvećim koeficijentom ($K' = 247,4$), a najmanja kod P5 u gornjoj zoni ($n = 0,295$) te ujedno i najmanji koeficijent ($K' = 50,665$). Vrijednosti eksponenta kod ostalih modela uglavnom se kreću u rasponu od približno 0,3 do 0,55, dok se koeficijenti kreću u rasponu od 50 do 200. Svaka jednadžba uključuje pripadajuću vrijednost koeficijenta determinacije R^2 , koji prema Chadockovoj ljestvici mora biti veći od 0,64 da bi model bio značajan [202]. U Tablica 7.13 prikazane su jednadžbe matematičkih modela koji opisuju ovisnost SDAS o brzini hlađenja za sve odljevke i analizirane zone, uz pripadajuće vrijednosti koeficijenata determinacije. Podebljano su označeni značajni modeli.

Tablica 7.13 Matematički modeli ovisnosti SDAS o brzini hlađenja za odljevke (P1 – P5) u svim zonama s pripadajućim koeficijentom determinacije (R^2)

Odljevak	Zona	Matematički modeli	R^2
P1	Gornja	$\lambda_2 = 200,33 \cdot v_{hlad}^{-0,57}$	$R^2 = 0,625$
	Srednja	$\lambda_2 = 135,08 \cdot v_{hlad}^{-0,515}$	$R^2 = 0,817$
	Donja	$\lambda_2 = 121,19 \cdot v_{hlad}^{-0,476}$	$R^2 = 0,734$
P2	Gornja	$\lambda_2 = 106,92 \cdot v_{hlad}^{-0,359}$	$R^2 = 0,405$
	Srednja	$\lambda_2 = 160,84 \cdot v_{hlad}^{-0,541}$	$R^2 = 0,843$
	Donja	$\lambda_2 = 85,675 \cdot v_{hlad}^{-0,361}$	$R^2 = 0,420$
P3	Gornja	$\lambda_2 = 61,932 \cdot v_{hlad}^{-0,31}$	$R^2 = 0,462$
	Srednja	$\lambda_2 = 59,034 \cdot v_{hlad}^{-0,298}$	$R^2 = 0,414$
	Donja	$\lambda_2 = 64,987 \cdot v_{hlad}^{-0,31}$	$R^2 = 0,385$
P4	Gornja	$\lambda_2 = 247,4 \cdot v_{hlad}^{-0,765}$	$R^2 = 0,742$
	Srednja	$\lambda_2 = 72,395 \cdot v_{hlad}^{-0,385}$	$R^2 = 0,504$
	Donja	$\lambda_2 = 164,37 \cdot v_{hlad}^{-0,606}$	$R^2 = 0,468$
P5	Gornja	$\lambda_2 = 50,665 \cdot v_{hlad}^{-0,295}$	$R^2 = 0,396$
	Srednja	$\lambda_2 = 62,44 \cdot v_{hlad}^{-0,308}$	$R^2 = 0,402$
	Donja	$\lambda_2 = 130,1 \cdot v_{hlad}^{-0,554}$	$R^2 = 0,567$

Radi utvrđivanja ukupne ovisnosti između SDAS i brzine hlađenja svi eksperimentalni podaci, neovisno o odljevku i analiziranoj zoni, objedinjeni su u dijagram rasipanja (Slika 7.47), na temelju kojega je provedena potencijnska regresijska analiza kojom je određen matematički model.



Slika 7.47 Dijagram rasipanja SDAS i brzine hlađenja s pripadajućom krivuljom regresije rezultata dobivenih stvarnim eksperimentom

Potencijskom regresijskom analizom [203,204], provedenom na temelju eksperimentalnih podataka u dijagramu rasipanja (Slika 7.47), dobivene su vrijednosti empirijske konstante ($K' = 101,23$) i empirijskog eksponenta ($n = 0,436$). Uvrštavanjem dobivenih vrijednosti u jednadžbu (2.5) dobiven je matematički model koji omogućuje određivanje SDAS na bilo kojem mjestu u odljevku na temelju poznate brzine hlađenja (7.1):

$$\lambda_2 = 101,23 \cdot v_{hlad}^{-0,436} \quad (7.1)$$

Dobiveni matematički model pokazuje kako se s povećanjem brzine hlađenja smanjuje vrijednost SDAS po presjeku stijenke odljevka kod VCL u vakuumu.

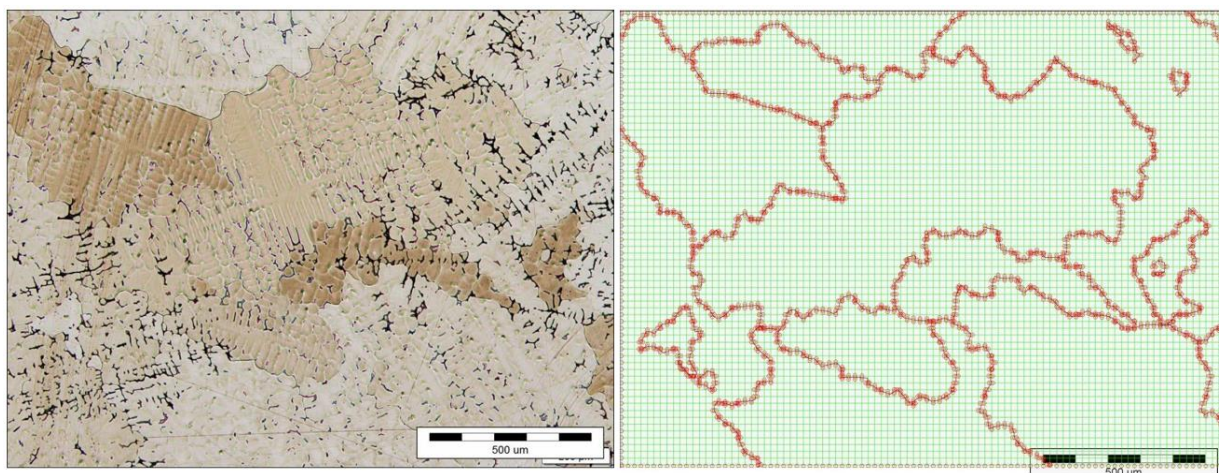
Reprezentativnost matematičkog modela procijenjena je koeficijentom determinacije ($R^2 = 0,648$), što prema Chadockovoj ljestvici [202], predstavlja značajan model. To upućuje na to da model s dobrom pouzdanošću opisuje promatrani odnos, dok raspršenost podataka može biti

posljedica utjecaja drugih čimbenika u procesu skrućivanja ili eksperimentalnih odstupanja u mjerenjima.

7.8.1.2. Matematički model ovisnosti veličine zrna o brzini hlađenja

Veličina zrna za uzorke P1 – P5 određena je na slikama dobivenim optičkim mikroskopom prema standardu ASTM E112. Analiza je provedena u gornjoj, srednjoj i donjoj zoni svakog odljevka, pri čemu je svaka zona na presjeku odljevka dodatno podijeljena na vanjsko (0 – 2,5 mm), srednje (2,5 – 5 mm) i unutarnje područje (5 – 7,5 mm), za koja je veličina zrna određena zasebno. U svrhu povećanja točnosti mjerenja provedena je digitalna obrada dobivenih slika koja je uključivala smanjenje šuma, prilagodbu kontrasta te korekciju osvjetljenja kako bi se jasnije istaknule granice zrna u odnosu na matricu materijala.

Nakon toga primijenjena je segmentacija slike kojom su identificirane granice zrna čime je određena veličina zrna u obliku ASTM broja (G). Primjer segmentirane slike s definiranim granicama zrna za uzorak P1 u donjoj zoni, na srednjem području presjeka, prikazan je na Slika 7.48.



Slika 7.48 Segmentacija slike s označenim granicama zrna za uzorak P1 u donjoj zoni u sredini presjeka stijenke

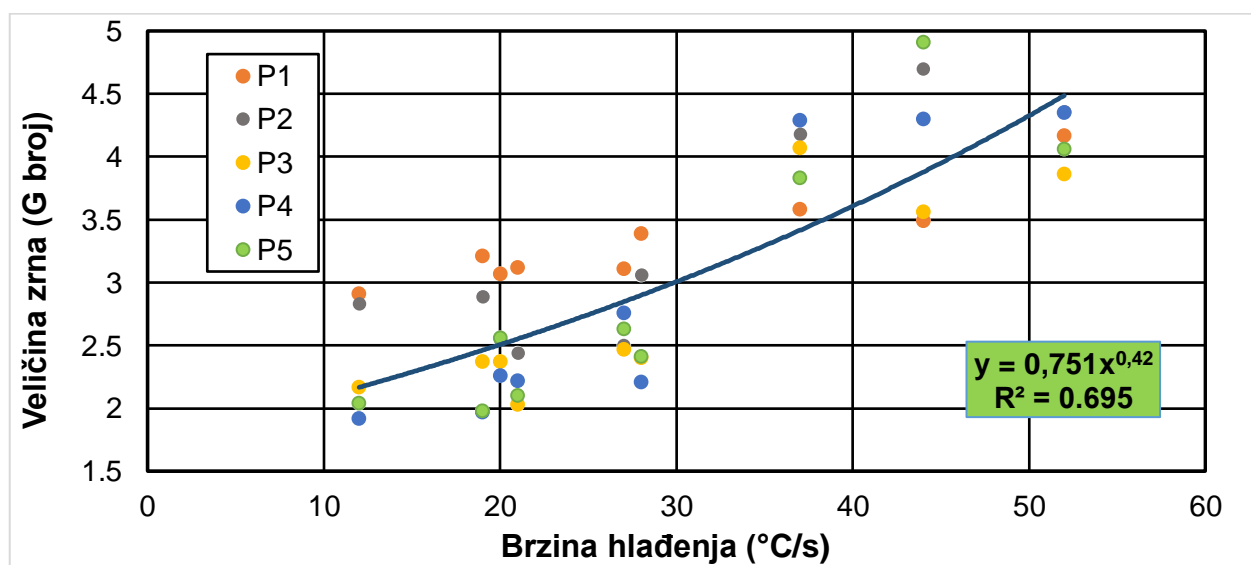
Dobivene vrijednosti veličine zrna izražene kao ASTM broj (G) za sve analizirane odljevke (P1 – P5), po zonama (gornja, srednja i donja) te pripadajućim područjima presjeka (vanjsko, srednje i unutarnje), prikazane su u Tablica 7.14.

Tablica 7.14 Vrijednosti veličine zrna izražene kao ASTM broj (G) za odljevke P1 – P5 u različitim zonama i područjima presjeka

		ASTM broj (G)		
		Područja		
		Vanjska	Sredina	Unutarnja
P1	Gornja	4,17	3,39	3,21
	Srednja	3,58	3,12	2,91
	Donja	3,49	3,11	3,07
P2	Gornja	4,36	3,06	2,89
	Srednja	4,18	2,44	2,83
	Donja	4,70	2,50	2,55
P3	Gornja	3,86	2,40	2,37
	Srednja	4,07	2,03	2,17
	Donja	3,56	2,47	2,37
P4	Gornja	4,35	2,21	1,97
	Srednja	4,29	2,22	1,92
	Donja	4,30	2,76	2,26
P5	Gornja	4,06	2,41	1,98
	Srednja	3,83	2,10	2,04
	Donja	4,91	2,63	2,56

Analizom dobivenih vrijednosti veličine zrna izraženih kao ASTM broj (G) za odljevke P1 – P5 uočava se određena pravilnost u raspodjeli veličine zrna kroz presjek stijenke odljevka. Najveće vrijednosti ASTM broja, koje odgovaraju sitnijoj strukturi zrna, zabilježene su u vanjskom području presjeka. U tom području vrijednosti broja G kreću se u rasponu od 3,49 do 4,91, ovisno o uzorku i promatranoj zoni odljevka. Prema unutrašnjosti presjeka dolazi do postupnog smanjenja ASTM broja, što ukazuje na povećanje veličine zrna. U srednjem području presjeka vrijednosti broja G kreću se u rasponu od 2,03 do 3,39, dok su u unutarnjem području presjeka zabilježene najniže vrijednosti, u rasponu od 1,92 do 3,21. Dobiveni rezultati ne pokazuju promjenu veličine zrna koja bi se mogla povezati s promjenom temperature predgrijavanja kokile, što upućuje da taj parametar u promatranom rasponu nije imao utjecaj na veličinu zrna.

Radi određivanja ovisnosti veličine zrna o brzini hlađenja izrađen je dijagram rasipanja prikazan na Slika 7.49. Na temelju analize prikazanih eksperimentalnih podataka uočeno je odstupanje od linearnog trenda, zbog čega je provedena potencijalna regresijska analiza, kojom je određen matematički model koji opisuje odnos između brzine hlađenja i veličine zrna izražene ASTM brojem (G).



Slika 7.49 Dijagram rasipanja veličine zrna (G broj) i brzine hlađenja s pripadajućom krivuljom regresije rezultata dobivenih stvarnim eksperimentom

Matematički model glasi (7.2):

$$G = 0,751 \cdot v_{hlad}^{0,42} \quad (7.2)$$

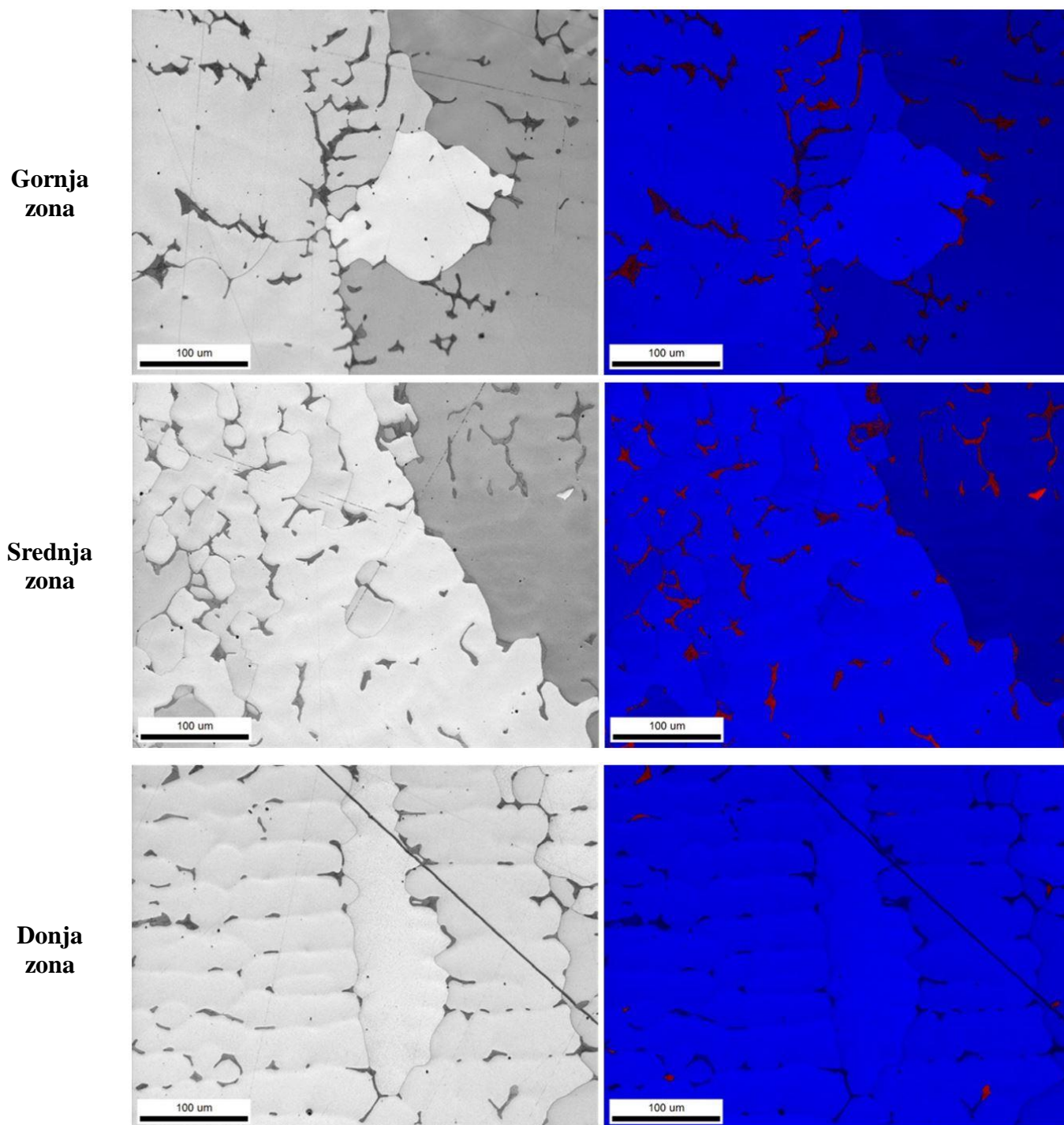
pri čemu je empirijska konstanta ($a = 0,751$) i empirijski eksponent ($b = 0,42$). Dobiveni matematički model pokazuje da se s povećanjem brzine hlađenja povećava vrijednost ASTM broja G , što odgovara smanjenju veličine zrna [108].

Dobiveni matematički model pokazuje kako se s povećanjem brzine hlađenja povećava ASTM broj G po presjeku stijenke odljevka kod VCL u vakuumu. Reprerentativnost matematičkog modela procijenjena je koeficijentom determinacije ($R^2 = 0,695$), što prema Chadockovoj ljestvici [202], predstavlja značajan model. Navedeno upućuje na to da model s dobrom pouzdanošću opisuje promatrani odnos, dok raspršenost podataka može biti posljedica utjecaja drugih čimbenika tijekom procesa skrućivanja ili eksperimentalnih odstupanja pri određivanju veličine zrna.

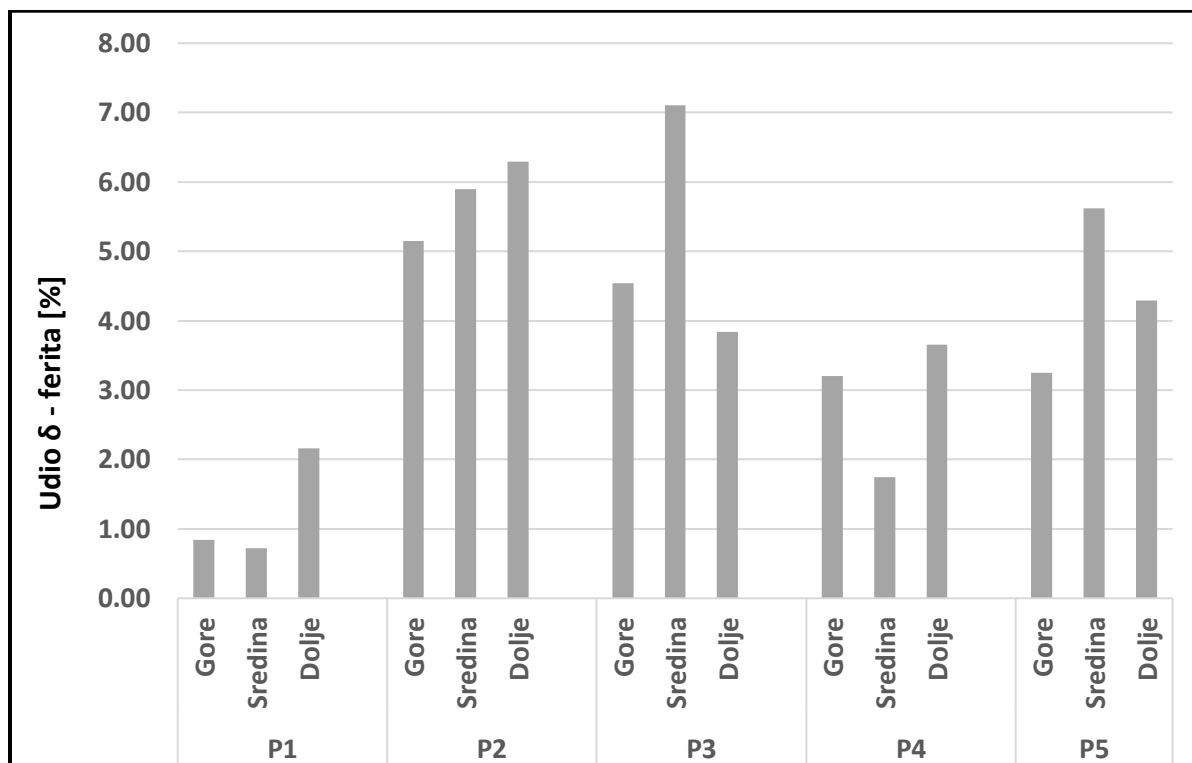
Dobiveni rezultati pokazuju da veličina zrna i SDAS međusobno korespondiraju te da se obje veličine proporcionalno mijenjaju s promjenom brzine hlađenja.

7.8.2. EBSD analiza mikrostrukture

EBSD analiza provedena je na svim odljvcima (P1 – P5) u gornjoj, srednjoj i donjoj zoni, na sredini stijenke odljevka. EBSD tehnikom izvršeno je fazno mapiranje mikrostrukture, pri čemu su tamna područja identificirana kao δ ferit, a svijetla područja kao austenit. Princip rada EBSD tehnike i način identifikacije faza prikazani su na Slika 7.50., a rezultati su prikazani u dijagramu (Slika 7.51).



Slika 7.50 Princip mjerenja δ ferita EBSD tehnikom, uzorak P3, gornja, srednja i donja zona, sredina stijenke odljevka



Slika 7.51 Udio δ ferita dobiven EBSD tehnikom na odljevcima (P1 – P5) u svim zonama

Iz dijagrama je vidljivo da se udio δ ferita kretao u rasponu od 0,7 % (uzorak P1, srednja zona) do 7,1 % (uzorak P3, srednja zona). Najmanji udjeli zabilježeni su kod uzorka P1, dok su uzorci P2 i P3 pokazali višestruko veće prosječne vrijednosti. Temperatura predgrijavanja kokile nije pokazala značajan utjecaj na udio δ ferita.

Razlike u izmjerenim udjelima δ ferita između uzoraka mogu se povezati s varijacijama kemijskog sastava i brzine hlađenja, dok dodatna odstupanja mogu proizlaziti iz načina mjerenja, budući da različiti pristupi (Schoeferov dijagram, magnetska metoda i metalografska analiza) ne daju uvijek jednake vrijednosti [78]. Radi provjere eksperimentalno dobivenih rezultata provedena je procjena udjela δ ferita Schoeferovim dijagramom, izračunom omjera Cr_{eq} / Ni_{eq} prema jednadžbi (2.1), pri čemu je korišten kemijski sastav uzoraka P3 – P5 iz Tablica 7.3. Dobivene vrijednosti prikazane su u Tablica 7.15.

Tablica 7.15 Izračun omjera Cr_{eq} / Ni_{eq} za uzroke P3 – P5

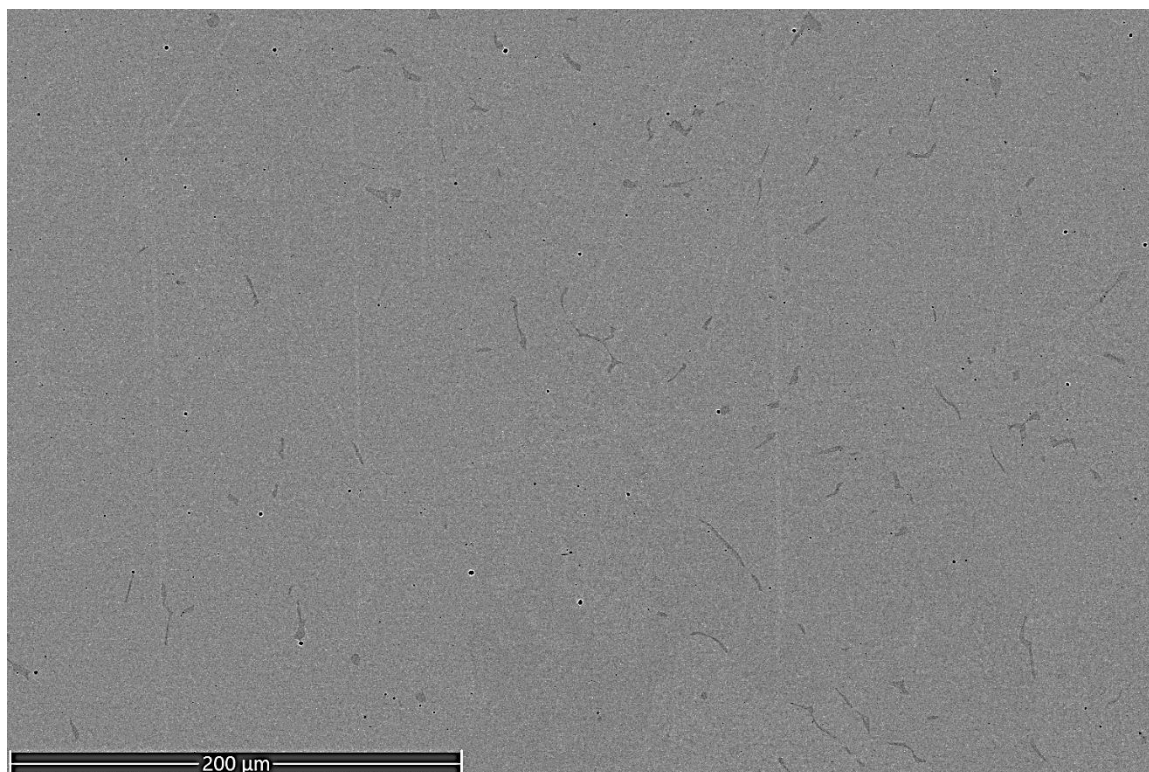
	$\frac{Cr_{eq}}{Ni_{eq}} = \frac{[\%Cr + 1,5(\%Si) + 1,4(\%Mo) + \%Nb - 4,99]}{[\%Ni + 30(\%C) + 0,5(\%Mn) + 26(\%N - 0,02) + 2,77]}$
P3	$= \frac{24,22 + 1,5 \cdot (2,06) + 1,4 \cdot (0,338) + 0,017 - 4,99}{18,84 + 30 \cdot (0,009) + 0,5 \cdot (1,03) + 26 \cdot (0,0161 - 0,02) + 2,77}$ $= 1,023$
<hr/>	
	$\frac{Cr_{eq}}{Ni_{eq}} = \frac{[\%Cr + 1,5(\%Si) + 1,4(\%Mo) + \%Nb - 4,99]}{[\%Ni + 30(\%C) + 0,5(\%Mn) + 26(\%N - 0,02) + 2,77]}$
P4	$= \frac{24,14 + 1,5 \cdot (2,12) + 1,4 \cdot (0,335) + 0,017 - 4,99}{18,55 + 30 \cdot (0,028) + 0,5 \cdot (1,54) + 26 \cdot (0,0243 - 0,02) + 2,77}$ $= 0,990$
<hr/>	
	$\frac{Cr_{eq}}{Ni_{eq}} = \frac{[\%Cr + 1,5(\%Si) + 1,4(\%Mo) + \%Nb - 4,99]}{[\%Ni + 30(\%C) + 0,5(\%Mn) + 26(\%N - 0,02) + 2,77]}$
P5	$= \frac{24,09 + 1,5 \cdot (2,14) + 1,4 \cdot (0,318) + 0,016 - 4,99}{18,79 + 30 \cdot (0,024) + 0,5 \cdot (1,35) + 26 \cdot (0,0231 - 0,02) + 2,77}$ $= 0,989$

Dobivene vrijednosti omjera Cr_{eq} / Ni_{eq} kretale su se u uskom rasponu od 0,989 do 1,023. Uvrštavanjem izračunatih omjera u Schoeferov dijagram (Slika 2.10), prilagođen za lijevane mikrostrukture, procijenjen je prosječni udio δ ferita od približno $4 \% \pm 3 \%$. Procijenjene vrijednosti nalaze se unutar raspona dobivenog EBSD tehnikom.

7.8.3. Elektronska mikroskopija

Elektronska mikroskopija na SEM – u provedena je s ciljem detaljnije karakterizacije mikrostrukture u odnosu na rezultate dobivene optičkim mikroskopom. Iako je optičkim mikroskopom jasno uočena prisutnost svjetlije austenitne faze i tamnije δ feritne faze, za potpunu interpretaciju bilo je potrebno utvrditi kemijski sastav te raspodjelu legirajućih elemenata u

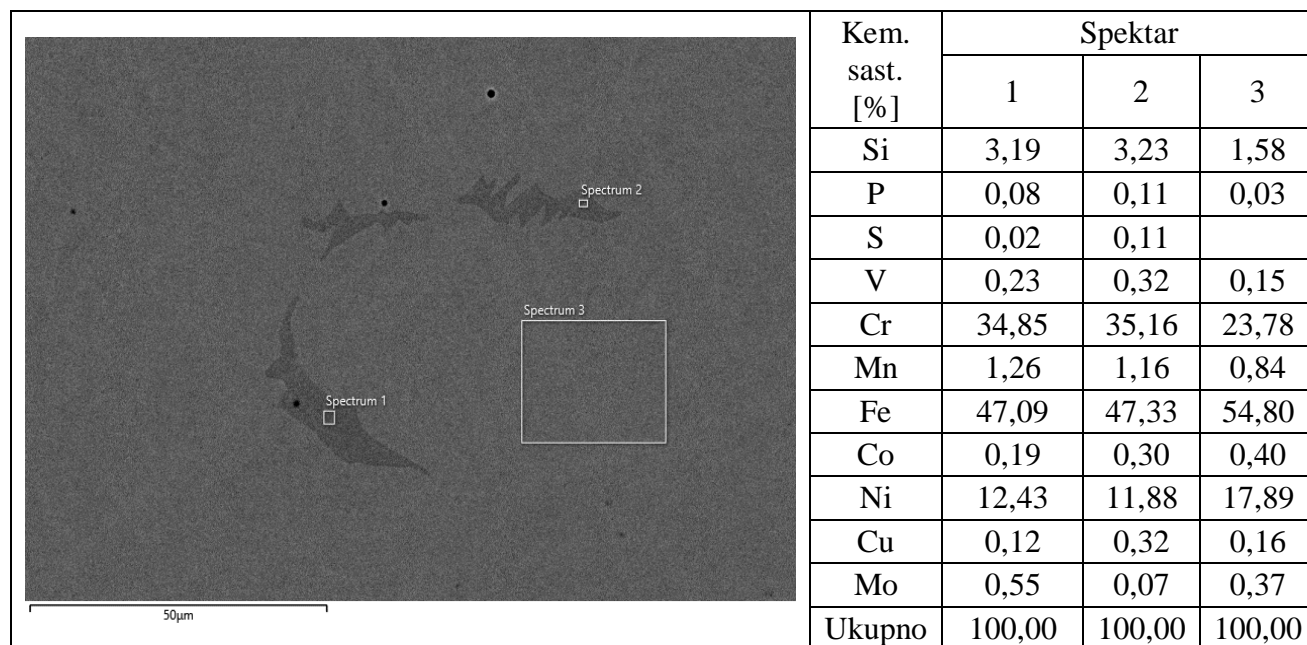
pojedinih fazama. SEM snimka mikrostrukture uzorka P5 u srednjoj zoni prikazana je na Slika 7.52. Na snimci je vidljiva svjetlija, homogena matrica unutar koje su prisutni tamniji, izduženi i blago zakrivljeni oblici različitih duljina.



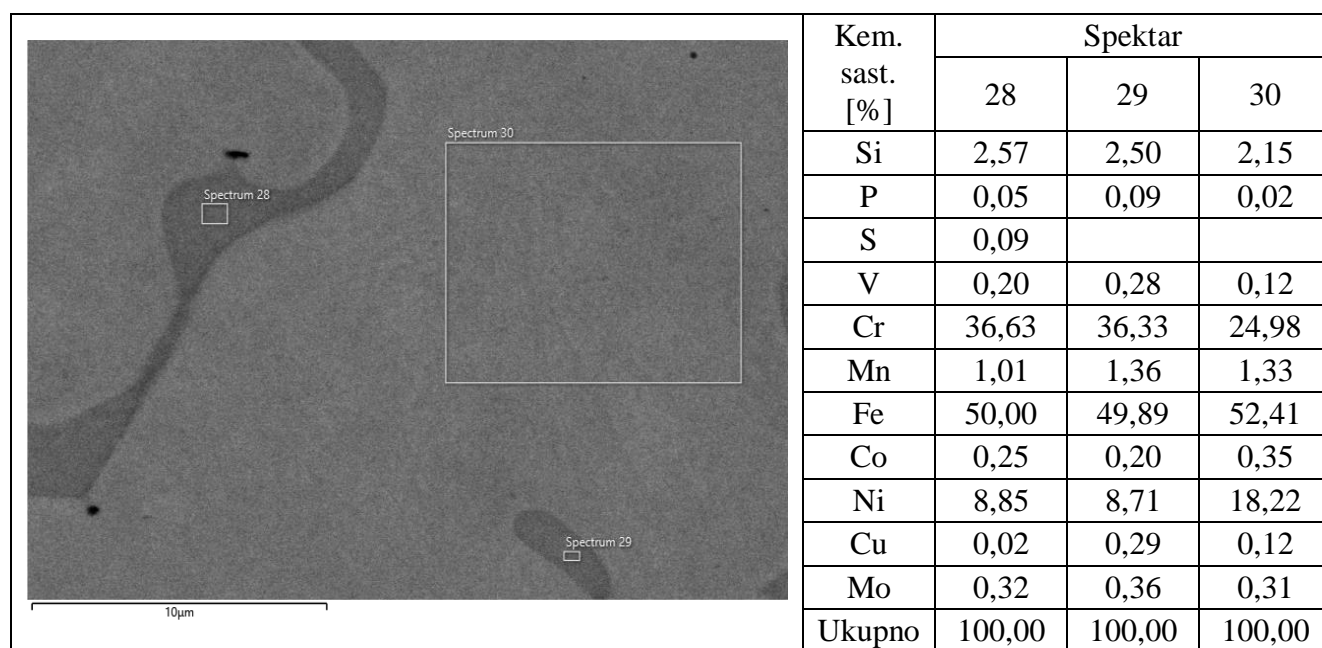
Slika 7.52 SEM snimka odljevka P5, srednja zona

SEM analiza provedena je i radi identifikacije eventualnih drugih faza ili precipitata, poput karbida, oksida ili intermetalnih spojeva, koji mogu nastati uslijed segregacije kemijskih elemenata pod utjecajem centrifugalne sile ili zbog različite brzine hlađenja po presjeku odljevka.

Na Slika 7.53 – Slika 7.54 prikazana je EDS kemijska analiza austenitne matrice i drugih tamnijih faza u masenim postotcima, na odljvcima P3 i P5 u srednjoj zoni.



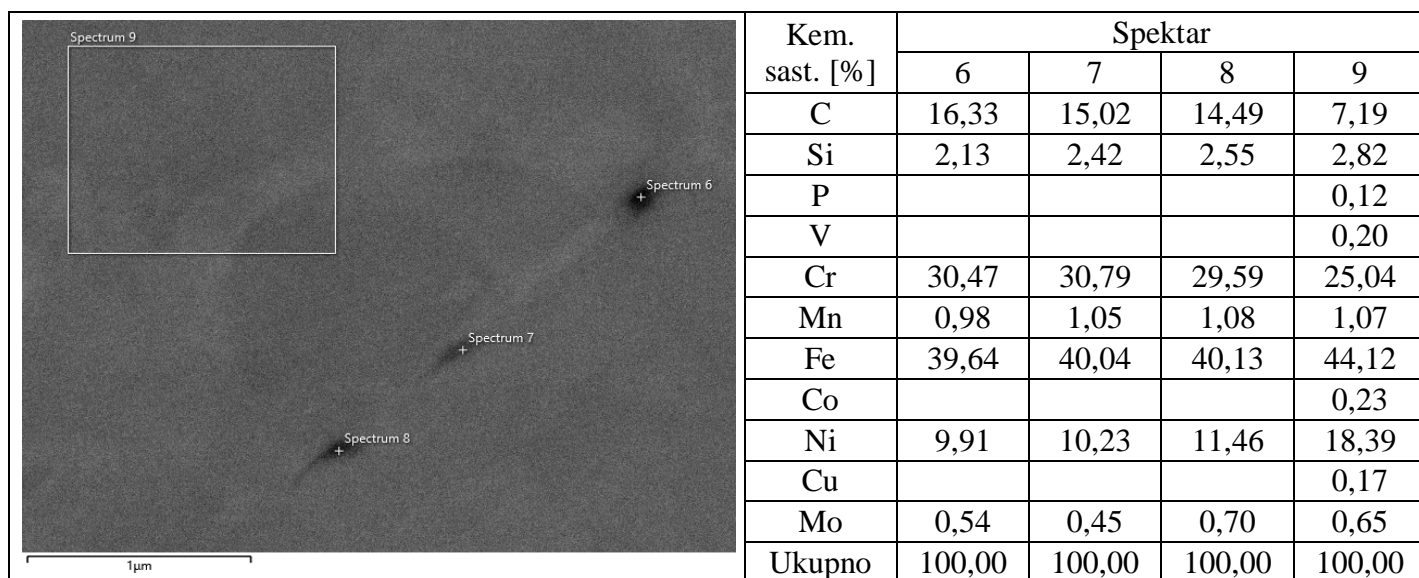
Slika 7.53 EDS kemijska analiza tamnijih faza (Spektar 1 i 2) i austenitne matrice (Spektar 3) odljevka P3



Slika 7.54 EDS kemijska analiza tamnijih faza (Spektar 28 i 29) i austenitne matrice (Spektar 30) odljevka P5

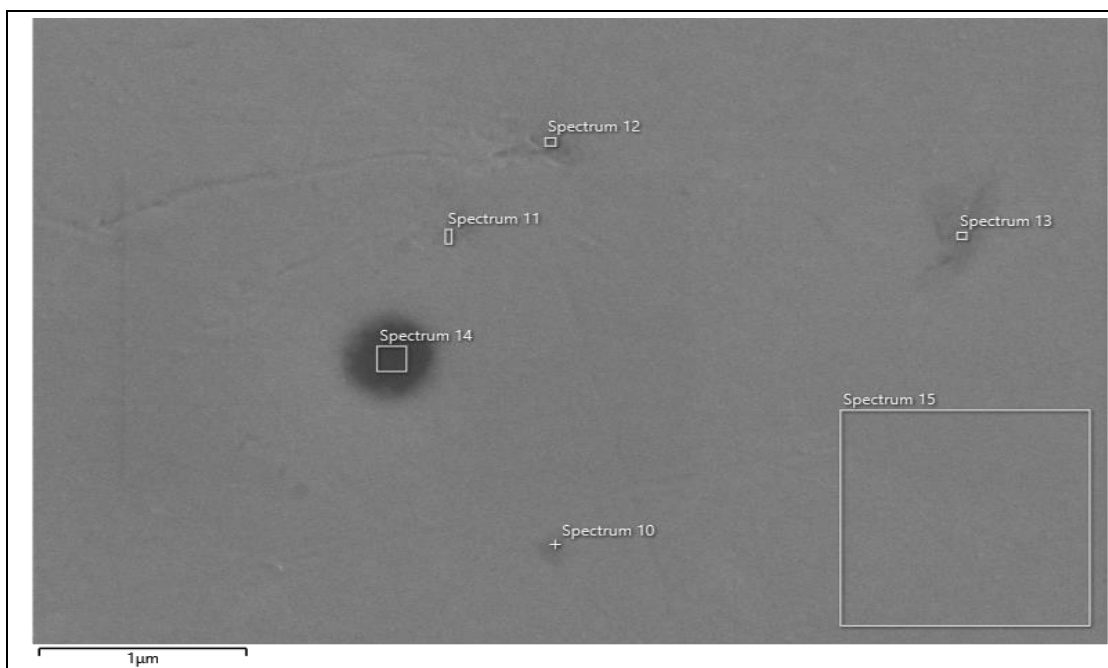
Kemijski sastav je pokazao da svjetlija dominantna faza odgovara austenitu, što je u skladu s povećanim udjelom gamagenih elemenata, dok je tamnija faza bila povezana s povećanim udjelom alfa genih elemenata, što upućuje na δ ferit. Kod uzorka P3 (Slika 7.53, Spektar 1 i 2, tamnije faze) zabilježeni su povećani udjeli kroma (34,85 i 35,16 %) i silicija (3,19 i 3,23 %) te smanjeni udio nikla (11,88 i 12,43 %), dok su slični rezultati dobiveni i kod uzorka P5 (Slika 7.54, Spektar 28 i 29, tamnije faze), gdje su izmjereni povećani udjeli kroma (36,33 i 36,63 %) i silicija (2,50 i 2,57 %) uz smanjen udio nikla (8,71 i 8,85 %). Takav kemijski sastav pogoduje stabilizaciji δ ferita. Nasuprot tome, u svijetlim područjima uzoraka P3 (Slika 7.53, Spektar 3) i P5 (Slika 7.54, Spektar 30) zabilježeni su smanjeni udjeli kroma (23,78 i 24,98 %) te povećani udjeli nikla (≈ 18 %), što je u skladu s dominacijom gamagenih elemenata i stabilizacijom austenita. Od ostalih elemenata uočeni su povišeni udjeli vanadija i kobalta, dok su ostali elementi bili unutar očekivanih vrijednosti.

Daljnjom analizom mikrostrukture uočeno je prisustvo karbida te složenih oksida. Na Slika 7.55 – Slika 7.59 prikazana je EDS kemijska analiza u masenim postotcima, na odljercima P3 i P4 u srednjoj zoni.



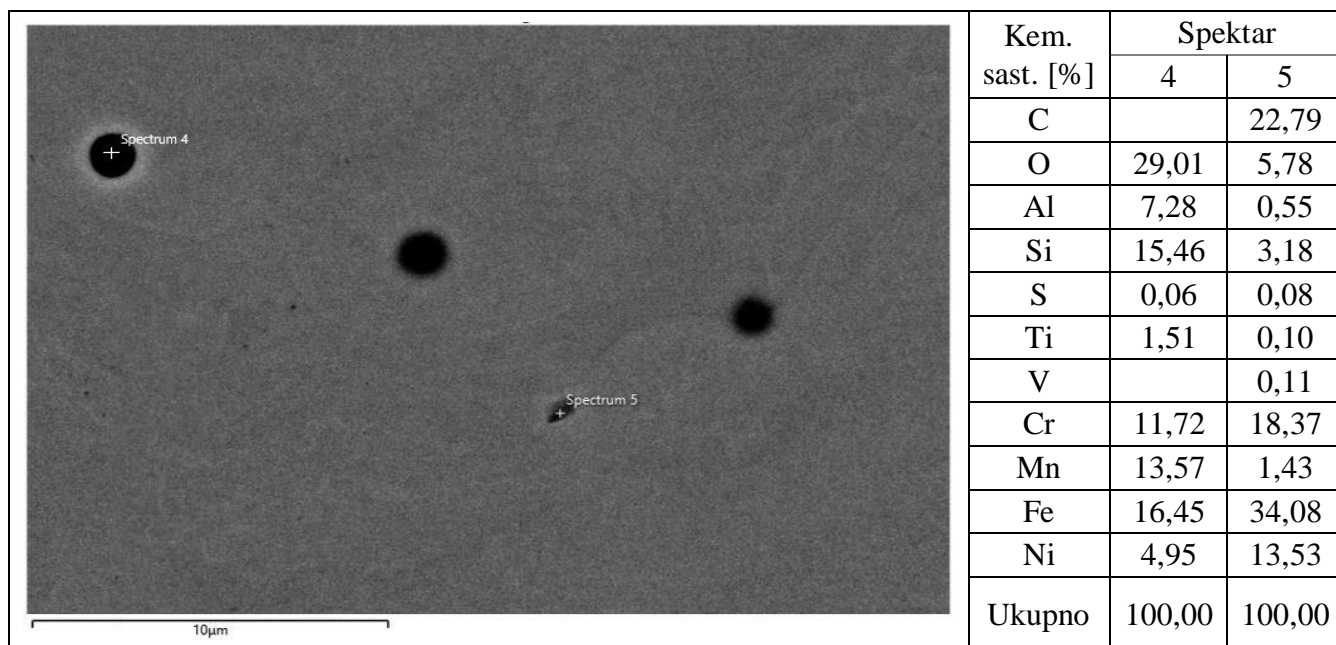
Slika 7.55 EDS kemijska analiza karbida (Spektar 6, 7 i 8) i austenitne matrice (Spektar 9)

odljevka P3

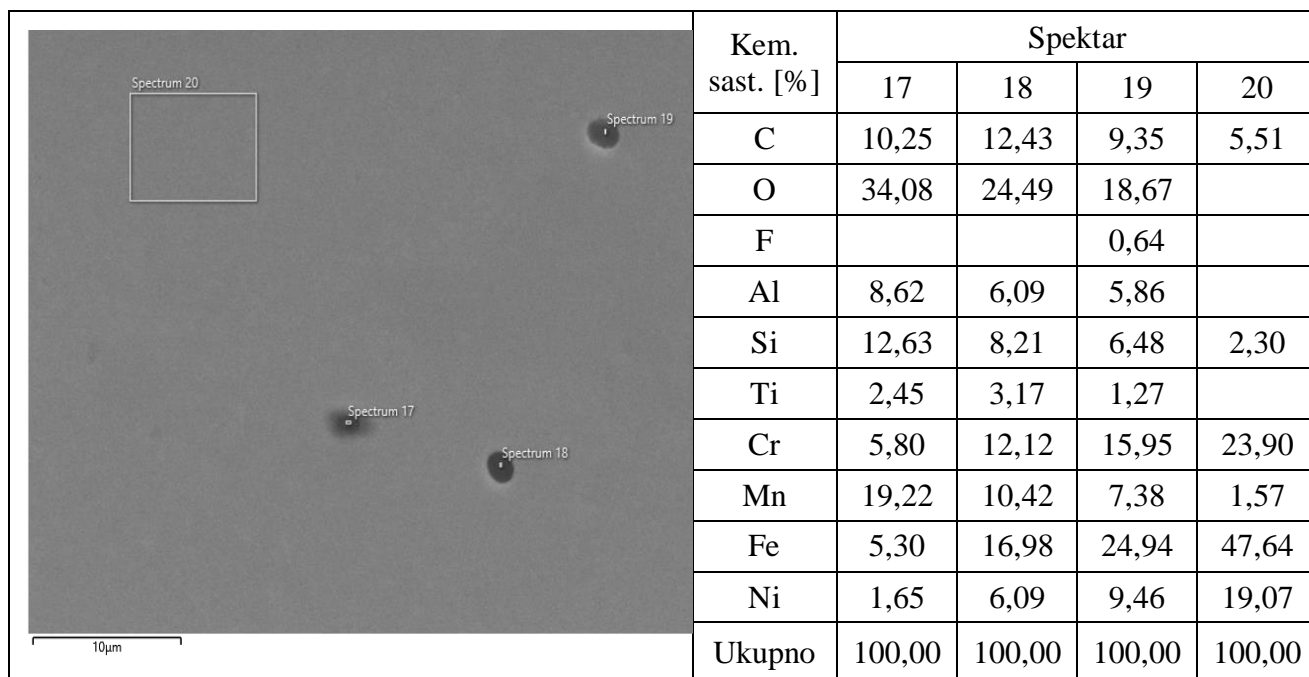


Kem. sast. [%]	Spektar					
	10	11	12	13	14	15
C	21,85	15,10	15,19	23,05		7,00
O					8,26	
Al					1,68	
Si	1,61	1,93	1,74	1,65	5,70	2,57
P						0,04
Ti					0,25	
V						0,13
Cr	20,39	22,01	21,76	20,53	22,77	28,18
Mn	0,91	1,12	0,99	0,91	3,39	1,01
Fe	40,07	43,48	44,03	39,06	42,50	45,72
Co						0,30
Ni	15,16	16,37	16,28	14,80	15,44	14,56
Cu						0,18
Mo						0,30
Ukupno	100,00	100,00	100,00	100,00	100,00	100,00

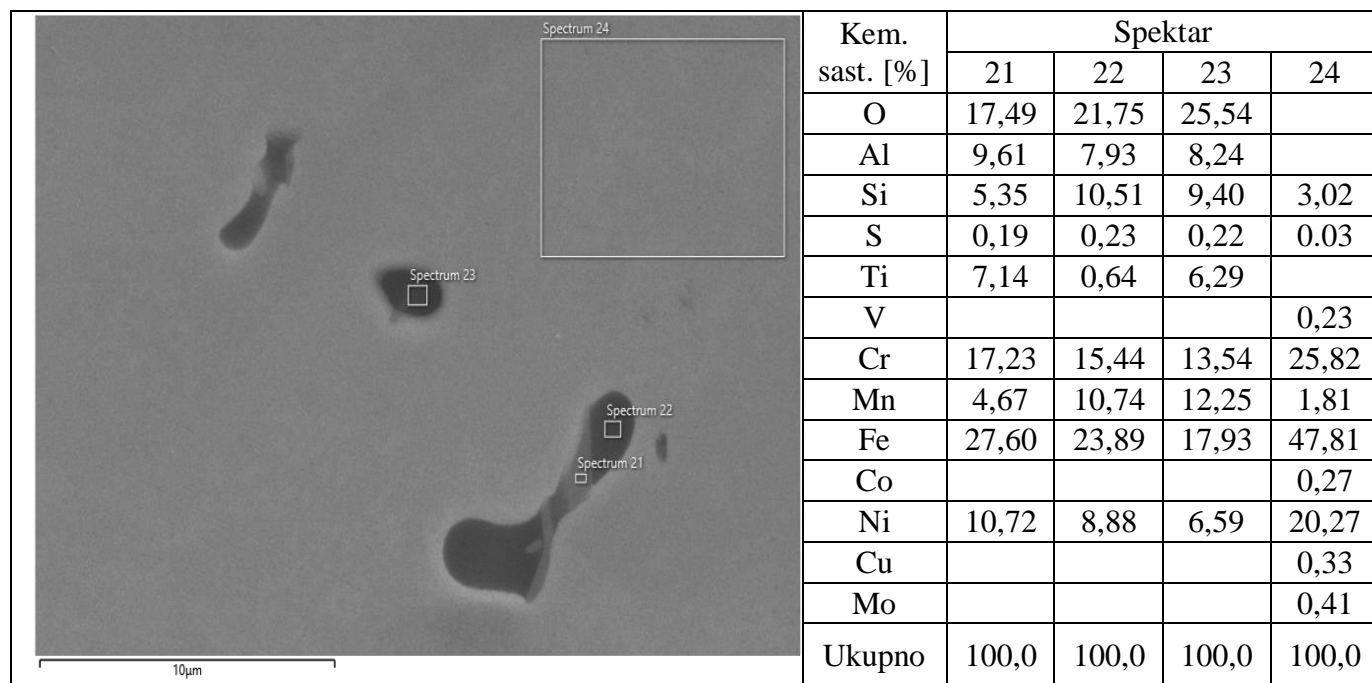
Slika 7.56 EDS kemijska analiza tamnijih faza (Spektari 10 do 14) i austenitne matrice (Spektar 15) odljevka P3



Slika 7.57 EDS kemijska analiza tamnijih faza (Spektar 4 i 5) odljevka P3



Slika 7.58 EDS kemijska analiza tamnijih faza (Spektar 17 do 19) i austenitne matrice (Spektar 20) odljevka P4



Slika 7.59 EDS kemijska analiza tamnijih faza (Spektar 21 do 23) i austenitne matrice (Spektar 24) odljevka P4

Analizom SEM snimki i EDS spektra utvrđeno je postojanje karbidnih faza i nemetalnih uključaka. Na Slika 7.55, koja se odnosi na uzorak P3, analizom tamnijih faza (Spektar 6, 7 i 8), uz usporedbu s austenitnom fazom (Spektar 9), izmjeren je povišen udio ugljika u rasponu od 14,49 do 16,33 %, uz istodobno visoke udjele kroma ($\approx 30\%$) i željeza ($\approx 40\%$). Takav kemijski sastav odgovara kromom bogatom karbidu tipa M_7C_3 . Zabilježeni udjeli nikla i molibdena pripisuju se djelomičnom zahvaćanju okolne austenitne matrice tijekom EDS analize pri velikim povećanjima. Povišeni izmjereni udio ugljika u referentnoj austenitnoj fazi (Spektar 9) rezultat je ograničenja EDS metode pri kvantifikaciji lakih elemenata te ne predstavlja stvarni kemijski sastav faze.

Na Slika 7.56, koja se odnosi na uzorak P3, analizirane su tamnije nepravilno oblikovane faze (Spektar 10 – 13), uz usporedbu s austenitnom fazom (Spektar 15). Zbog povišenog udjela ugljika (15,10 – 23,05 %) ponovno je utvrđena prisutnost kromom bogatog karbida M_7C_3 . U istom području identificirana je i tamna faza gotovo kružnog oblika (Spektar 14), kod koje je detektiran kisik (8,26 %) bez prisutnosti ugljika, što upućuje na nemetalni uključak oksidne prirode.

Prisutnost elemenata kao što su Al, Si, Mn, Cr, Ni i Fe zajedno s kisikom ukazuje na kompleksan nemetalni uključak višekomponentnog sastava, pri čemu se ne može isključiti pripadnost oksidima spinelnog tipa [205]. Kružni oblik upućuje na nastanak uključka u tekućoj fazi pod utjecajem površinske napetosti.

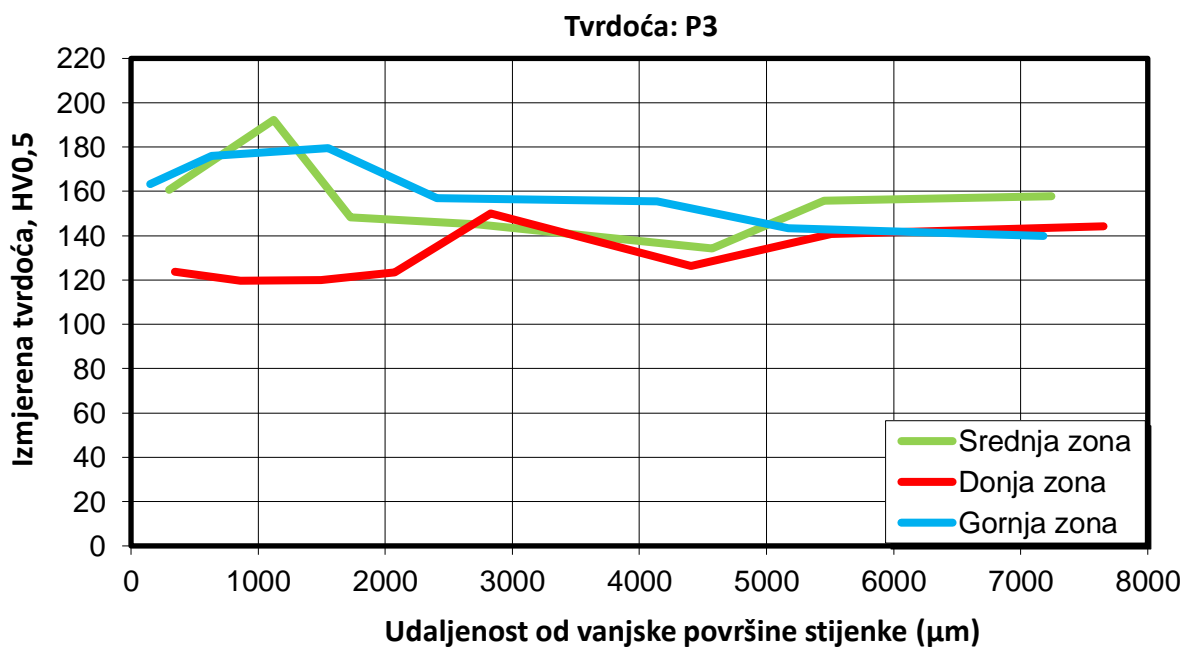
Na Slika 7.57, koja se odnosi na uzorak P3, analizirano je područje koje prikazuje dvije različite tamne faze. Na lokaciji 4 detektiran je vrlo visok udio kisika (29,01 %) uz značajne udjele Al, Si, Mn, Cr, Ni i Fe, što upućuje na kompleksan nemetalni uključak oksidne prirode. Na lokaciji 5 izmjeren je povišen udio ugljika (22,79 %), uz prisutnost kisika (5,78 %). U tom je području došlo do prostornog preklapanja karbidne faze (M_7C_3), kao dominantnije faze, i kompleksnog nemetalnog uključka oksidne prirode, što je u SEM presjeku rezultiralo pojavom miješanog uključka [206].

Na Slika 7.58, koja se odnosi na odljevak P4, analizirano je područje koje prikazuje tamnu fazu kružnog oblika s istodobnom prisutnošću kisika i ugljika na svim lokacijama (Spektar 17 – 19), uz austenitnu matricu (Spektar 20). Zabilježen je visok udio kisika (18,67 – 34,08 %) uz značajne udjele Al, Si, Mn, Cr i Fe, što upućuje na kompleksan nemetalni uključak oksidne prirode. Istodobno je detektiran i udio ugljika (9,35 – 12,43 %), što ukazuje na prisutnost karbidne faze. Kao i kod lokacije 5 na Slika 7.57 EDS kemijska analiza tamnijih faza (Spektar 4 i 5) odljevka P3, u analiziranom presjeku došlo je do prostornog preklapanja kompleksnog nemetalnog uključka oksidne prirode i karbida, pri čemu je u ovom slučaju nemetalni uključak dominantniji, što upućuje na miješani uključak s prevladavajućom oksidnom komponentom [206].

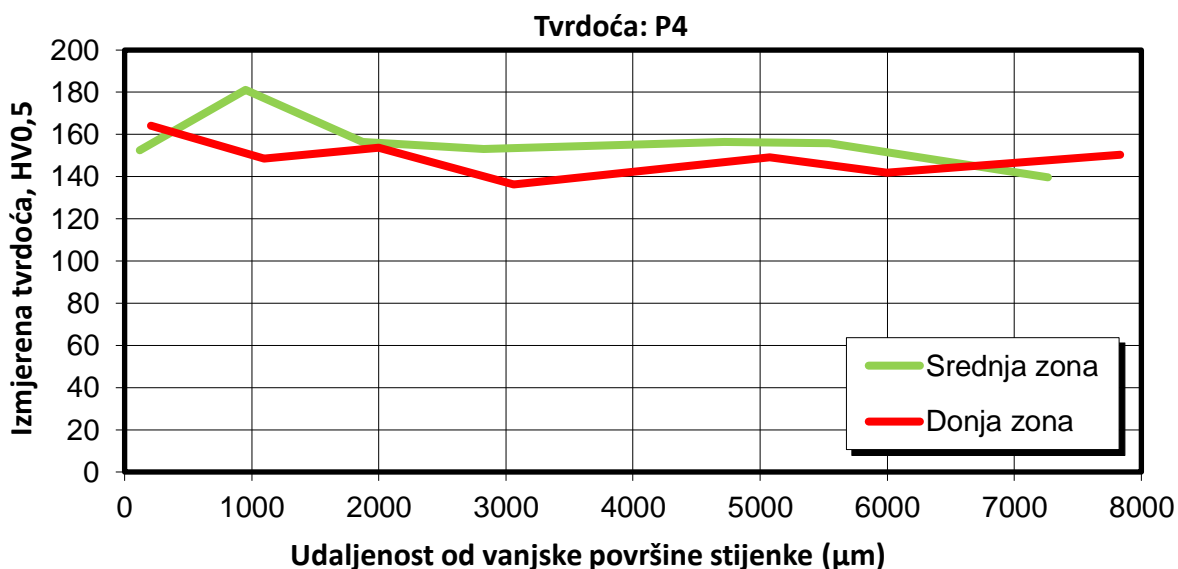
Na Slika 7.59, koja se odnosi na odljevak P4, analizirane su tamne faze nepravilnog oblika, uz austenitnu matricu (lokacija 24). Na svim mjernim lokacijama (Spektar 21 – 23) nije detektirana prisutnost ugljika, dok je zabilježen povišen udio kisika (17,49 – 25,54 %) uz značajne udjele Al, Si, Ti, Cr, Mn, Fe i Ni, što upućuje na kompleksan nemetalni uključak oksidne prirode. Posebno se ističe povišen udio titana na lokacijama 21 i 23 (7,14 i 6,29 %), što ukazuje na uključenost i titanovih oksidnih komponenti u sastav uključka. Nepravilan oblik uključka upućuje na to da je njegov konačni oblik formiran tijekom skrućivanja.

7.9. Rezultati tvrdoće

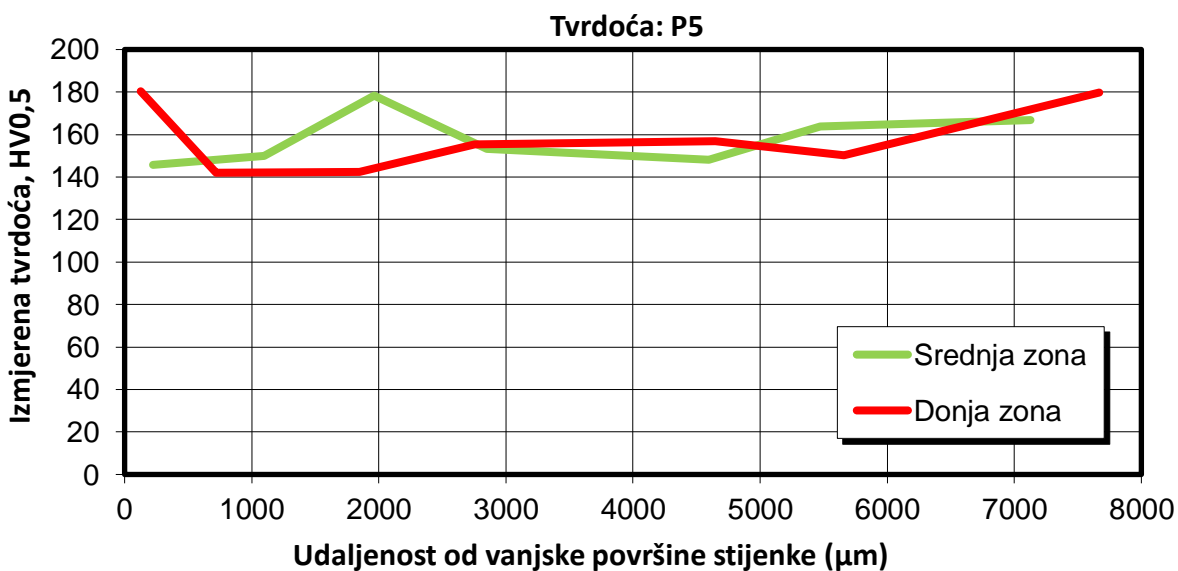
Tvrdoća odljevaka P3 – P5 određena je Vickersovom metodom $HV_{0,5}$ duž presjeka stijenke odljevaka, u zonama mjerenja prema prikazu iz Slika 6.12. Rezultati mjerenja za sve zone mjerenja prikazani su na Slika 7.60 – Slika 7.62. U prilogu 8. tablično su prikazane vrijednosti izmjerenih tvrdoća.



Slika 7.60 Dijagram tvrdoće u gornjoj, srednjoj i donjoj zoni poprečnog presjeka stijenke odljevka P3



Slika 7.61 Dijagram tvrdoće u srednjoj i donjoj zoni poprečnog presjeka stijenke odljevka P4



Slika 7.62 Dijagram tvrdoće u srednjoj i donjoj zoni poprečnog presjeka stijenke odljevka P5

Prema dostupnim literaturnim podacima, tvrdoća austenitnih nehrđajućih čelika određena Vickersovom metodom najčešće se kreće u rasponu od približno 155 do 200 *HV0,5*, ovisno o mikrostrukturi, brzini hlađenja i tehnologiji oblikovanja. U vanjskom području odljevka, u rasponu

od 0 – 2000 μm (mjereno od vanjske površine stijenke), dolazi do intenzivnijeg prijenosa topline prema kokili, što uzrokuje vrlo brzo hlađenje i brzo očvršćivanje površinskog sloja odljevka. Posljedično su u tom području izmjerene veće vrijednosti tvrdoće, koje su se kod odljevka P3 kretale u rasponu od 150 – 190 $HV_{0,5}$, dok su kod odljevka P4 zabilježene vrijednosti u rasponu od 150 – 180 $HV_{0,5}$ te od 140 – 180 $HV_{0,5}$ kod odljevka P5. Iznimku predstavlja donja zona odljevka P3, u kojoj je zabilježena neuobičajeno niska tvrdoća od oko 120 $HV_{0,5}$, što odstupa od očekivanog raspona.

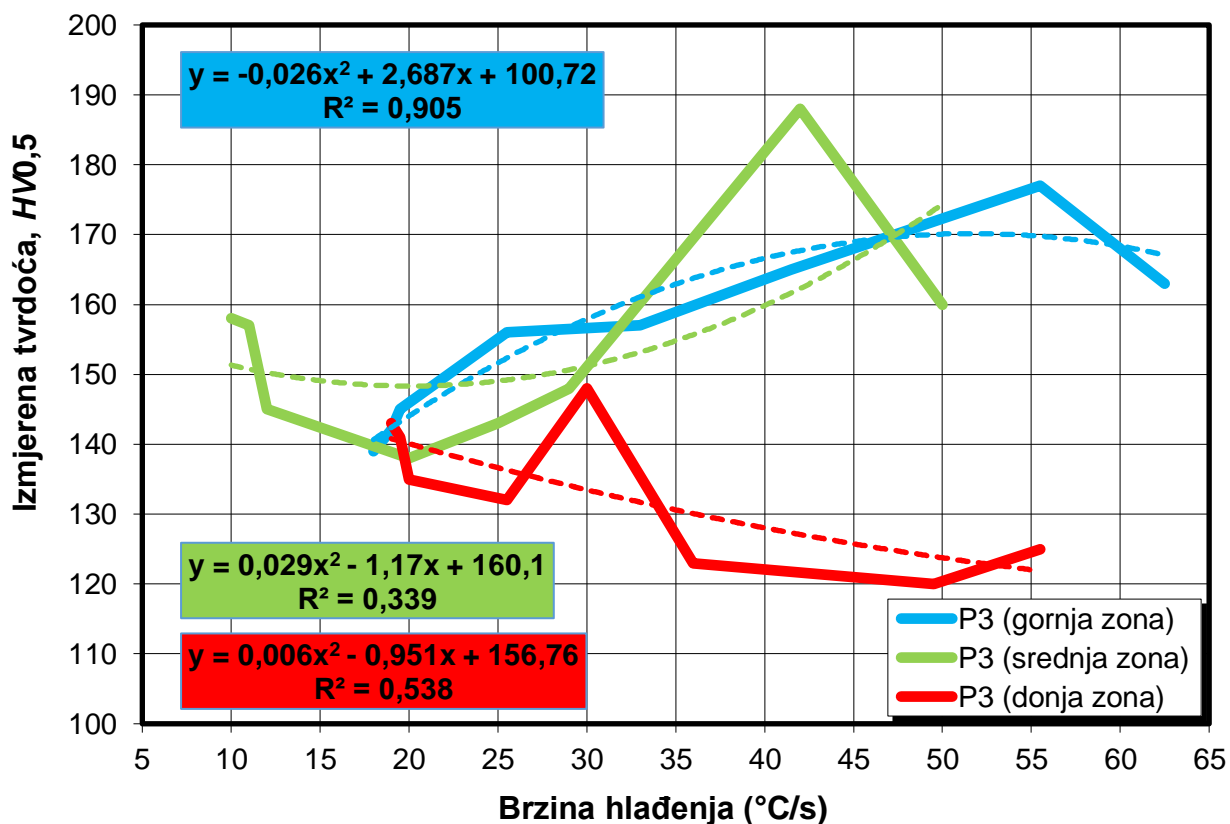
U preostalom dijelu presjeka, između 2000 i 7000 μm , zabilježen je pad vrijednosti tvrdoće u odnosu na sloj uz vanjsku površinu stijenke. U tom području tvrdoća se kod odljevka P3 uglavnom kretala između 130 i 160 $HV_{0,5}$, dok je kod odljevka P4 bila u rasponu od približno 140 do 160 $HV_{0,5}$, a kod odljevka P5 kretala se u rasponu od 140 do 170 $HV_{0,5}$. U usporedbi s vanjskim rubom, u ovom području mjerenja pad tvrdoće iznosio je oko 20 – 40 $HV_{0,5}$, što predstavlja značajnu promjenu i može se dovesti u vezu sa smanjenjem brzine hlađenja u skladu s prethodno provedenim numeričkim simulacijama raspodjele brzine hlađenja po presjeku odljevka (Slika 5.12).

Prema podacima iz priloga 8., srednja vrijednost tvrdoće u srednjoj zoni za odljevak P3 iznosi 156,30 $HV_{0,5}$, za P4 iznosi 156,44 $HV_{0,5}$, dok za P5 iznosi 158,01 $HV_{0,5}$. U donjoj zoni srednja vrijednost tvrdoće za odljevak P3 iznosi 131,03 $HV_{0,5}$ za P4 iznosi 149,14 $HV_{0,5}$ dok za P5 iznosi 158,15 $HV_{0,5}$. Takav rezultat upućuje da temperatura predgrijavanja kokile nije imala mjerljiv utjecaj na srednju vrijednost tvrdoće.

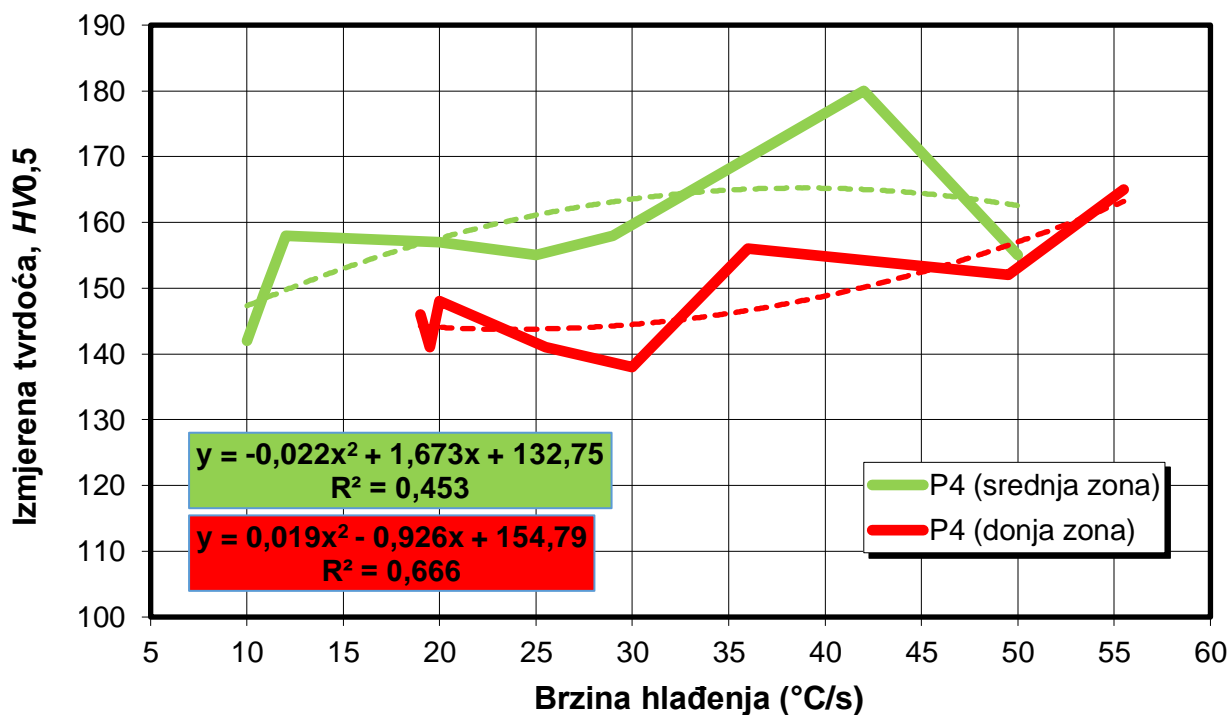
7.9.1. Matematički modeli ovisnosti tvrdoće o brzini hlađenja

Radi analize utjecaja brzine hlađenja na tvrdoću izrađeni su dijagrami u kojima su na osi ordinata prikazane izmjerene vrijednosti tvrdoće po presjeku stijenke odljevaka P3, P4 i P5, dok su na osi apscise prikazane vrijednosti brzine hlađenja dobivene računalnim eksperimentom (Slika 7.63 – Slika 7.65). Na dijagramima je prikazan matematički model dobiven pomoću kvadratne

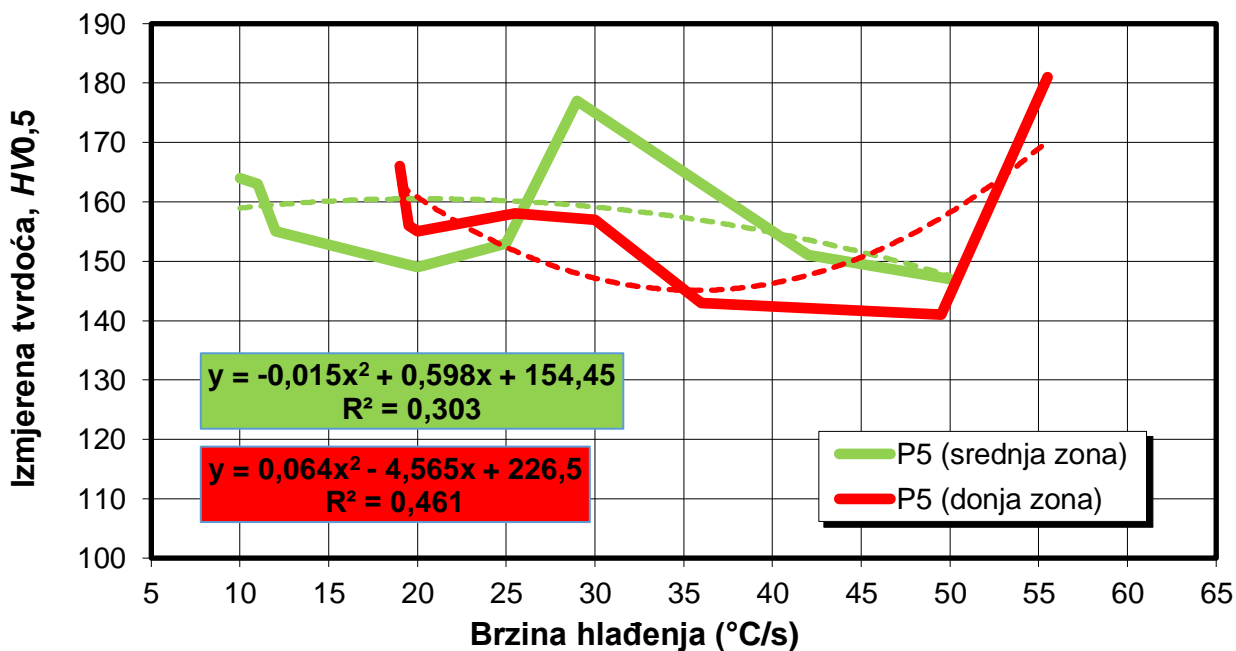
regresije (eng. *Quadratic Regression*) koji najbolje opisuje trendove promjene tvrdoće u ovisnosti o brzini hlađenja, pri čemu koeficijent determinacije prikazuje statističku pouzdanost modela.



Slika 7.63 Utjecaj brzine hlađenja na tvrdoću kod odljevka P3 u svim zonama



Slika 7.64 Utjecaj brzine hlađenja na tvrdoću, kod odljevka P4 u srednjoj i donjoj zoni



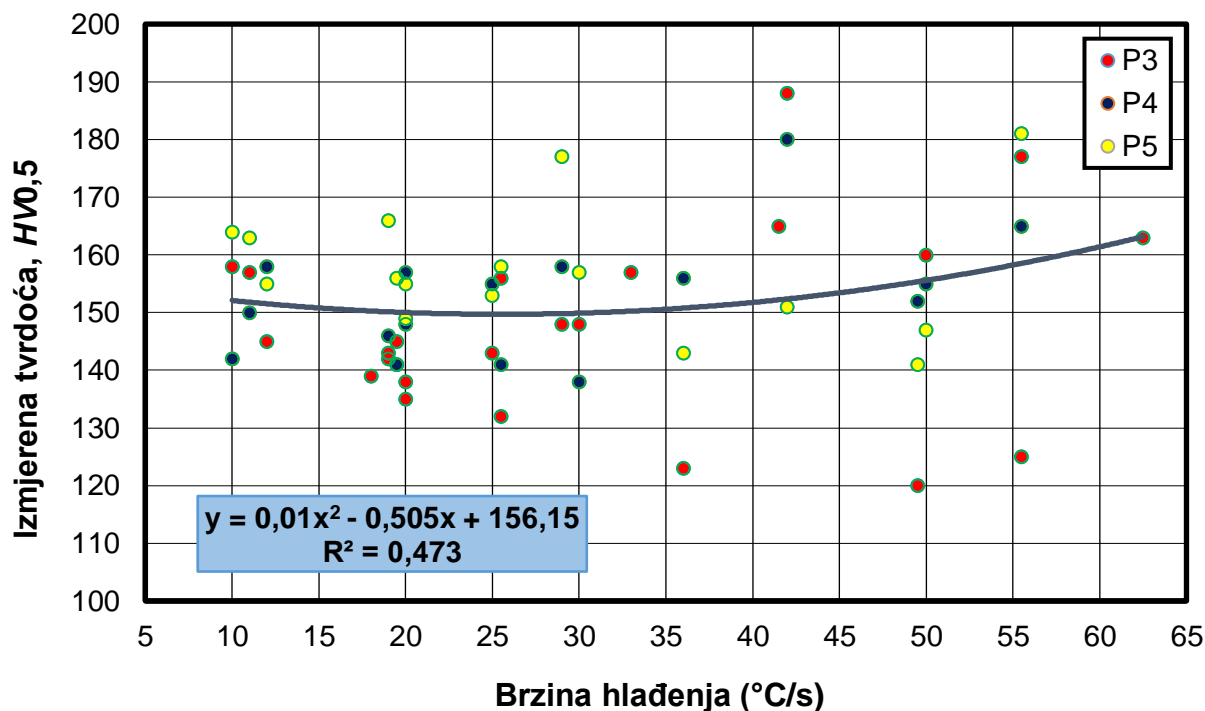
Slika 7.65 Utjecaj brzine hlađenja na tvrdoću kod odljevka P5 u srednjoj i donjoj zoni

Svi dobiveni kvadratni matematički modeli tvrdoće pokazuju promjene tvrdoće s promjenom brzine hlađenja. Većina modela pokazuje očekivani trend blagog porasta tvrdoće pri većim brzinama hlađenja, dok se u P3 donjoj zoni i P5 srednjoj zoni zabilježio blagi pad tvrdoće s povećanjem brzine hlađenja. Koeficijenti modela variraju ovisno o promatranoj zoni i odljevku, što upućuje na različite oblike kretanja tvrdoće. U Tablica 7.16 prikazane su jednadžbe kvadratnih matematičkih modela koje opisuju ovisnost tvrdoće o brzini hlađenja za analizirane odljevke (P3 – P5). Svaka jednadžba uključuje pripadajuću vrijednost koeficijenta determinacije R^2 , koji prema Chadockovoj ljestvici mora biti veći od 0,64 da bi model bio značajan [202]. Podebljano su označeni značajni modeli.

Tablica 7.16 Matematički modeli ovisnosti tvrdoće o brzini hlađenja za odljevke P3 – P5 u promatranim zonama s pripadajućim koeficijentom determinacije (R^2)

Odljevak	Zona	Matematički modeli	R^2
P3	Gornja	$HV_{0,5} = -0,026 \cdot v_{hlađ}^2 + 2,687 \cdot v_{hlađ} + 100,72$	$R^2 = 0,905$
	Srednja	$HV_{0,5} = 0,029 \cdot v_{hlađ}^2 - 1,17 \cdot v_{hlađ} + 160,1$	$R^2 = 0,339$
	Donja	$HV_{0,5} = 0,006 \cdot v_{hlađ}^2 - 0,951 \cdot v_{hlađ} + 156,76$	$R^2 = 0,538$
P4	Srednja	$HV_{0,5} = -0,022 \cdot v_{hlađ}^2 + 1,673 \cdot v_{hlađ} + 132,75$	$R^2 = 0,453$
	Donja	$HV_{0,5} = 0,019 \cdot v_{hlađ}^2 - 0,926 \cdot v_{hlađ} + 154,79$	$R^2 = 0,666$
P5	Srednja	$HV_{0,5} = -0,015 \cdot v_{hlađ}^2 + 0,598 \cdot v_{hlađ} + 154,45$	$R^2 = 0,303$
	Donja	$HV_{0,5} = 0,064 \cdot v_{hlađ}^2 - 4,565 \cdot v_{hlađ} + 226,5$	$R^2 = 0,461$

Radi utvrđivanja ukupne ovisnosti između tvrdoće i brzine hlađenja svi eksperimentalni podaci, neovisno o odljevku i analiziranoj zoni, objedinjeni su u dijagram rasipanja (Slika 7.66), na temelju kojega je provedena kvadratna regresijska analiza kojom je određen matematički model.



Slika 7.66 Dijagram rasipanja tvrdoće i brzine hlađenja s pripadajućom kvadratnom regresijom rezultata dobivenih stvarnim eksperimentom

Iz dijagrama rasipanja (Slika 7.66) može se uočiti da tvrdoća za promatrane rubne uvjete ne pokazuje izraženu ovisnost o brzini hlađenja. Ipak, prema obliku krivulje regresije može se uočiti određeni trend promjene tvrdoće s promjenom brzine hlađenja. Tvrdoća pri nižim i srednjim brzinama hlađenja (10 do 40 °C/s) je približno konstantna, dok se pri većim brzinama hlađenja uočava njezin blagi porast, ali i veće rasipanje rezultata.

Primjenom kvadratne regresijske analize dobiven je matematički model koji opisuje promjenu tvrdoće u funkciji brzine hlađenja (7.3):

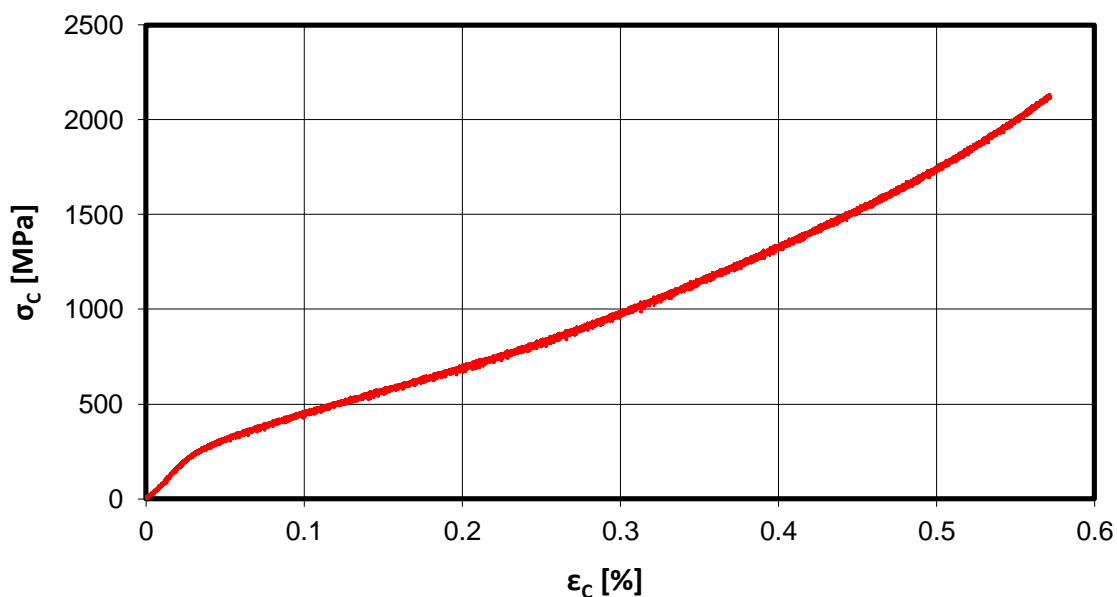
$$HV_{0,5} = 0,01 \cdot v_{hlađ}^2 - 0,505 \cdot v_{hlađ} + 156,15 \quad (7.3)$$

Reprezentativnost matematičkog modela procijenjena je koeficijentom determinacije ($R^2 = 0,473$), što prema Chadockovoj ljestvici znači da model nije značajan. Raspršenost

podataka može biti posljedica utjecaja drugih čimbenika u procesu skrućivanja ili eksperimentalnih odstupanja u mjerenjima tvrdoće [207].

7.10. Rezultati tlačnog ispitivanja

Tlačna ispitivanja provedena su s ciljem određivanja mehaničkih svojstava odljevaka pri sobnoj temperaturi, uključujući deformacijska svojstva i duktilnost materijala, na valjkastim uzorcima odljevaka P3 – P5 uzetima iz različitih zona, kako je prikazano na Slika 6.13. Tlačno naprezanje određeno je iz izmjerene sile djelovanja i početne površine poprečnog presjeka uzorka, dok je relativna deformacija izračunata na temelju promjene visine uzorka u odnosu na početnu visinu. Na Slika 7.67 prikazan je dijagram naprezanja (tlačno naprezanje – deformacija) za uzorak iz gornjeg dijela stijenke odljevka P3. U početnom dijelu krivulje uočava se linearan porast naprezanja s povećanjem deformacije u elastičnom području, nakon čega slijedi postupan prijelaz u plastično područje već pri naprezanju od 300 MPa.



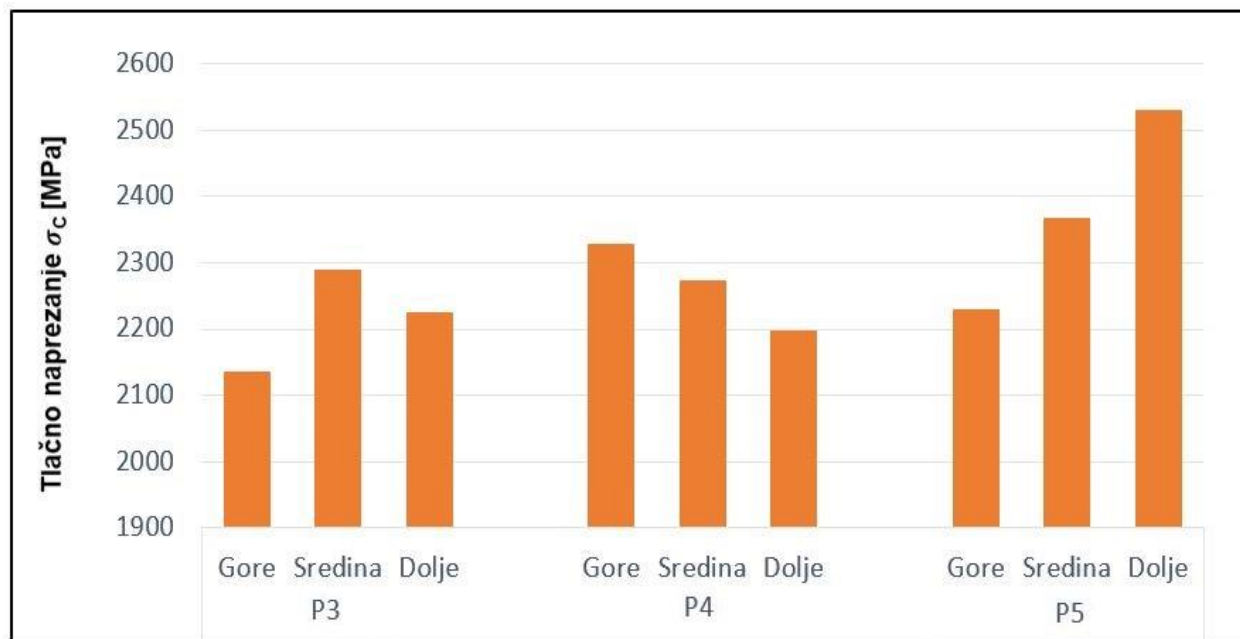
Slika 7.67 Dijagram naprezanje - deformacija ($\sigma_c - \epsilon_c$) za uzorak iz gornjeg dijela stijenke odljevka P3

U Tablica 7.17 prikazani su rezultati tlačnih ispitivanja za sve analizirane odljevke (P3 – P5) u gornjem, srednjem i donjem dijelu stijenke. Za ostale odljevke dijagrami su pokazali sličan trend tlačnog napreznja kao za uzorak P3 gore, bez značajnih odstupanja oblika krivulje.

Tablica 7.17 Rezultati tlačnih ispitivanja za odljevke P3 – P5 po zonama

Odljevak	σ_c [MPa]	F [kN]	ϵ_c [%]	Δh [mm]	
P3	Gore	2135,4	42,1	57,2	4,29
	Sredina	2287,6	45,6	56,9	4,27
	Dolje	2224,3	44,4	57,1	4,28
P4	Gore	2327,4	46,4	57,5	4,31
	Sredina	2272,8	45,3	57,3	4,30
	Dolje	2196,8	43,6	57,2	4,29
P5	Gore	2229,2	45,9	57,1	4,28
	Sredina	2366,8	47,2	57,7	4,33
	Dolje	2529,8	50,5	57,7	4,33

Analizom rezultata iz tablice može se uočiti da su najviše vrijednosti tlačnog napreznja (σ_c) izmjerene u različitim zonama odljevaka, pri čemu je za odljevak P3 najveće tlačno napreznje izmjereno u srednjem dijelu ($\sigma_c = 2287,6$ MPa), za odljevak P4 u gornjem dijelu ($\sigma_c = 2327,4$ MPa), dok je za odljevak P5 najveća vrijednost dobivena u donjem dijelu ($\sigma_c = 2529,8$ MPa). Najmanje vrijednosti tlačnog napreznja također su izmjerene u različitim zonama, i to kod odljevka P3 u gornjem dijelu ($\sigma_c = 2135,4$ MPa), kod odljevka P4 u donjem dijelu ($\sigma_c = 2196,8$ MPa) te kod odljevka P5 u gornjem dijelu ($\sigma_c = 2229,2$ MPa). Takva raspodjela vrijednosti ukazuje da zone nisu imale utjecaj na rezultat tlačnog napreznja. Jasniji prikaz raspodjele tlačnog napreznja po zonama za odljevke P3 – P5 prikazan je na Slika 7.68.



Slika 7.68 Raspodjela tlačnog naprezanja po zonama za odljevke P3 – P5

Usporedbom odljevaka P4 i P5, koji su lijevani pri različitim temperaturama predgrijavanja kokile (360 i 240 °C), može se uočiti da odljevak P5, lijevan u hladnijoj kokili, pokazuje nešto veće vrijednosti tlačnog naprezanja. Ovakav trend sugerira da je temperatura predgrijavanja kokile, odnosno veća brzina hlađenja imala utjecaj na povećanje tlačnog naprezanja.

Analiza deformacije valjkastog uzorka iz Tablica 7.17 pokazuje da svi ispitani odljevci (P3 – P5) imaju vrlo slične vrijednosti ε_c , u uskom rasponu od 56,9 % do 57,7 %. Takav mali raspon ukazuje da zone uzoraka nisu imale utjecaj na konačnu vrijednost tlačne deformacije. Visoke vrijednosti ε_c ukazuju na izrazitu duktilnost materijala, dok se iz usporedbe uzoraka lijevanih pri različitim temperaturama predgrijavanja kokile ne uočavaju značajne razlike u deformaciji.

7.11. Zaostala naprezanja

7.11.1. Analiza rezultata dobivenih rendgenskom difrakcijom

Rezultati XRD mjerenja komponenti zaostalih naprezanja σ_Z i τ_{ZX} na vanjskoj površini odljevka P3, u mjernim točkama prikazanim na Slika 6.17, prikazani su u Tablica 7.18 kao srednja vrijednost \pm standardna devijacija.

Tablica 7.18 Vrijednosti komponenti zaostalih naprezanja σ_Z i τ_{ZX} , izmjerene na vanjskoj površini odljevka P3 XRD metodom

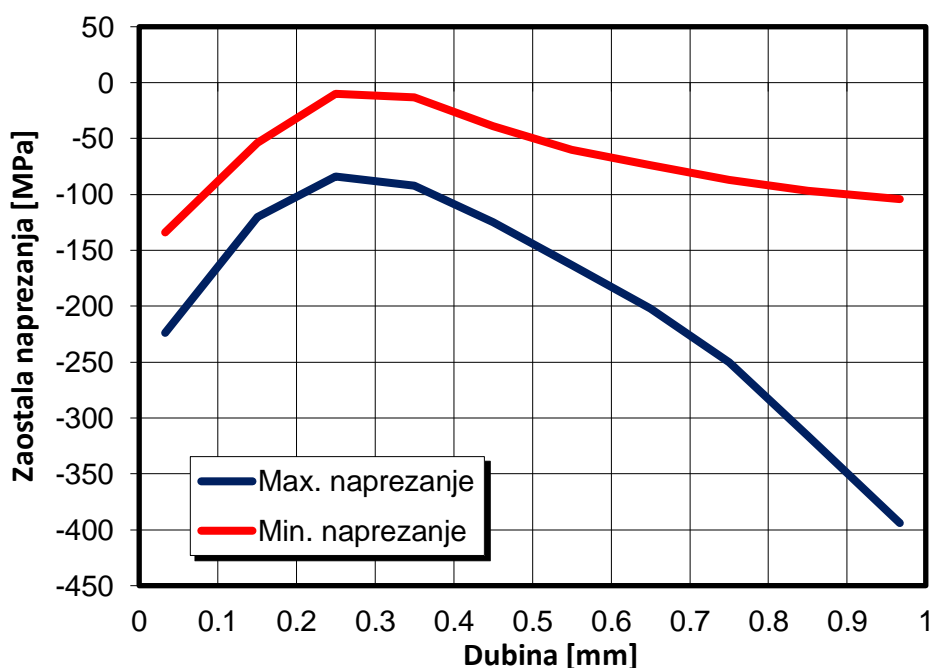
Mjerna točka	σ_Z		τ_{ZX}	
	Srednja Vrijednost [MPa]	Standardna devijacija [MPa]	Srednja vrijednost [MPa]	Standardna devijacija [MPa]
1	45	214	89	143
2	-318	148	-1	97
3	-89	144	-149	129
4	22	111	-31	306
5	-150	157	65	226

Dobiveni rezultati zaostalih naprezanja (Tablica 7.18) pokazuju značajnu nesigurnost i izražene oscilacije mjerenih vrijednosti. Takvo ponašanje rezultata prvenstveno je povezano s ograničenjima metode $\cos\alpha$ pri ispitivanju lijevane mikrostrukture. Lijevani materijali karakterizirani su dendritnom mikrostrukturom, što često dovodi do pojave asimetričnih difrakcijskih refleksija. Budući da metoda $\cos\alpha$ najbolje odgovara simetričnim refleksijama, svaka izraženija asimetrija refleksije dovodi do povećane nesigurnosti i dodatnih oscilacija u izračunatim vrijednostima zaostalih naprezanja. Lijevana površina (preferirana kristalografska orijentacija zrna) i grubozrnata struktura također negativno utječu na kvalitetu mjerenja. Kod lijevane površine dolazi do neujednačene raspodjele intenziteta oko Debye – Scherrerovog prstena. To se očituje kao izraženi diskontinuiteti u krivuljama $\varepsilon_{\alpha 1} - \cos\alpha$ (krivulje su prikazane u prilogu 9.), što dovodi do gubitka dijela mjernih podataka. S druge strane, efekt grubih zrna uzrokuje pjegavost

Debye – Scherrerovog prstena i dodatne oscilacije u krivuljama $\varepsilon_{\alpha 1} - \cos\alpha$. Ako su zrna izrazito velika, dio podataka može se izgubiti, što rezultira nasumičnim prazninama u distribucijama $\varepsilon_{\alpha 1} - \cos\alpha$ te ponovno dodatno povećava nesigurnost mjerenja [208].

7.11.2. Analiza rezultata dobivenih metodom bušenja provrta

Za uzorak P1, metodom bušenja provrta dobivena je raspodjela zaostalih napreznja u srednjoj zoni do dubine od 1 mm. Na Slika 7.69 prikazan je dijagram minimalnih i maksimalnih dobivenih vrijednosti zaostalih napreznja.



Slika 7.69 Dijagram raspodjele zaostalih napreznja do dubine od 1 mm za uzorak P1, dobiven metodom bušenja provrta

Mjerenje je pokazalo da vanjska površina promatranog područja ima tlačno zaostalo napreznje. S povećanjem dubine prema unutrašnjosti, napreznja postupno opadaju te na približno 0,25 mm dosežu minimalne vrijednosti od oko -10 MPa (minimalno) i -80 MPa (maksimalno). Daljnjim napredovanjem prema unutrašnjosti, napreznja prelaze u izraženo tlačno stanje, s

maksimalnim vrijednostima do približno -400 MPa i minimalnim vrijednostima oko -100 MPa. Uočena stagnacija minimalnog naprezanja u dubljem sloju može upućivati na promjenu trenda naprezanja prema vlačnom stanju bliže unutarnjoj površini stijenke.

Računalne simulacije u programu ProCAST ne pružaju uvid u raspodjelu naprezanja po presjeku odljevka, već se ograničavaju na analizu zaostalih naprezanja na vanjskoj i unutarnjoj površini. Budući da su mjerenja metodom bušenja provrta provedena blizu vanjske površine, vrijednosti prvog pomaka dubine od $0,1$ mm uspoređene su s prosječnim (normalnim) naprežanjem dobivenim simulacijom u ProCAST – u (Slika 5.20).

U simulacijama su se vanjska površinska naprezanja u srednjoj zoni odljevka kretala u rasponu od $+4$ do -76 MPa, dok su mjerenja metodom bušenja provrta pokazala vrijednosti od -90 do -160 MPa. Iako postoje odstupanja između eksperimentalnih i simulacijskih rezultata, oba rezultata potvrđuju da je na vanjskoj površini odljevka dominantno tlačno naprežanje.

8. ZAKLJUČAK

Metodom vertikalnog centrifugalnog lijevanja u vakuumu lijevani su odljevci oblika cijevi od nehrđajućeg čelika otpornog na toplinu EN 1.4841. Cilj provedenog istraživanja bio je razviti metodu za odabir parametara vertikalnog centrifugalnog lijevanja u vakuumu te kvantificirati ovisnost karakteristika mikrostrukture i mehaničkih svojstava o parametrima lijevanja. Pokusi računalnih simulacija lijevanja provedeni su prema plošno centriranom kompozitnom planu. Varirani su sljedeći parametri lijevanja: broj okretaja kokile, temperatura lijevanja te temperatura predgrijavanja kokile. Ostali parametri, poput vremena lijevanja, debljine premaza i temperature okoline, tijekom pokusa zadržani su konstantnima. U stvarnom eksperimentu istraživana je utjecaj brzine hlađenja po presjeku stijenke odljevka na mikrostrukturu i mehanička svojstva. Različite brzine hlađenja postignute su promjenom temperature predgrijavanja kokile.

Na temelju provedenog istraživanja doneseni su sljedeći zaključci:

- Iz računalnih simulacija lijevanja, primjenom ANOVA metode dobiveni su značajni matematički modeli vremena do solidus temperature (T_S) i razmaka sekundarnih dendritnih grana (SDAS). Temperatura lijevanja najviše utječe na promjene vremena do T_S i veličinu SDAS, zatim temperatura predgrijavanja kokile, dok se utjecaj broja okretaja kokile nije pokazao značajnim.
- Numeričkim simulacijama također su određena glavna zaostala naprezanja, pri čemu utvrđene vrijednosti nisu prelazile dopuštene granice, a tijekom skrućivanja odljevka uočena je i pojava zračnosti između odljevka i kokile nastale uslijed skupljanja materijala pri skrućivanju i hlađenju.
- Vizualnom kontrolom i mjerenjem dimenzija utvrđeno je da su svi odljevci P1 – P5 imali oblik cijevi s glatkom površinom bez vidljivih površinskih nepravilnosti. Analiza dimenzijske točnosti provedena 3D skeniranjem pokazala je odstupanja vanjskih dimenzija u odnosu na dimenzije kokile. Preklapanjem 3D CAD modela kokile i 3D skeniranih odljevaka potvrđena je pojava zračnosti između odljevka i stijenke kokile, nastala tijekom

procesa skrućivanja i hlađenja. Analiza raspodjele zračnosti pokazala je isti trend kod svih odljevaka, pri čemu je najmanja zračnost zabilježena u gornjoj zoni, a najveća u donjoj zoni odljevka, što je u skladu s rezultatima numeričkih simulacija.

- Tehnologija centrifugalnog lijevanja u vakuumu nije dovela do značajnih promjena kemijskog sastava odljevaka od nehrđajućeg čelika EN 1.4841. Dobivene su određene razlike u odnosu na kemijski sastav iz atesta materijala ali sve u granicama definiranim u normi.
- Termodinamičko modeliranje za odljevke P3, P4 i P5 pokazalo je da kristalizacija započinje formiranjem austenita (γ) na 1392 – 1390 °C, nakon čega se javlja δ ferit pri 1390 – 1380 °C. Intermetalna faza $\text{Cr}_3\text{Ni}_2\text{SiN}$ i karbidi Cr_{23}C_6 formiraju se pri temperaturama od 1227 – 1217 °C, odnosno 1080 – 950 °C, ovisno o udjelu ugljika. Nižetemperaturne faze poput σ , Lavesove faze i Bogdanovita formiraju se minimalno ili u tragovima kod ravnotežnog skrućivanja. U Scheil-Gulliver modelu ove faze nisu nastale. Predviđena mikrostruktura odljevka je kombinacija austenita i δ ferita, uz male udjele intermetalne faze $\text{Cr}_3\text{Ni}_2\text{SiN}$ i karbida u tragovima.
- Rezultati DSC ispitivanja pokazali su da se na krivuljama zagrijavanja pojavljuje jedan dominantan endotermni vrh, s entalpijom od –130 do –151,2 J/g, pri čemu početak procesa, odgovara solidus temperaturama koje iznose 1368,3 - 1374,6 °C, ovisno o parametrima lijevanja i mjernim zonama na odljevku. Krivulje hlađenja pokazuju izražen egzotermni vrh, s entalpijom od 135,9 do 147,9 J/g, povezan s početkom kristalizacije δ ferita, što odgovara likvidus temperaturama koje iznose 1376 – 1397 °C. Dobivene razlike solidus i likvidus temperature između različitih odljevaka i zona na odljencima posljedica su mikrostrukture odnosno kemijskog sastava na mjestu izvađenog ispitnog uzorka u obliku valjka.
- Rezultati dilatometrije pokazali su da se linearan koeficijent toplinskog širenja α_L za odljevke P3 – P5 kreće između $18,9 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ - $19,4 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$, što je u skladu s

referentnim vrijednostima za čelik EN 1.4841. Volumenski koeficijent α_V , određen na temelju linearnog širenja i promjene gustoće, iznosi približno $5,7 \cdot 10^{-5} K^{-1}$. Tehnologija centrifugalnog lijevanja u vakuumu nije dovela do značajnih promjena koeficijenata.

- Analiza mikrostrukture odljevaka P1 – P5 pokazala je dendritnu strukturu s primarnim dendritima usmjerenim od vanjske prema unutarnjoj površini odljevka. Optičkom mikroskopijom utvrđeno je da se SDAS povećava po presjeku stijenke od vanjske prema unutrašnjoj površini odljevka, pri čemu su najmanje vrijednosti (7 – 16 μm) zabilježene u vanjskom području, srednje vrijednosti (23 – 40 μm) u srednjem području, a najveće (21 – 46 μm) u unutarnjem području presjeka stijenke. Temperatura predgrijavanja kokile nije imala značajan utjecaj. Potencijskom regresijskom analizom dobiven je matematički model ovisnosti SDAS o brzini hlađenja: $\lambda_2 = 101,23 \cdot v_{hlad}^{-0,436}$. Sličan trend uočava se i za veličinu zrna izraženu ASTM brojem (G), pri čemu su najveći brojevi (3,49 – 4,91) u vanjskom području, zatim (2,03 – 3,39) u srednjem području te najmanji (1,92 – 3,21) u unutarnjem području presjeka stijenke odljevaka. Potencijskom regresijskom analizom dobiven je matematički model ovisnosti veličine zrna (G) o brzini hlađenja: $G = 0,751 \cdot v_{hlad}^{0,42}$. Modeli pokazuju kako se veličina zrna smanjuje s povećanjem brzine hlađenja te ukazuju na povezanost SDAS i veličine zrna.
- EBSD analiza pokazala je prisutnost δ ferita u mikrostrukтури u udjelima od 0,7 do 7,1 %. Temperatura predgrijavanja kokile i zona uzimanja uzoraka utjecale su na udio δ ferita u mikrostrukтури. EDS kemijska analiza pokazala je da δ ferit sadrži povišene udjele Cr i Si te smanjeni udio Ni, dok austenitna matrica ima sastav s nižim Cr i Si te višim Ni. Također su identificirani kromom bogati karbidi M_7C_3 i kompleksni nemetalni uključci oksidne prirode. U nekim područjima došlo je do prostornog preklapanja karbida i nemetalnih uključaka, pri čemu je uvijek jedna od faza bila dominantna.
- Rezultati tvrdoće izmjerene Vickersovom metodom na odljencima P3 – P5 pokazali su da se tvrdoća u vanjskom području presjeka stijenke odljevka (0 – 2000 μm od vanjske površine stijenke) kreće u rasponu od 160 – 190 $HV_{0,5}$ za uzorak P3, od 150 – 180 $HV_{0,5}$

za uzorak P4 te od 140 – 180 $HV_{0,5}$ za uzorak P5. Iznimku predstavlja donja zona uzorka P3, u kojoj je izmjerena niža tvrdoća od 120 $HV_{0,5}$. U unutrašnjem dijelu presjeka stijenke (2000 – 7000 μm) tvrdoća se smanjuje u odnosu na površinski sloj, pri čemu su vrijednosti iznosile 130 – 160 $HV_{0,5}$ za P3, 140 – 160 $HV_{0,5}$ za P4 te 140 – 170 $HV_{0,5}$ za P5. Razlika između vanjskog i unutarnjeg dijela presjeka stijenke iznosi približno 20 – 40 $HV_{0,5}$, što je posljedica smanjenja brzine hlađenja prema unutrašnjosti stijenke odljevka. Kvadratnom regresijskom analizom dobiven je matematički model koji opisuje promjenu tvrdoće u funkciji brzine hlađenja: $HV_{0,5} = 0,01 \cdot v_{hlad}^2 - 0,505 \cdot v_{hlad} + 156,15$. Prema modelu, tvrdoća pri nižim i srednjim brzinama hlađenja je približno konstantna, dok se pri većim brzinama hlađenja uočava blagi porast, međutim pripadajući koeficijent determinacije ($R^2 = 0,473$), pokazuje da model nije značajan.

- Tlačno naprezanje u odljencima P3 – P5 kretalo se u rasponu od 2135,4 do 2529,8 MPa, pri čemu su najveće vrijednosti zabilježene za uzorak P5, što upućuje na veći otpor materijala plastičnoj deformaciji pri nižoj temperaturi predgrijavanja kokile. Relativna deformacija (ε_c) kretala se u uskom rasponu od 56,9 % do 57,7 %, što potvrđuje visoku duktilnost materijala.
- Mjerenja zaostalih naprezanja XRD metodom pokazala su veliko rasipanje vrijednosti, karakterističnih za dendritnu strukturu odljevka. Mjerenja metodom bušenja provrta potvrdila su prevladavajuće tlačno naprezanje na vanjskoj površini odljevka, u rasponu od –90 do –160 MPa, što je u skladu s rezultatima računalnih simulacija.
- Kombinacija računalnih simulacija i stvarnog eksperimenta predstavlja učinkovitu metodu za analizu i optimizaciju procesa vertikalnog centrifugalnog lijevanja u vakuumu, čelika EN 1.4841. Time je osigurana znanstvena i tehnička podloga za daljnja istraživanja.

Na temelju dobivenih rezultata potvrđena je pretpostavljena hipoteza:

Na temelju brzine hlađenja taline određenog kemijskog sastava i rubnih uvjeta lijevanja u vakuumu, moguće je razviti matematički model koji će odrediti veličinu kristalnog zrna i mehanička svojstva na bilo kojem mjestu unutar centrifugalno lijevanog odljevka od austenitnog nehrđajućeg čelika.

Također se na temelju dobivenih rezultata može potvrditi očekivani znanstveni doprinos u obliku matematičkog modela koji povezuje veličinu kristalnih zrna i mehanička svojstva s brzinom hlađenja taline, za definirane tehnološko procesne rubne uvjete.

Prijedlozi za daljnja istraživanja:

- Proširiti ispitivanja delta ferita u mikrostrukturi na cijeli presjek stijenke odljevka u svim zonama da se utvrdi utjecaj brzine hlađenja na njegovo nastajanje.
- Usporediti odljevake dobivene vertikalnim centrifugalnim lijevanjem u vakuumu sa odljevcima dobivenim kokilnim lijevom, radi direktne usporedbe mikrostrukture i mehaničkih svojstava.
- Provesti ispitivanja odljevaka u uvjetima stvarne eksploatacije.
- Računalnom tomografijom utvrditi poroznost po presjeku stijenke odljevka.

LITERATURA

1. Jurković, K.; Cajner, H.; Mrvar, P.; Bauer, B. Analysis of Factor Effects in Process of Vertical Centrifugal Casting. *Materials and Manufacturing Processes* **2024**, *39*, 386–397, doi:10.1080/10426914.2023.2236239.
2. *Casting*; ASM International, 2008; ISBN 978-1-62708-187-0.
3. Balout, B.; Litwin, J. Mathematical Modeling of Particle Segregation During Centrifugal Casting of Metal Matrix Composites. *J. of Materi Eng and Perform* **2012**, *21*, 450–462, doi:10.1007/s11665-011-9873-8.
4. Developments in Solidification Processing of Functionally Graded Aluminium Alloys and Composites by Centrifugal Casting Technique | Transactions of the Indian Institute of Metals Available online: <https://link.springer.com/article/10.1007/s12666-012-0191-0> (accessed on 22 April 2025).
5. Velhinho, A.; Rocha, L.A. Longitudinal Centrifugal Casting of Metal-Matrix Functionally Graded Composites: An Assessment of Modelling Issues. *J Mater Sci* **2011**, *46*, 3753–3765, doi:10.1007/s10853-011-5289-y.
6. Wang, D.; Liao, M.; Wang, Y.; Liu, G.; Wang, Z. Optimization of Centrifugal Casting Process Parameters by Taguchi Method to Reduce Shrinkage Porosity Ratio of K417 Superalloy. *Mod. Phys. Lett. B* **2022**, *36*, 2250165, doi:10.1142/S0217984922501652.
7. Camen L. Centrifugal Casting Available Online: <https://Cybra.Lodz.Pl/Content/5929/CentrifugalCasting.Pdf>.
8. Swales, G.L. Applications of Centrifugally-Cast Alloy Piping and Pipe Fittings in Onshore and Offshore Oil and Gas Production.

9. Mallick, A.; Gangi Setti, S.; Sahu, R.K. Centrifugally Cast Functionally Graded Materials: Fabrication and Challenges for Probable Automotive Cylinder Liner Application. *Ceramics International* **2023**, *49*, 8649–8682, doi:10.1016/j.ceramint.2022.12.148.
10. Valadez, F. The Effect of Rotational Speed on Quality of Sound Vertical Centrifugal Castings Tin. *Manufacturing Review* **2021**.
11. Xin, M.; Wang, Z.; Lu, B.; Li, Y. Effects of Different Process Parameters on Microstructure Evolution and Mechanical Properties of 2060 Al–Li Alloy during Vacuum Centrifugal Casting. *Journal of Materials Research and Technology* **2022**, *21*, 54–68, doi:10.1016/j.jmrt.2022.08.147.
12. Fu, H.; Xiao, Q.; Xing, J. A Study of Segregation Mechanism in Centrifugal Cast High Speed Steel Rolls. *Materials Science and Engineering: A* **2008**, *479*, 253–260, doi:10.1016/j.msea.2007.06.043.
13. Ronté, V.; RoÓlsz, A. The Effect of Cooling Rate and Composition on the Secondary Dendrite Arm Spacing during Solidification. Part I: Al–Cu–Si Alloys. *International Journal of Cast Metals Research* **2001**, *13*, 337–342, doi:10.1080/13640461.2001.11819415.
14. ASM Metals Handbook, Vol 15.
15. Vacuum Degassing Processes for Liquid Steel – IspatGuru. Available Online: <https://Www.Ispatguru.Com/Vacuum-Degassing-Processes-for-Liquid-Steel/> (Accessed on 27 May 2025).
16. Maziasz, P.J. Development of Creep-Resistant and Oxidation-Resistant Austenitic Stainless Steels for High Temperature Applications. *JOM* **2018**, *70*, 66–75, doi:10.1007/s11837-017-2642-x.

17. Doctor, Y.N.; Patil, D.B.T.; Darekar, A.M. Review of Optimization Aspects for Casting Processes. **2013**, *4*.
18. Goenka, M.; Nihal, C.; Ramanathan, R.; Gupta, P.; Parashar, A.; Joel, J. Automobile Parts Casting-Methods and Materials Used: A Review. *Materials Today: Proceedings* **2020**, *22*, 2525–2531, doi:10.1016/j.matpr.2020.03.381.
19. Xiang, S.; Fan, Z.; Chen, T.; Lian, X.; Guo, Y. Microstructure Evolution and Creep Behavior of Nitrogen-Bearing Austenitic Fe–Cr–Ni Heat-Resistant Alloys with Various Carbon Contents. *Journal of Materials Research and Technology* **2023**, *23*, 316–330, doi:10.1016/j.jmrt.2023.01.018.
20. Facco, A.; Couvrat, M.; Magné, D.; Roussel, M.; Guillet, A.; Pareige, C. Microstructure Influence on Creep Properties of Heat-Resistant Austenitic Alloys with High Aluminum Content. *Materials Science and Engineering: A* **2020**, *783*, 139276, doi:10.1016/j.msea.2020.139276.
21. Abbasi, M.; Park, I.; Ro, Y.; Ji, Y.; Ayer, R.; Shim, J.-H. G-Phase Formation in Twenty-Years Aged Heat-Resistant Cast Austenitic Steel Reformer Tube. *Materials Characterization* **2019**, *148*, 297–306, doi:10.1016/j.matchar.2019.01.003.
22. Fu, J.; Xia, C. Microstructure Evolution and Mechanical Properties of X6CrNiMoVNb11-2 Stainless Steel after Heat Treatment. *Materials* **2021**, *14*, 5243, doi:10.3390/ma14185243.
23. Jarvis, D.J.; Voss, D. IMPRESS Integrated Project—An Overview Paper. *Materials Science and Engineering: A* **2005**, *413–414*, 583–591, doi:10.1016/j.msea.2005.09.066.
24. Ebhota, W.S.; Karun, A.S.; Inambao, F.L. Centrifugal Casting Technique Baseline Knowledge, Applications, and Processing Parameters: Overview. *International Journal of Materials Research* **2016**, *107*, 960–969, doi:10.3139/146.111423.

25. Cruz Nascimento, M.L.; Da Cruz Gallo, F.; Queiroz, F.D.S.; Mendes, M.C.; Eckstein, C.B.; Nogueira, L.; Le May, I.; Pereira, G.R.; De Almeida, L.H. Effect of Short-Time Overheating in the Morphology of Primary Carbides Network in Nb and NbTi-Modified HP Stainless Steels Steam Reforming Tubes. *Journal of Materials Research and Technology* **2023**, *22*, 382–392, doi:10.1016/j.jmrt.2022.11.130.
26. Xinlei, L.; Qitang, H.; Xiaochuan, M.; Li, F. Effect of Centrifugal Counter-Gravity Casting on Solidification Microstructure and Mechanical Properties of A357 Aluminum Alloy. **2014**.
27. Kalne, P.M.; Borkar, N.B. Design for Automated Locking Arrangement of Centrifugal Casting Machine Using Cad and Fem. **2014**.
28. Dong, Q.; Yin, Z.; Li, H.; Gao, G.; Mao, Y. Simulation Study on Filling and Solidification of Horizontal Centrifugal Casting Babbitt Lining of Bimetallic Bearing. *Inter Metalcast* **2021**, *15*, 119–129, doi:10.1007/s40962-020-00429-y.
29. S, N.; Madhusudhan; C, M.; Pudukottah, M. Effect Of Mould Wall Thickness on Rate of Solidification of Centrifugal Casting. *International Journal of Engineering Science and Technology*, **2010**, *2*, 6090–6094.
30. Shailesh, R.A.; Tattimani, M.S.; Rao, S.S. Understanding Melt Flow Behavior for Al-Si Alloys Processed Through Vertical Centrifugal Casting. *Materials and Manufacturing Processes* **2015**, *30*, 1305–1311, doi:10.1080/10426914.2015.1019093.
31. Lv, S.; Dou, R.; Yu, B.; Wang, J.; Liu, X.; Wen, Z. Experimental and Numerical Studies on the Influence of Centrifugal Casting Parameters on the Solidification Structure of Al-Cu Alloy. *Mater. Res. Express* **2022**, *9*, 106506, doi:10.1088/2053-1591/ac94b8.
32. Sen, S.; Reddy, S.; Muralidhara, B.K. Influence of Rotational Speed and Aspect Ratio on the Flow Patterns of Different Fluids Subjected to Rotation about Vertical Axis. *Mater. Res. Express* **2019**, *6*, 056533, doi:10.1088/2053-1591/ab0386.

33. Tattimani, M.S.; C.Y., M.; Reddy, B.; Badi, S.; Ambadas; Malipatil, A.S. The Effect of Rotational Speed on Quality of Sound Vertical Centrifugal Castings Tin. *Manufacturing Rev.* **2021**, *8*, 21, doi:10.1051/mfreview/2021020.
34. El-Sayed, M.A. Effect of the Mould Rotational Speed on the Quality of Centrifugal Castings.
35. Erhunmwun, I.D.; Etin-Osa, C.E. Temperature Distribution in Centrifugal Casting with Partial Solidification during Pouring. **2019**.
36. Kim, W.; Jang, K.; Ji, C.; Lee, E. Effects of Heat Treatment on the Microstructure and Hardness of A356 (AlSi7Mg0.3) Manufactured by Vertical Centrifugal Casting. *Applied Sciences* **2021**, *11*, 11572, doi:10.3390/app112311572.
37. Zhang, J.; Zhou, J.X.; Zhang, M.Y.; Pang, S.Y.; Liao, D.M.; Yin, Y.J.; Shen, X. Numerical Simulation of Filling Process in Vertical Centrifugal Casting Based on Projection-Level Set Method. *AMR* **2011**, *314–316*, 364–368, doi:10.4028/www.scientific.net/AMR.314-316.364.
38. Janardhanan, S. Numerical Simulation of Centrifugal Casting for Functionally Graded Metal-Matrix Composites. *International Journal of Mechanical Engineering and Technology (IJMET)* **2017**, *8*, 66–74.
39. Lu, S.-L.; Xiao, F.-R.; Zhang, S.-J.; Mao, Y.-W.; Liao, B. Simulation Study on the Centrifugal Casting Wet-Type Cylinder Liner Based on ProCAST. *Applied Thermal Engineering* **2014**, *73*, 512–521, doi:10.1016/j.applthermaleng.2014.07.073.
40. Smirnov, V.V.; Pavlinich, S.P.; Bakerin, S.V.; Khairullina, A.M. Use of ProCAST Software to Model Casting Systems for the Centrifugal Casting of GTE Blades Made of Intermetallic Alloys. *Metallurgist* **2014**, *57*, 961–964, doi:10.1007/s11015-014-9829-y.

41. Jia, L.; Xu, D.; Li, M.; Guo, J.; Fu, H. Casting Defects of Ti-6Al-4V Alloy in Vertical Centrifugal Casting Processes with Graphite Molds. *Met. Mater. Int.* **2012**, *18*, 55–61, doi:10.1007/s12540-012-0007-0.
42. Chen, Y.; Tang, P.; Qiao, S.; Liu, S.; Yang, X.; Li, A. Dynamic Breakdown of Passive Films on Stainless Steel during *in Situ* Thermal Oxidation. *Corrosion Science* **2022**, *209*, 110799, doi:10.1016/j.corsci.2022.110799.
43. Ma, L.; Wiame, F.; Maurice, V.; Marcus, P. Origin of Nanoscale Heterogeneity in the Surface Oxide Film Protecting Stainless Steel against Corrosion. *npj Mater Degrad* **2019**, *3*, 1–9, doi:10.1038/s41529-019-0091-4.
44. Sun, J.; Tang, H.; Wang, C.; Han, Z.; Li, S. Effects of Alloying Elements and Microstructure on Stainless Steel Corrosion: A Review. *steel research international* **2022**, *93*, 2100450, doi:10.1002/srin.202100450.
45. Ma, L.; Wiame, F.; Maurice, V.; Marcus, P. Stainless Steel Surface Structure and Initial Oxidation at Nanometric and Atomic Scales. *Applied Surface Science* **2019**, *494*, 8–12, doi:10.1016/j.apsusc.2019.07.166.
46. *Stainless Steels*; Davis, J.R., ASM International, Eds.; ASM specialty handbook; ASM International: Materials Park, Ohio, 1994; ISBN 978-0-87170-503-7.
47. Global Stainless Steel Melt Shop Production 2022 Available online: <https://www.statista.com/statistics/223028/world-stainless-steel-production/> (accessed on 28 April 2025).
48. The World Production of Stainless Steel Fell by 5.2% y/y in 2022 — News — GMK Center. *GMK* 1680605693.

-
49. Rongeat, C. Influence of the Carbon Content on the Microstructure and Properties of Heat-Resistant Cast Steels. *International Journal of Materials Research* **2018**, *109*, 494–502, doi:10.3139/146.111640.
50. Application for Stainless Steel in the Water Industry Water Industry Information & Guidance Note 1999.
51. Zaffora, A.; Di Franco, F.; Santamaria, M. Corrosion of Stainless Steel in Food and Pharmaceutical Industry. *Current Opinion in Electrochemistry* **2021**, *29*, 100760, doi:10.1016/j.coelec.2021.100760.
52. Comici, M.V.; Giacomelli, I.; Stoicanescu, M. Studies on the Corrosion Resistance of High Chromium Alloy Steels. *Acta Marisiensis. Seria Technologica* **2023**, *20*, 26–31, doi:10.2478/amset-2023-0014.
53. Hu, Z.-F. Heat-Resistant Steels, Microstructure Evolution and Life Assessment in Power Plants. In *Thermal Power Plants*; Rasul, M., Ed.; InTech, 2012 ISBN 978-953-307-952-3.
54. Abe, F. Research and Development of Heat-Resistant Materials for Advanced USC Power Plants with Steam Temperatures of 700 °C and Above. *Engineering* **2015**, *1*, 211–224, doi:10.15302/J-ENG-2015031.
55. Design Guide Lines for the Selection and Use of Stainless Steel *Nickel Development Institute*.
56. Roy, A.K.; Kukatla, S.R.; Yarlagaadda, B.; Potluri, V.N.; Lewis, M.; Jones, M.; O'Toole, B.J. Tensile Properties of Martensitic Stainless Steels at Elevated Temperatures. *Journal of Materials Engineering and Performance* **2005**, *14*, 212–218, doi:10.1361/10599490523373.
57. Manninen, T.; Säynäjäkangas J. Mechanical Properties of Ferritic Stainless Steels at Elevated Temperature 2012.

58. Plaut, R.L.; Herrera, C.; Escriba, D.M.; Rios, P.R.; Padilha, A.F. A Short Review on Wrought Austenitic Stainless Steels at High Temperatures: Processing, Microstructure, Properties and Performance. *Mat. Res.* **2007**, *10*, 453–460, doi:10.1590/S1516-14392007000400021.
59. Painkra, T.K.; Naik, K.S. Review about High Performance of Austenitic Stainless Steel. *1*.
60. High - Temperature Characteristics of Stainlesssteel Nickel Development Institute.
61. Mataya, M.C.; Brown, E.L.; Riendeau, M.P. Effect of Hot Working on Structure and Strength of Type 304L Austenitic Stainless Steel. *Metall Trans A* **1990**, *21*, 1969–1987, doi:10.1007/BF02647245.
62. Kumar, V.; Gupta, R.K.; Das, G. Influence of Forging and Annealing on the Microstructure and Corrosion Behavior of Austenitic Stainless Steel. *J. Inst. Eng. India Ser. D* **2020**, *101*, 105–109, doi:10.1007/s40033-020-00209-2.
63. Bauer, B.; Jurković, K.; Kastelic, S.; Mrvar, P. Effect of Centrifugal Casting Parameters on Microstructure of Stainless Steel Tube. *Inter Metalcast* **2025**, doi:10.1007/s40962-025-01590-y.
64. Xi, W.; Yin, S.; Lai, H. Microstructure and Mechanical Properties of Stainless Steel Produced by Centrifugal-SHS Process. *Journal of Materials Processing Technology* **2003**, *137*, 1–4, doi:10.1016/S0924-0136(02)01050-6.
65. Kamiya, J.; Takano, K.; Wada, K.; Yanagibashi, T. 2 Evaluation of Vacuum Firing Effect on Stainless Steel 3 from Vacuum and Surface Point of View. **2023**.
66. Capurro, C.; Cerrutti, G.; Cicutti, C.E. Influence of Vacuum Degassing on Steel Cleanliness. **2015**, doi:10.13140/RG.2.1.3668.7845.
67. Zhang, Y.; Zou, D.; Wang, X.; Li, Y.; Jiang, Y.; Zhang, W.; Tong, L. Influence of Cooling Rate on δ -Ferrite/ γ -Austenite Formation and Precipitation Behavior of 18Cr–Al–Si Ferritic

- Heat-Resistant Stainless Steel. *Journal of Materials Research and Technology* **2022**, *18*, 1855–1864, doi:10.1016/j.jmrt.2022.03.060.
68. Bauer, B.; Pokopec, I.M. Osnove tehnologije lijevanja.
69. Kellai, A.; Kahla, S.; Dehimi, S.; Kaba, L.; Boutaghou, Z. Effect of Post Weld Heat Treatment on the Microstructure and Mechanical Properties of a Gas-tungsten-arc-welded 304 Stainless Steel. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* **2022**.
70. Steel and Iron-Based Alloys. *Thermo-Calc Software*.
71. Hsieh, C.-C.; Wu, W. Overview of Intermetallic Sigma (σ) Phase Precipitation in Stainless Steels. *ISRN Metallurgy* **2012**, *2012*, 1–16, doi:10.5402/2012/732471.
72. Padilha, A.F.; Rios, P.R. Decomposition of Austenite in Austenitic Stainless Steels. *ISIJ International* **2002**, *42*, 325–327, doi:10.2355/isijinternational.42.325.
73. Qiao, P.; Xie, J.; Jiang, Y.; Tang, P.; Liang, B.; Lu, Y.; Gong, J. Mechanical Properties of σ -Phase and Its Effect on the Mechanical Properties of Austenitic Stainless Steel. *Coatings* **2022**, *12*, 1917, doi:10.3390/coatings12121917.
74. Padilha, A.F.; Plaut, R.L.; Rios, P.R. 12 Stainless Steel Heat Treatment. **2006**.
75. Yen, Y.; Su, J.; Huang, D. Phase Equilibria of the Fe–Cr–Ni Ternary Systems and Interfacial Reactions in Fe–Cr Alloys with Ni Substrate. *Journal of Alloys and Compounds* **2008**, *457*, 270–278, doi:10.1016/j.jallcom.2007.03.053.
76. Davis, J.R. *Stainless Steels*; ASM International, 1994; ISBN 978-0-87170-503-7.
77. Liao, L.; Chumbley, S. Influence of Cooling Rate on the Ferrite Prediction Diagram of Duplex Stainless Steel Castings. *Metall Mater Trans A* **2019**, *50*, 2435–2442, doi:10.1007/s11661-019-05166-4.

78. Gigović-Gekić, A.; Avdušinović, H. Determination of Delta Ferrite in Austenitic Stainless Steels. *Mašinstvo* **2021**, *18*, 21–30, doi:10.62456/JMEM.2021.01.021.
79. Weiss, B.; Stickler, R. Phase Instabilities during High Temperature Exposure of 316 Austenitic Stainless Steel. *Metall Trans* **1972**, *3*, 851–866, doi:10.1007/bf02647659.
80. Wen-Tai, H.; and Honeycombe, R.W.K. Structure of Centrifugally Cast Austenitic Stainless Steels: Part 1 HK 40 as Cast and after Creep between 750 and 1000°C. *Materials Science and Technology* **1985**, *1*, 385–389, doi:10.1179/mst.1985.1.5.385.
81. From Nitrides to Carbides: Topotactic Synthesis of the η -Carbides Fe₃Mo₃C and Co₃Mo₃C. *Dalton Transactions* **2025**, *246*, 2463–2468, doi:10.1039/B404194A.
82. Padilha, A.F.; Schanz, G.; Anderko, K. Precipitation behavior of titanium stabilized austenitic steel 15% Cr-15% Ni-1% Mo-Ti-B (DIN Nr. 1.4970). **1982**, *105*, 77–92.
83. Kokawa, H.; Shimada, M.; Sato, Y.S. Grain-Boundary Structure and Precipitation in Sensitized Austenitic Stainless Steel. *JOM (Warrendale, Pa. : 1989)* **2000**, *52*, 34–37, doi:10.1007/s11837-000-0159-0.
84. Grot, A.S.; Spruiell, J.E. Microstructural Stability of Titanium-Modified Type 316 and Type 321 Stainless Steel. *Metall Trans A* **1975**, *6*, 2023–2030, doi:10.1007/BF03161827.
85. Thorvaldsson, T.; Dunlop, G.L. Effect of Stabilizing Additions on Precipitation Reactions in Austenitic Stainless Steel. *Metal Science* **1982**, *16*, 184–190, doi:10.1179/msc.1982.16.4.184.
86. Sims, C.T. *The Superalloys.: Edited by Chester T. Sims [and] William C. Hagel.*; Wiley-Interscience: New York, 1972;
87. Huang, X.; Wang, H.; Xue, W.; Xiang, S.; Huang, H.; Meng, L.; Ma, G.; Ullah, A.; Zhang, G. Study on Time-Temperature-Transformation Diagrams of Stainless Steel Using Machine-

- Learning Approach. *Computational Materials Science* **2020**, *171*, 109282, doi:10.1016/j.commatsci.2019.109282.
88. Padilha, A.F.; Dutra, J.C.; Randle, V. Interaction between Precipitation, Normal Grain Growth, and Secondary Recrystallisation in Austenitic Stainless Steel Containing Particles. *Materials Science and Technology* **1999**, *15*, 1009–1014, doi:10.1179/026708399101506850.
89. Li, S. Precipitation Behavior of the Super Austenitic Stainless Steel SANICRO® 35 and the Effect on Impact Toughness and Pitting Corrosion Resistance.
90. Padilha, A.F.; Plaut, R.L.; Rios, P.R. Annealing of Cold-Worked Austenitic Stainless Steels. *ISIJ International* **2003**, *43*, 135–143, doi:10.2355/isijinternational.43.135.
91. Padilha, A.F.; Escriba, D.M.; Materna-Morris, E.; Rieth, M.; Klimenkov, M. Precipitation in AISI 316L(N) during Creep Tests at 550 and 600°C up to 10 Years. *Journal of Nuclear Materials* **2007**, *362*, 132–138, doi:10.1016/j.jnucmat.2006.12.027.
92. Chu, H.-Y.; Shiue, R.-K.; Cheng, S.-Y. The Effect of Homogenization Heat Treatment on 316L Stainless Steel Cast Billet. *Materials* **2023**, *17*, 232, doi:10.3390/ma17010232.
93. Leibowitz, L.; Blomquist, R.A. Thermal Conductivity and Thermal Expansion of Stainless Steels D9 and HT9. *Int J Thermophys* **1988**, *9*, 873–883, doi:10.1007/BF00503252.
94. Sourmail, T. Precipitation in Creep Resistant Austenitic Stainless Steels. *Materials Science and Technology* **2001**, *17*, 1–14, doi:10.1179/026708301101508972.
95. Siciliano Junior, F.; Dutra, J.C.; Pimenta Junior, F.C.; Padilha, A.F. Abnormal grain growth in ferritic and austenitic stainless steels due to second phase dissolution. *Proceedings* **2001**.
96. Parvathavarthini, N.; Dayal, R.K. Time–Temperature–Sensitization Diagrams and Critical Cooling Rates of Different Nitrogen Containing Austenitic Stainless Steels. *Journal of Nuclear Materials* **2010**, *399*, 62–67, doi:10.1016/j.jnucmat.2010.01.003.

-
97. Bonagani, S.K.; Chandra, K.; Ravikanth, K.V.; Donthula, H.; Roychowdhury, S.; Kain, V. Sigma Phase Precipitation and Growth in Solution Annealed 321 Stainless Steel during Thermal Aging: Effects on Toughness & Intergranular Corrosion. *Materials Science and Engineering: A* **2023**, 888, 145763, doi:10.1016/j.msea.2023.145763.
98. Padilha, A.F.; Tavares, C.F.; Martorano, M.A. Delta Ferrite Formation in Austenitic Stainless Steel Castings. *MSF* **2012**, 730–732, 733–738, doi:10.4028/www.scientific.net/MSF.730-732.733.
99. Rosenberg, S.J.; Darr, J.H. Stabilization of Austenitic Stainless Steel. *J. RES. NATL. BUR. STAN.* **1948**, 40, 321, doi:10.6028/jres.040.024.
100. Gajjar, P.K.; Khatri, B.C.; Siddhpura, A.M.; Siddhpura, M.A. Sensitization and Desensitization (Healing) in Austenitic Stainless Steel: A Critical Review. *Trans Indian Inst Met* **2022**, 75, 1411–1427, doi:10.1007/s12666-021-02439-8.
101. Nishimura, R.; Katim, I.; Maeda, Y. Stress Corrosion Cracking of Sensitized Type 304 Stainless Steel in Hydrochloric Acid Solution—Predicting Time-to-Failure and Effect of Sensitizing Temperature. *Corrosion* **2001**, 57, 853–862, doi:10.5006/1.3290312.
102. ASM Handbook. 4D: Heat Treating of Irons and Steels / Volume Editors: Jon L. Dossett (FASM, Consultant), George E. Totten (FASM, Portland State University). In; Dossett, J.L., Totten, G.E., Eds.; ASM International: Materials Park, OH, 2014 ISBN 978-1-62708-066-8.
103. García, I.C.; Galindo, A.N.; Bello, J.F.A.; Leal, J.M.G.; Pedemonte, J.F.B. Characterisation of High Temperature Oxidation Phenomena during AISI 430 Stainless Steel Manufacturing under a Controlled H₂ Atmosphere for Bright Annealing. *Metals* **2021**, 11, 191, doi:10.3390/met11020191.

104. Lan, P.; Liu, H.; Zhang, J.; Lu, Y.; Zhang, L. Austenite Grain Growth in Tailored Cooling Rate Experiment Designed by Numerical Simulation for Peritectic Steel. *Journal of Materials Research and Technology* **2024**, *33*, 3405–3417, doi:10.1016/j.jmrt.2024.10.040.
105. Yang, Z.; Ezemenaka, D.; Monroe, C. Applying the Spacing Transform on Secondary Dendrite Arm Spacing Measurements of a Cast High-Strength Low-Alloy Steel. *Inter Metalcast* **2025**, *19*, 569–581, doi:10.1007/s40962-024-01328-2.
106. Kirkwood, D.H. A Simple Model for Dendrite Arm Coarsening during Solidification. *Materials Science and Engineering* **1985**, *73*, L1–L4, doi:10.1016/0025-5416(85)90319-2.
107. Bi, G.; Guan, Y.; Chen, X.; Tan, W.; Huang, W.; Gao, Y.; Wang, M. Evaluation of Uncertainty in Determining Average Grain Size by ASTM E112 Standard. *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng.* **2020**, *733*, 012045, doi:10.1088/1757-899X/733/1/012045.
108. da Penha Gomes, I.; Barros, A.; Brollo, G.L.; da Silva, C.A.P.; Cheung, N.; Zoqui, E.J. The Effects of Cooling Rate on Microstructure Formation during Solidification of 319 Alloy. *Inter Metalcast* **2024**, *18*, 2079–2091, doi:10.1007/s40962-023-01145-z.
109. Sear, R.P. Nucleation: Theory and Applications to Protein Solutions and Colloidal Suspensions. *J. Phys.: Condens. Matter* **2007**, *19*, 033101, doi:10.1088/0953-8984/19/3/033101.
110. Chinh, N.Q.; Olasz, D.; Ahmed, A.Q.; Sáfrán, G.; Lendvai, J.; Langdon, T.G. Modification of the Hall-Petch Relationship for Submicron-Grained Fcc Metals. *Materials Science and Engineering: A* **2023**, *862*, 144419, doi:10.1016/j.msea.2022.144419.
111. Cunat, P.-J. Alloying Elements in Stainless Steel and Other Chromium-Containing Alloys. **2004**.

112. Hall, E.L.; Briant, C.L. Chromium Depletion in the Vicinity of Carbides in Sensitized Austenitic Stainless Steels. *Metall Trans A* **1984**, *15*, 793–811, doi:10.1007/BF02644554.
113. Di Schino, A.; Barteri, M.; Kenny, J.M. Effects of Grain Size on the Properties of a Low Nickel Austenitic Stainless Steel. *Journal of Materials Science* **2003**, *38*, 4725–4733, doi:10.1023/A:1027470917858.
114. Rehder, J.E. Ancient Carburization of Iron to Steel. *Archeomaterials* **1989**, *3*, 27–37.
115. Zhao, Y.; Cao, Y.; Wen, W.; Lu, Z.; Zhang, J.; Liu, Y.; Chen, P. Effects of Mn Content on Austenite Stability and Mechanical Properties of Low Ni Alumina-Forming Austenitic Heat-Resistant Steel: A First-Principles Study. *Sci Rep* **2023**, *13*, 5769, doi:10.1038/s41598-023-32968-9.
116. Song, Y.; Zhang, H.; Ren, L. A Review of Research on MnS Inclusions in High-quality Steel. *Engineering Reports* **2024**, *6*, e12892, doi:10.1002/eng2.12892.
117. Murayama, M.; Hono, K.; Hirukawa, H.; Ohmura, T.; Matsuoka, S. The Combined Effect of Molybdenum and Nitrogen on the Fatigued Microstructure of 316 Type Austenitic Stainless Steel. *Scripta Materialia* **1999**, *41*, 467–473, doi:10.1016/S1359-6462(99)00194-3.
118. Ha, H.-Y.; Lee, T.-H.; Bae, J.-H.; Chun, D.W. Molybdenum Effects on Pitting Corrosion Resistance of FeCrMnMoNC Austenitic Stainless Steels. *Metals* **2018**, *8*, 653, doi:10.3390/met8080653.
119. Dou, G.; Guo, H.; Guo, J.; Li, S.; Yan, Y.; Wang, Z. Investigation of Deoxidation of High-Silicon Austenitic Sulfuric Acid-Resistant Stainless Steel. *Front. Mater.* **2022**, *9*, doi:10.3389/fmats.2022.937288.

120. Jeong, T.S.; Cho, J.H.; Heo, J.H.; Park, J.H. Desulfurization Behavior of Si-Killed 316L Stainless Steel Melt by CaO-SiO₂-CaF₂-Al₂O₃-MgO Slag. *Journal of Materials Research and Technology* **2022**, *18*, 2250–2260, doi:10.1016/j.jmrt.2022.03.048.
121. Lu, C.; Yi, H.; Chen, M.; Xu, Y.; Wang, M.; Hao, X.; Liang, T.; Ma, Y. Effects of Si on the Stress Rupture Life and Microstructure of a Novel Austenitic Stainless Steel. *Journal of Materials Research and Technology* **2023**, *25*, 3408–3424, doi:10.1016/j.jmrt.2023.06.131.
122. Li, J.; Liu, H.; Huang, P. Effects of Pre-Precipitation of Cr₂N on Microstructures and Properties of High Nitrogen Stainless Steel. *J. Cent. South Univ. Technol.* **2012**, *19*, 1189–1195, doi:10.1007/s11771-012-1127-x.
123. Li, H.; Jiang, Z.; Zhang, Z.; Cao, Y.; Yang, Y. Intergranular Corrosion Behavior of High Nitrogen Austenitic Stainless Steel. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials* **2009**, *16*, 654–660, doi:10.1016/S1674-4799(10)60008-8.
124. Simmons, W. Effect of Nitride (Cr₂N) Precipitation on the Mechanical, Corrosion, and Wear Properties of Austenitic Stainless Steel. **1996**, *36*.
125. Rodrigues, C.A.D.; Bandeira, R.M.; Duarte, B.B.; Tremiliosi-Filho, G.; Jorge, A.M. Effect of Phosphorus Content on the Mechanical, Microstructure and Corrosion Properties of Supermartensitic Stainless Steel. *Materials Science and Engineering: A* **2016**, *650*, 75–83, doi:10.1016/j.msea.2015.10.013.
126. Li, L. The Effects of Phosphorus and Sulfur on Susceptibility to Weld Hot Cracking in Austenitic Stainless Steels. *Supplement to the welding journal* **1999**.
127. Brnic, J.; Turkalj, G.; Canadija, M.; Krscanski, S.; Brcic, M.; Lanc, D. Deformation Behaviour and Material Properties of Austenitic Heat-Resistant Steel X15CrNiSi25-20 Subjected to High Temperatures and Creep. *Materials & Design* **2015**, *69*, 219–229, doi:10.1016/j.matdes.2014.12.062.

-
128. Paúl, A.; Sánchez, R.; Montes, O.M.; Odriozola, J.A. The Role of Silicon in the Reactive-Elements Effect on the Oxidation of Conventional Austenitic Stainless Steel. *Oxid Met* **2007**, *67*, 87–105, doi:10.1007/s11085-006-9046-6.
129. El-Sayed, M.A. Effect of the Mould Rotational Speed on the Quality of Centrifugal Castings.
130. Chirita, G.; Stefanescu ,I.; Barbosa ,J.; Puga ,H.; Soares ,D.; and Silva, F.S. On Assessment of Processing Variables in Vertical Centrifugal Casting Technique. *International Journal of Cast Metals Research* **2009**, *22*, 382–389, doi:10.1179/174313309X380422.
131. Wang, X.; Chen, R.; Wang, Q.; Wang, S.; Li, Y.; Xia, Y.; Zhou, G.; Li, G.; Qu, Y. Influence of Rotation Speed and Filling Time on Centrifugal Casting Through Numerical Simulation. *Inter Metalcast* **2023**, *17*, 1326–1339, doi:10.1007/s40962-022-00841-6.
132. Budić, I. Posebni ljevački postupci II. dio. || **2009**.
133. Mohapatra, S.; Sarangi, H.; Mohanty, U.K. Effect of Processing Factors on the Characteristics of Centrifugal Casting. *Manufacturing Rev.* **2020**, *7*, 26, doi:10.1051/mfreview/2020024.
134. Irfa'i, M.A.; Ganda, A.N.F. The Effect of Pouring Temperature on the Tensile Strength and Micro Structure of Al Alloys by Centrifugal Casting. *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng.* **2021**, *1098*, 062101, doi:10.1088/1757-899X/1098/6/062101.
135. Murugesan, R.; Reddy, P.R.; Pabolu, R.; Ravinder, M.V. Study of Shaped Castings Using Vertical Centrifugal Casting Method. *AIP Conference Proceedings* **2022**, *2460*, 060006, doi:10.1063/5.0096525.
136. Ndaliman, M.B.; Pius, A.P. Behavior of Aluminum Alloy Castings under Different Pouring Temperatures and Speeds. **2007**.

137. Hamasaiid, A.; Dargusch, M.S.; Davidson, C.J.; Tovar, S.; Loulou, T.; Rezaï-Aria, F.; Dour, G. Effect of Mold Coating Materials and Thickness on Heat Transfer in Permanent Mold Casting of Aluminum Alloys. *Metall Mater Trans A* **2007**, *38*, 1303–1316, doi:10.1007/s11661-007-9145-2.
138. Changyun, L.; Shiping, W.; Jingjie, G.; Yanqing, S.; Weisheng, B.; Hengzhi, F. Model Experiment of Mold Filling Process in Vertical Centrifugal Casting. *Journal of Materials Processing Technology* **2006**, *176*, 268–272, doi:10.1016/j.jmatprotec.2006.04.004.
139. Chen, Z.; Li, Y.; Zhao, F.; Li, S.; Zhang, J. Progress in Numerical Simulation of Casting Process. *Measurement and Control* **2022**, doi:10.1177/00202940221102656.
140. Frehner, M.; Schmalholz, S.M.; Saenger, E.H.; Steeb, H. Comparison of Finite Difference and Finite Element Methods for Simulating Two-Dimensional Scattering of Elastic Waves. *Physics of the Earth and Planetary Interiors* **2008**, *171*, 112–121, doi:10.1016/j.pepi.2008.07.003.
141. Allahyari, M.; Esfahanian, V.; Yousefi, K. The Effects of Grid Accuracy on Flow Simulations: A Numerical Assessment. *Fluids* **2020**, *5*, 110, doi:10.3390/fluids5030110.
142. Rao, K.R.; Nehrbass, J.; Lee, R. Discretization Errors in Finite Methods: Issues and Possible Solutions. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering* **1999**, *169*, 219–236, doi:10.1016/S0045-7825(98)00155-8.
143. Trovant, M.; Argyropoulos, S. Finding Boundary Conditions: A Coupling Strategy for the Modeling of Metal Casting Processes: Part II. Numerical Study and Analysis. *Metall Mater Trans B* **2000**, *31*, 87–96, doi:10.1007/s11663-000-0133-9.
144. Group, E.S.I. ProCAST | Casting Simulation Software Available online: <https://www.esi-group.com/products/procast> (accessed on 12 June 2025).

145. Lu, S.-L.; Xiao, F.-R.; Zhang, S.-J.; Mao, Y.-W.; Liao, B. Simulation Study on the Centrifugal Casting Wet-Type Cylinder Liner Based on ProCAST. *Applied Thermal Engineering* **2014**, *73*, 512–521, doi:10.1016/j.applthermaleng.2014.07.073.
146. ProCAST 2020.0 - User Guide (Visual-Mesh Cast 16.0 User's Guide) | myESI Available online: https://myesi.esi-group.com/downloads/software-documentation/procast-2020.0-user-guide-visual-mesh-cast-16.0-users-guide-online-online-online-online-online?utm_source=chatgpt.com (accessed on 12 June 2025).
147. Xue, X.; Yu, X.-N.; Zhou, D.-Y.; Wang, X.; Zhou, Z.-B.; Wang, F.-Y. Computational Experiments: Past, Present and Future.
148. Hannel, S.L.; Cuevas, J. A Study on Science Achievement and Motivation Using Computer-Based Simulations Compared to Traditional Hands-on Manipulation. *ger* **2018**, *15*, doi:10.20429/ger.2018.15103.
149. Renken, M.D.; Nunez, N. Computer Simulations and Clear Observations Do Not Guarantee Conceptual Understanding. *Learning and Instruction* **2013**, *23*, 10–23, doi:10.1016/j.learninstruc.2012.08.006.
150. Gaskell, D.R.; Laughlin, D.E. *Introduction to the Thermodynamics of Materials*; 7th ed.; CRC Press: Boca Raton, 2024; ISBN 978-1-00-337538-8.
151. Narender, K.; Rao, A.S.M.; Rao, K.G.K.; Krishna, N.G. Temperature Dependence of Density and Thermal Expansion of Wrought Aluminum Alloys 7041, 7075 and 7095 by Gamma Ray Attenuation Method. **2013**, *2013*, doi:10.4236/jmp.2013.43045.
152. Velikov, A.; Georgiev, I.; Krastev, B.; Petrov, K. Theoretical and Experimental Research on Centrifugal Casting of Short and Long Castings. *Engineering Proceedings* **2025**, *100*, doi:10.3390/engproc2025100058.

153. Fractional Factorial Experiments. In *Design and Analysis of Experiments*; Dean, A., Voss, D., Eds.; Springer: New York, NY, 1999; pp. 483–545 ISBN 978-0-387-22634-7.
154. Montgomery, D.C.; Loredó ,Elvira N.; Jearkpaporn ,Duangporn; and Testik, M.C. Experimental Designs for Constrained Regions. *Quality Engineering* **2002**, *14*, 587–601, doi:10.1081/QEN-120003561.
155. Szpisják-Gulyás, N.; Al-Tayawi, A.N.; Horváth, Z.H.; László, Z.; Kertész, S.; Hodúr, C. Methods for Experimental Design, Central Composite Design and the Box–Behnken Design, to Optimise Operational Parameters: A Review. **2023**, doi:10.1556/066.2023.00235.
156. Sibanda, W.; Pretorius, P. Comparative Study of the Application of Central Composite Face-Centred (CCF) and Box–Behnken Designs (BBD) to Study the Effect of Demographic Characteristics on HIV Risk in South Africa. *Netw Model Anal Health Inform Bioinforma* **2013**, *2*, 137–146, doi:10.1007/s13721-013-0032-z.
157. Easton, M.A.; StJohn, D.H. Improved Prediction of the Grain Size of Aluminum Alloys That Includes the Effect of Cooling Rate. *Materials Science and Engineering: A* **2008**, *486*, 8–13, doi:10.1016/j.msea.2007.11.009.
158. Bramann, H.; Olofsson, J.; Sturm, J.C. Probabilistic Property Modeling for Reliable Casting Design and Production. *Inter Metalcast* **2025**, *19*, 1212–1227, doi:10.1007/s40962-024-01535-x.
159. Domeij, B.; Belov, I.; Fourlakidis, V.; Dioszegi, A. Implementation and Validation of Casting Simulation Methodology for Diagnostics of Lamellar Graphite Iron. *Inter Metalcast* **2023**, *17*, 1507–1517, doi:10.1007/s40962-022-00892-9.
160. Ukrainczyk, M. Planiranje pokusa u industriji Design of Experiments in Industry. *Biotechnology and Nutrition* **2010**.

-
161. Verykokou, S.; Ioannidis, C. An Overview on Image-Based and Scanner-Based 3D Modeling Technologies. *Sensors* **2023**, *23*, doi:10.3390/s23020596.
162. Onyia, T.M.; Olarinoye, I.A.A.; Jimoh, S.A. Advancements and Challenges in 3D Scanning: A Comprehensive Review of Engineering Applications. *African Journal of Advances in Science and Technology Research* **2025**, *18*, 191–206, doi:10.62154/ajastr.2025.018.010640.
163. Rautioaho, A.; Pauna, H.; Visuri, V.-V.; Huttula, M.; Fabritius, T. Electric Steelmaking Process Monitoring with Optical Emission Spectroscopy – An in-Depth Review. *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng.* **2024**, *1309*, 012001, doi:10.1088/1757-899X/1309/1/012001.
164. Rossi, A.; Elsener, B.; Hahner, G.; Textor, M.; Spencer, N.D. XPS, AES and ToF-SIMS Investigation of Surface Films and the Role of Inclusions on Pitting Corrosion in Austenitic Stainless Steels. *Surf. Interface Anal.* **2000**, *29*, 460–467.
165. Weiss, Z. Depth-Resolved Elemental Analysis by Glow Discharge Emission Spectroscopy: Practical Aspects—A Review. *Metals* **2025**, *15*, 768, doi:10.3390/met15070768.
166. Pauna, H.; Aula, M.; Willms, T.; Echterhof, T.; Huttula, M.; Fabritius, T. Optical Emission Spectroscopy as a Method to Improve the Process Automation of Electric Arc Furnaces and Ladle Furnaces. *IFAC-PapersOnLine* **2022**, *55*, 78–83, doi:10.1016/j.ifacol.2022.04.173.
167. Aditya, D.M.; Ardy, H.; Lantang, Y.S.F.; Afrianti, Y.S.; Ilimi, N.F.F.; Pasaribu, U.S. The Study of Sigma and Carbide in Cast Austenitic Stainless-Steel Grade HH after 24 Years of High-Temperature Service. *Heliyon* **2023**, *9*, e14109, doi:10.1016/j.heliyon.2023.e14109.
168. Cho, I.-S.; Savelyev, K.D.; Golod, V.M. Development of Thermophysical Calculator for Stainless Steel Casting Alloys by Using CALPHAD Approach. *China Foundry* **2017**, *14*, 353–358, doi:10.1007/s41230-017-7144-5.

169. Modelling Microstructure in Casting of Steel via CALPHAD-Based ICME Approach Available online: https://www.mdpi.com/2674-063X/2/4/21?utm_source=chatgpt.com (accessed on 21 August 2025).
170. ThermoCalc Application for the Assessment of Binary Alloys Non-Equilibrium Solidification. *Archives of Foundry Engineering* **2017**, *17*, 163–168, doi:10.1515/afe-2017-0030.
171. Aktaş Çelik, G.; Atapek, Ş.H.; Polat, Ş.; Haidemenopoulos, G.N. CALPHAD-Based Modeling and Experimental Validation of Silicon Effect on the Solidification Behavior of Novel SiNb Cast Irons. *Metall Mater Trans A* **2024**, *55*, 2445–2458, doi:10.1007/s11661-024-07409-5.
172. Liu, Z.; Sun, W. Enhancing Classical Scheil–Gulliver Model Calculations by Predicting Generated Phases and Corresponding Compositions through Machine Learning Techniques. *Additive Manufacturing* **2024**, *95*, 104516, doi:10.1016/j.addma.2024.104516.
173. Kattner, U.R. The Thermodynamic Modeling of Multicomponent Phase Equilibria. *JOM* **1997**, *49*, 14–19, doi:10.1007/s11837-997-0024-5.
174. Ohtani, H.; Ishida, K. Application of the CALPHAD Method to Material Design. *Thermochimica Acta* **1998**, *314*, 69–77, doi:10.1016/S0040-6031(97)00457-7.
175. Homa, M.; Sobczak, N.; Hodor, K.; Gezgin, S. Simultaneous Differential Thermal Analysis and Thermogravimetric Analysis of Si-30B Alloy. *J. of Materi Eng and Perform* **2020**, *29*, 7073–7079, doi:10.1007/s11665-020-05157-2.
176. Boettinger, W.J.; Kattner, U.R.; Perepezko, J.H. DTA and Heat-Flux DSC Measurements of Alloy Melting and Freezing.

-
177. Pooley, L.I.; Abu-Bakar, A.S.; Cran, M.J.; Wadhvani, R.; Moinuddin, K.A.M. Measurements of Specific Heat Capacity of Common Building Materials at Elevated Temperatures: A Comparison of DSC and HDA. *J Therm Anal Calorim* **2020**, *141*, 1279–1289, doi:10.1007/s10973-019-09124-5.
178. Bianchini, G.; Barucci, M.; Rosso, T.D.; Pasca, E.; Ventura, G. Interferometric Dilatometer for Thermal Expansion Coefficient Determination in the 4–300 K Range. *Meas. Sci. Technol.* **2006**, *17*, 689–694, doi:10.1088/0957-0233/17/4/013.
179. Barron, T.H.K.; White, G.K. *Heat Capacity and Thermal Expansion at Low Temperatures*; Springer US: Boston, MA, 1999; ISBN 978-1-4613-7126-7.
180. Thermal Expansion of Solids and Liquids | Physics Available online: <https://courses.lumenlearning.com/suny-physics/chapter/13-2-thermal-expansion-of-solids-and-liquids/> (accessed on 20 March 2026).
181. Flipon, B.; Grand, V.; Murgas, B.; Gaillac, A.; Nicolaÿ, A.; Bozzolo, N.; Bernacki, M. Grain Size Characterization in Metallic Alloys Using Different Microscopy and Post-Processing Techniques. *Materials Characterization* **2021**, *174*, 110977, doi:10.1016/j.matchar.2021.110977.
182. Mertz, J. *Introduction to Optical Microscopy*; Cambridge University Press, 2019; ISBN 978-1-108-42830-9.
183. What Is Rayleigh Criterion for Microscope Resolution 2021.
184. Křivánková, L.; Chotěborský, R.; Černilová, B.; Linda, M. Analysis of Grain Size and Distribution in Fe-B-C Alloy Using Optical Microscopy and Image Analysis. *Materials* **2025**, *18*, 596, doi:10.3390/ma18030596.

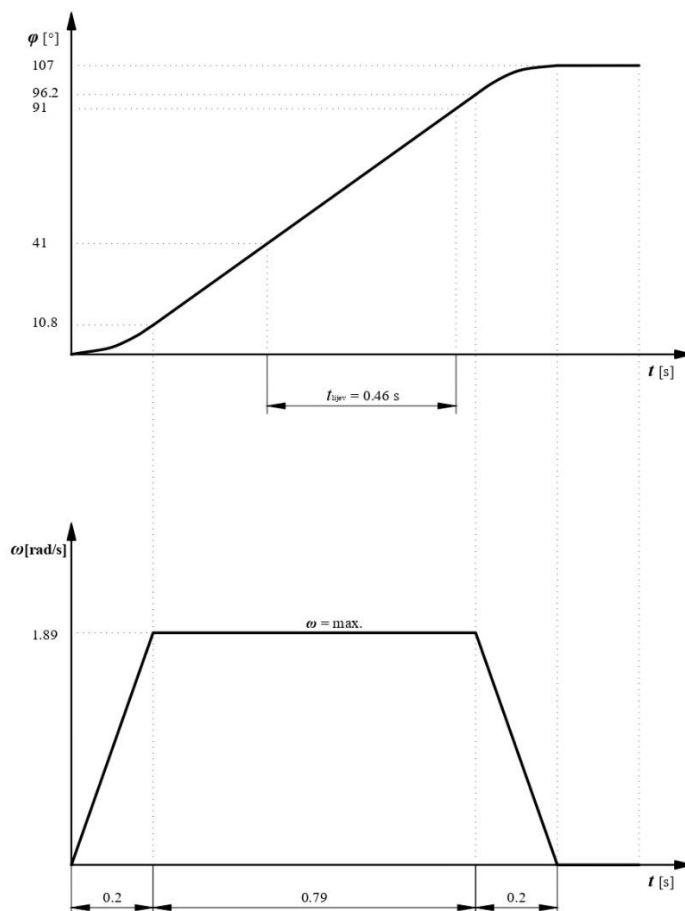
185. Oliveira Da Vera, N.; Holanda Pessoa Pio, I.; Da Barbosa Da Luz, F.; De Sá Brandim, A.; Carvalho Leite, R. Procedures for Preparing Metallic Specimens for Submission to Optical Microscopy. *CONJ* **2022**, *22*, 93–109, doi:10.53660/CONJ-934-K05.
186. Thieme, C.; Selle, S.; Rüssel, C. Microstructure in Fused Cast AZS Refractories—an SEM and TEM Study. *J Mater Sci* **2025**, *60*, 12967–12979, doi:10.1007/s10853-025-11119-7.
187. Ivanova, T.; Kořenek, M.; Mashlan, M.; Fryšák, M. Investigation of Surface Oxidation of Cast Austenitic 304 Stainless Steel at High Temperatures. *Metals* **2025**, *15*, 748, doi:10.3390/met15070748.
188. Flower, H.M.; Lindley, T.C. Electron Backscattering Diffraction Study of Acicular Ferrite, Bainite, and Martensite Steel Microstructures. *Materials Science and Technology* **2000**, *16*, 26–40, doi:10.1179/026708300773002636.
189. Pintaude, G. Hardness as an Indicator of Material Strength: A Critical Review. *Critical Reviews in Solid State and Materials Sciences* **2023**, *48*, 623–641, doi:10.1080/10408436.2022.2085659.
190. El-Sherbiny, M.; Hegazy, R.; Ibrahim, M.; Abuelezz, A. The Influence of Geometrical Tolerances of Vickers Indenter on the Accuracy of Measured Hardness. *International Journal of Metrology and Quality Engineering* **2012**, doi:10.1051/ijmqe/2012009.
191. Hosford, W.F. Mechanical Behavior of Materials, Second edition.
192. Withers, P.J.; Bhadeshia, H.K.D.H. Residual Stress. Part 1 – Measurement Techniques. *Materials Science and Technology* **2001**, *17*, 355–365, doi:10.1179/026708301101509980.
193. Ahmed, R.; Fitzpatrick, M.E.; Faisal, N.H. A Comparison of Neutron Diffraction and Hole-Drilling Residual Strain Measurements in Thermally Sprayed Coatings. *Surface and Coatings Technology* **2012**, doi:10.1016/j.surfcoat.2012.04.018.

-
194. Tanaka, K. The $\text{Cos}\alpha$ Method for X-Ray Residual Stress Measurement Using Two-Dimensional Detector. *Mechanical Engineering Reviews* **2019**, *6*, 18-00378-18-00378, doi:10.1299/mer.18-00378.
195. Warren, B.E. *X-Ray Diffraction*; Courier Corporation, 1990; ISBN 978-0-486-66317-3.
196. Measurement of Residual Stresses by the Hole-Drilling* Strain Gage Method Micro - Measurement.
197. Schajer, G.S. Advances in Hole-Drilling Residual Stress Measurements. *Exp Mech* **2010**, *50*, 159–168, doi:10.1007/s11340-009-9228-7.
198. Monier, R.; Thumerel, F.; Chapuis, J.; Soulié, F.; Bordreuil, C. Liquid Metals Surface Temperature Fields Measurements with a Two-Colour Pyrometer. *Measurement* **2017**, *101*, 72–80, doi:10.1016/j.measurement.2016.12.031.
199. Dai, R.; Cohen, A.; Stoll, T.; Wudy, K.; Kizel, F. Temperature Measurement in Laser–Metal Processing Using Optical Sensing: Radiometric Calibration and Validation of a Multispectral Camera. *Measurement* **2025**, *242*, 115896, doi:10.1016/j.measurement.2024.115896.
200. Pyrometer Application Solutions - Foundry - Centrifugal Casting | Keller Pyrometer Systems Available online: <https://www.pyrometer.com/application-solutions/> (accessed on 10 April 2026).
201. Bohacek, J.; Kharicha, A.; Ludwig, A.; Wu, M.; Karimi-Sibaki, E. Heat Transfer Coefficient at Cast-Mold Interface During Centrifugal Casting: Calculation of Air Gap. *Metall Mater Trans B* **2018**, *49*, 1421–1433, doi:10.1007/s11663-018-1220-0.
202. Štok, K.T. The Path to more Efficient Construction: Mathematical Model for Cost Estimation in High-Rise Construction.

203. Kim, H.S.; Kobayashi, Y.; Tsukamoto, S.; Nagai, K. Effect of Cooling Rate on Microstructure Evolution of Rapidly Cooled High-Impurity Steels. *Materials Science and Engineering: A* **2005**, *403*, 311–317, doi:10.1016/j.msea.2005.05.049.
204. Liu, Q.; Jin, Y.; Bian, Q.; Yang, H.; Zhang, T.; Li, J.; Wang, J. Influence of the Solidification Rate on the Microstructure and Mechanical Properties of Rapidly Solidified Al-Mg-Si Alloy. *Journal of Materials Research and Technology* **2025**, *39*, 692–702, doi:10.1016/j.jmrt.2025.09.151.
205. Yin, X.; Yang, Y.; Li, D.; Sun, Y.; Deng, X.; Barati, M.; McLean, A. Inclusion Characteristics of Stainless Steel Castings. *Ironmaking & Steelmaking* **2017**, *44*, 140–151, doi:10.1080/03019233.2016.1167309.
206. Upadhyay, M.V.; Slama, M.B.H.; Gaudez, S.; Mohanan, N.; Yedra, L.; Hallais, S.; Héripéré, E.; Tanguy, A. Non-Oxide Precipitates in Additively Manufactured Austenitic Stainless Steel. *Sci Rep* **2021**, *11*, 10393, doi:10.1038/s41598-021-89873-2.
207. Zhang, L.Y.; Jiang, Y.H.; Ma, Z.; Shan, S.F.; Jia, Y.Z.; Fan, C.Z.; Wang, W.K. Effect of Cooling Rate on Solidified Microstructure and Mechanical Properties of Aluminium-A356 Alloy. *Journal of Materials Processing Technology* **2008**, *207*, 107–111, doi:10.1016/j.jmatprotec.2007.12.059.
208. Sarmast, A.; Schubnell, J.; Preußner, J.; Hinterstein, M.; Carl, E. Residual Stress Analysis in Industrial Parts: A Comprehensive Comparison of XRD Methods. *J Mater Sci* **2023**, *58*, 16905–16929, doi:10.1007/s10853-023-09069-z.
209. Camporredondo, G.; Barber, R.; Legrand, M.; Muñoz, L. A Kinematic Controller for Liquid Pouring between Vessels Modelled with Smoothed Particle Hydrodynamics. *Applied Sciences* **2019**, *9*, 5007, doi:10.3390/app9235007.

PRILOZI

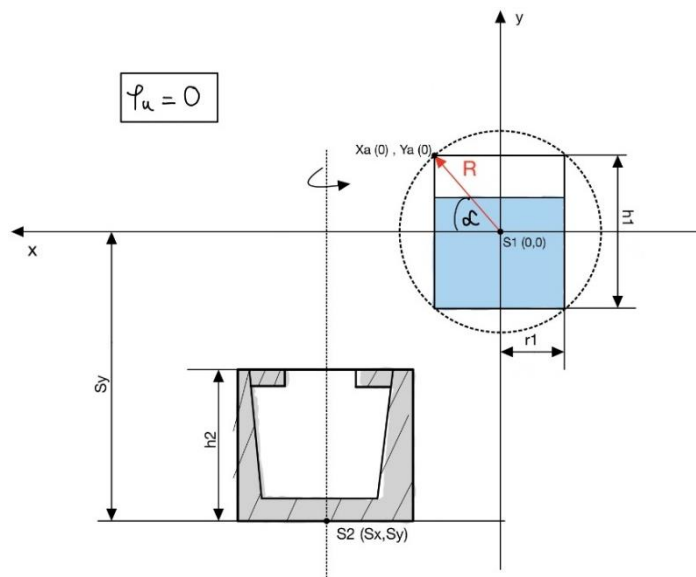
Prilog 1. Dijagram operativnog radnog režima zakretanja lonca



Dijagram prikazuje operativni radni režim zakretanja lonca vertikalnog centrifugalnog stroja, koji se odvija kroz tri faze kako bi se osigurala precizna kontrola položaja i brzine. Nakon pokretanja, zakretni mehanizam postiže maksimalnu kutnu brzinu od 1,89 rad/s u vrlo kratkom vremenskom intervalu od 0,2 s, pri čemu lonac pređe kut od 10,8°. Potom slijedi faza linearog zakretanja pri konstantnoj kutnoj brzini, tijekom koje lonac doseže kut od 96,2°. U završnoj fazi mehanizam usporava, a lonac se zaustavlja na konačnom radnom kutu od 107°, koji je ograničen graničnikom kako bi se spriječilo mehaničko oštećenje. Temeljem ovog režima izračunato je vrijeme lijevanja taline od 0,46 s.

Prilog 2. Analitički izračun brzine taline pri ulasku u kokilu

U analizi procesa centrifugalnog lijevanja, bitno je razumjeti dinamiku kretanja taline od trenutka njenog napuštanja lonca do ulaska u kokilu. Sljedeći analitički proračun određuje brzinu taline na ulasku u kokilu, uz pretpostavku stacionarnog strujanja bez utjecaja viskoznih sila te modeliranja lonca kao beskonačno velikog spremnika s promjenjivom visinom slobodne površine, uzimajući u obzir geometriju sustava, kinematiku zakretanja lonca i utjecaj gravitacije kako bi se osiguralo kontrolirano strujanje bez neželjenih pojava poput Coanda efekta. Model polazi od definiranja početnog položaja izlaznog otvora te prati putanju čestice taline kroz slobodni pad do točke lijevanja, uz derivaciju konačnog izraza za brzinu koja uključuje i brzinu tečenja kroz otvor lonca. Slika 0.1 prikazuje lonac u početnom stanju gdje je kut zakretanja ($\varphi_u = 0$).



Slika 0.1 Lonac u početnom stanju (stanje prije lijevanja)

Početni položaj točke A (izlazni otvor na loncu) definiran je u odnosu na središte lonca (S) (1):

$$x_A(0) = r_1 ; y_A(0) = \frac{h_1}{2} \quad (1)$$

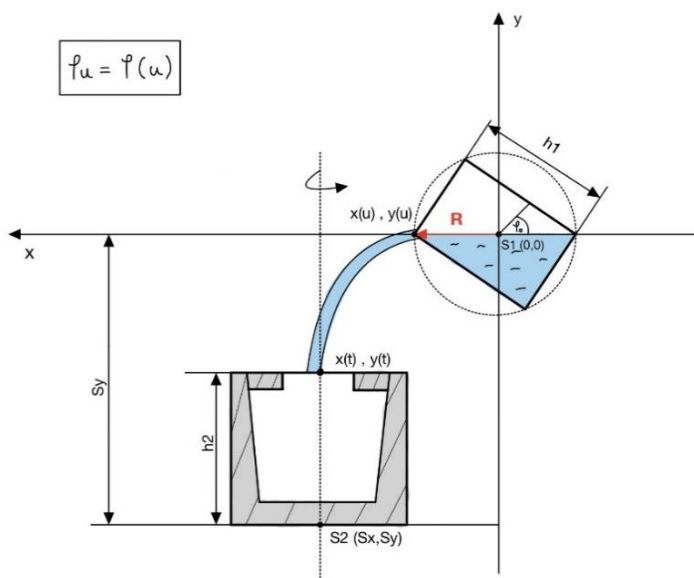
Udaljenost radijusa (R) od središta rotacije do otvora A iznosi (2):

$$R = \sqrt{r_1^2 + \left(\frac{h_1}{2}\right)^2} \quad (2)$$

Početni kut α između R i vertikalne osi y određen je iz relacija (3):

$$x_A(0) = R \sin \alpha ; y_A(0) = R \cos \alpha \quad (3)$$

Sljedeća slika prikazuje lonac u zakretnom položaju tijekom izlivanja, pri čemu se kut zakretanja φ_u mijenja s položajem u ($\varphi_u = \varphi(u)$).



Slika 0.2 Lonac u zakretnom položaju (početak lijevanja)

Nakon što se kokila zaokrene za kut φ_u , koordinate točke A postaju (4):

$$x_A(u) = R \cos(\alpha - \varphi_u) ; y_A(u) = R \sin(\alpha - \varphi_u) \quad (4)$$

Nakon napuštanja lonca, talina se kreće po putanji kosog hitca. Njezin položaj u vremenu (t) opisuju sljedeće jednačbe (5):

$$\begin{cases} x(t) = x_A(u) + v_{0x}t \\ y(t) = y_A(u) - \frac{1}{2}gt^2 \end{cases} \quad (5)$$

Talina da dođe do ulaza u kokilu prevaljuje put $H = S_y - h_2$ te u ovisnosti o vremenu izraz je sljedeći (6):

$$y(t) = H \quad (6)$$

Uvrsti li se jednažba (6) u jednažbu (5) dobije se (7):

$$H = R \sin(\alpha - \varphi_u) - \frac{1}{2}gt^2 \quad (7)$$

Iz ove jednažbe definirano je vrijeme pada od ruba lonca do ulaska u kokilu (8):

$$t = \sqrt{\frac{2}{g}(R \sin(\alpha - \varphi_u) - H)} \quad (8)$$

Derivacijom jednažbe (5) sa $\frac{d}{dt}$ dobivene su komponente brzine (9):

$$\begin{cases} x'(t) = v_{0x} \\ y'(t) = -gt \end{cases} \quad (9)$$

Brzina pri trenutku ulaska taline u kokilu (10):

$$v = \sqrt{v_{0x}^2 + g^2t^2} \quad (10)$$

Uvrštavanjem (t) iz jednažbe (8) u jednažbu (10) dobiva se konačni izraz za brzinu lijevanja (11):

$$v = \sqrt{v_{0x}^2 + 2g(R \sin(\alpha - \varphi_u) - H)} \quad (11)$$

Početna brzina v_{0x} jednaka je brzini tečenja v_q kroz otvor na loncu. Ova brzina mora biti dovoljno velika kako bi se spriječio Coanda efekt – pojava prijanjanja mlaza tekućine na vanjsku stijenku posude usljed razlike tlaka izazvane zakrivljenošću površine. Pri niskim brzinama, površinska napetost i adhezijske sile prevladavaju nad inercijom tekućine, uzrokujući turbulentno strujanje koje prati konturu lonca umjesto da formira slobodan mlaz. Brzina tečenja računa se prema formuli (12) [209]:

$$v_{0x} = v_q = \frac{2}{3}C_d\sqrt{2gh_q} \quad (12)$$

Gdje koeficijent C_d (uzima u obzir gubitke zbog trenja i kontrakciju mlaza) iznosi (13):

$$C_d \approx 0,6 \quad (13)$$

Prilog 3. Modeli odziva dobiveni ANOVA analizom u programu Design Expert

Tablica 0.1 ANOVA model za vrijeme do dostizanja T_s (gornja zona)

Izvor varijacije	Suma kvadrata odstupanja	Broj stupnjeva slobode	Srednji kvadrat odstupanja	F-vrijednost	P-vrijednost	Značajnost
Model	9.32	4	2.33	401.12	< 0.0001	značajan
A – broj okretaja kokile	0.0010	1	0.0010	0.1722	0.6870	
B – temperatura lijevanja	7.92	1	7.92	1363.73	< 0.0001	
C – temperatura predgrijavanja kokile	1.30	1	1.30	223.13	< 0.0001	
BC	0.1013	1	0.1013	17.43	0.0019	
Ostatak	0.0581	10	0.0058			
Ukupno	9.38	14				

Tablica 0.2 ANOVA model za vrijeme do dostizanja T_s (srednja zona)

Izvor varijacije	Suma kvadrata odstupanja	Broj stupnjeva slobode	Srednji kvadrat odstupanja	F-vrijednost	P-vrijednost	Značajnost
Model	59.41	4	14.85	403.86	< 0.0001	značajan
A – broj okretaja kokile	0.0090	1	0.0090	0.2447	0.6315	
B – temperatura lijevanja	47.52	1	47.52	1292.29	< 0.0001	
C – temperatura predgrijavanja kokile	11.66	1	11.66	317.17	< 0.0001	
BC	0.2113	1	0.2113	5.74	0.0375	
Ostatak	0.3678	10	0.0368			
Ukupno	59.78	14				

Tablica 0.3 ANOVA model za vrijeme do dostizanja T_s (donja zona)

Izvor varijacije	Suma kvadrata odstupanja	Broj stupnjeva slobode	Srednji kvadrat odstupanja	F-vrijednost	P-vrijednost	Značajnost
Model	25.30	4	6.32	779.95	< 0.0001	značajan
A – broj okretaja kokile	0.0090	1	0.0090	1.11	0.3169	
B – temperatura lijevanja	22.20	1	22.20	2738.05	< 0.0001	
C – temperatura predgrijavanja kokile	3.03	1	3.03	373.07	< 0.0001	
BC	0.0613	1	0.0613	7.55	0.0205	
Ostatak	0.0811	10	0.0081			
Ukupno	25.38	14				

Tablica 0.4 ANOVA model za SDAS (gornja zona)

Izvor varijacije	Suma kvadrata odstupanja	Broj stupnjeva slobode	Srednji kvadrat odstupanja	F-vrijednost	P-vrijednost	Značajnost
Model	1.34	4	0.3356	759.20	< 0.0001	značajan
A – broj okretaja kokile	0.0017	1	0.0017	3.82	0.0790	
B – temperatura lijevanja	1.07	1	1.07	2419.21	< 0.0001	
C – temperatura predgrijavanja kokile	0.2657	1	0.2657	601.11	< 0.0001	
B²	0.0056	1	0.0056	12.68	0.0052	
Ostatak	0.0044	10	0.0004			
Ukupno	1.35	14				



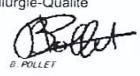
Tablica 0.5 ANOVA model za SDAS (srednja zona)

Izvor varijacije	Suma kvadrata odstupanja	Broj stupnjeva slobode	Srednji kvadrat odstupanja	F– vrijednost	P– vrijednost	Značajnost
Model	4.14	4	1.04	759.55	< 0.0001	značajan
A – broj okretaja kokile	0.0058	1	0.0058	4.23	0.0669	
B – temperatura lijevanja	3.31	1	3.31	2425.72	< 0.0001	
C – temperatura predgrijavanja kokile	0.8123	1	0.8123	595.93	< 0.0001	
B²	0.0168	1	0.0168	12.33	0.0056	
Ostatak	0.0136	10	0.0014			
Ukupno	4.15	14				

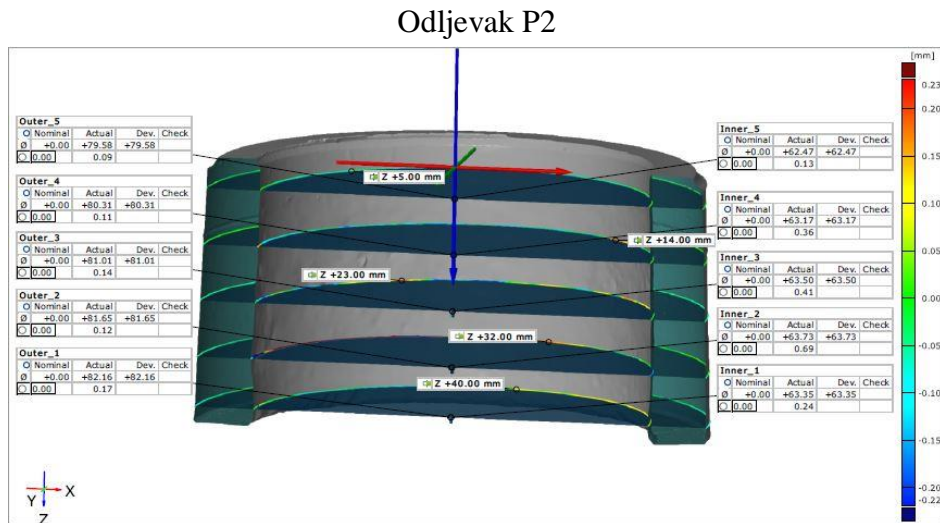
Tablica 0.6 ANOVA model za SDAS (donja zona)

Izvor varijacije	Suma kvadrata odstupanja	Broj stupnjeva slobode	Srednji kvadrat odstupanja	F– vrijednost	P– vrijednost	Značajnost
Model	2.10	4	0.5262	728.75	< 0.0001	značajan
A – broj okretaja kokile	0.0029	1	0.0029	4.00	0.0733	
B – temperatura lijevanja	1.67	1	1.67	2316.91	< 0.0001	
C – temperatura predgrijavanja kokile	0.4202	1	0.4202	582.06	< 0.0001	
B²	0.0087	1	0.0087	12.01	0.0061	
Ostatak	0.0072	10	0.0007			
Ukupno	2.11	14				

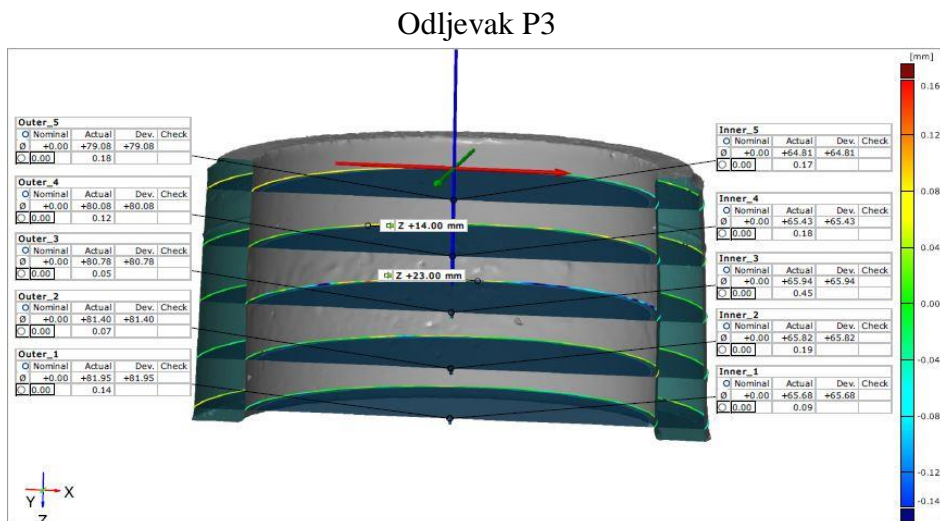
Prilog 4. Atest ANČ EN 1.4841, izdan od strane tvrtke *Ugitech S.A.* izrađen prema normi EN 10204 / 3.1, korišten za izradu odljevaka u stvarnom eksperimentu

Usine productrice Ugine Avenue Paul Girod - CS 90100 73403 Ugine Cedex France www.ugitech.com		CERTIFICAT DE RECEPTION 3.1 EN 10204 / 3.1										
Certification Usine : Tous les produits UGITECH ont été réalisés selon le système qualité certifié au minimum ISO 9001 et en fonction des demandes clients à la commande selon les exigences des normes IATF 16949, EN 9100/EN 9120, ISO 13485, code RCCM et/ou ASME section III, PED 2014/68/EU, AD2000 W0. Les analyses chimiques et les essais caractéristiques mécaniques sont réalisés par des laboratoires accrédités ISO/CEI 17025.					Marque de l'usine : 		Poinçon de l'expert :					
Client 31424 MDM, d.o.o.		référence commande client : 18-NN04981-0		N° Commande : 889151 30		N° de Certificat : 84065362 000010						
Produit : UGI 4841 BARRE LAMINÉ(E) DECALAMINÉ(E) HYPERTREMPÉ(E) AT K12 ROND(E) 50,000MM LONG. 3,000M +300 .000MM 300.000MM 10027959												
Mode d'élaboration EAF + ADD + CC		N° de lot : 1848XG0100		N° de coulée : 901014		Poids 849 kg						
Nombre de pièces : 19		Profil Rond(e)		Dimension 50,000 mm		Taux de corroyage 19,8						
Normes EN 10095 ED99 1.4841 AT												
ANALYSE CHIMIQUE N° prélèvement : H3JZ												
%	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Cu	S	P	N		
Min		1,5000		19,0000	24,0000							
Max	0,2000	2,5000	2,0000	22,0000	26,0000			0,0150	0,0450	0,1100		
Coulée Produit	0,0280	2,0450	1,6250	19,1520	24,1610	0,2220	0,2420	0,0005	0,0234	0,0260		
CARACTERISTIQUES MECANQUES												
Résultats à l'état de livraison : Hypertrempé(e) AT												
T.C.	N° Protv	N° Repère Sens	Traction				Allongement 5D %	Allongement 4D %	Striction Z %	Dureté		
			Limite d'élasticité Rp 0.2% MPa	Limite d'élasticité Rp 1% MPa	Résistance mécanique RM MPa	HBV 2,5/187,5				Hv 5	HRb	HRc
C		Min Max	230 245	270 303	550 570	30 47			223 163			
INFORMATIONS COMPLEMENTAIRES												
Corrosion CORROSION INTERCRISTALLINE SUIVANT ISO 3651-2 METHODE A - CONFORME RESISTANT A LA CORROSION INTERGRANULAIRE CONFORMEMENT A ASTM A262 PRACTICE E												
Contrôles non destructifs : CONTROLE ANTI-MELANGE REALISE PAR EMISSION OPTIQUE OU FLUORESCENCE X CONTROLE VISUEL ET DIMENSIONNEL EFFECTUES												
Autres ABSENCE DE RADIOACTIVITE ET CONTAMINATION PAR LE MERCURE, DE SOUDURES OU REPARATION PAR SOUDURE AU MOMENT DE LA LIVRAISON												
Nous déclarons que la fourniture citée est conforme aux exigences du contrat et que, après vérifications et essais, elle répond en tout point aux exigences spécifiées, aux normes et règlements applicables, sauf exceptions, réserves ou dérogations énumérées dans la présente déclaration de conformité (NF L 00-015 C): Document validé par signature électronique. Produit fabriqué dans le respect du règlement REACH.						Ugine le 24.01.2019 Le Responsable Metallurgie-Qualité  B. ROLLET						
						040001272360 Page 1/1						

Prilog 5. 3D model odljevaka P2 – P5 dobiven 3D skeniranjem, sa označenim referentnim točkama i dimenzijama

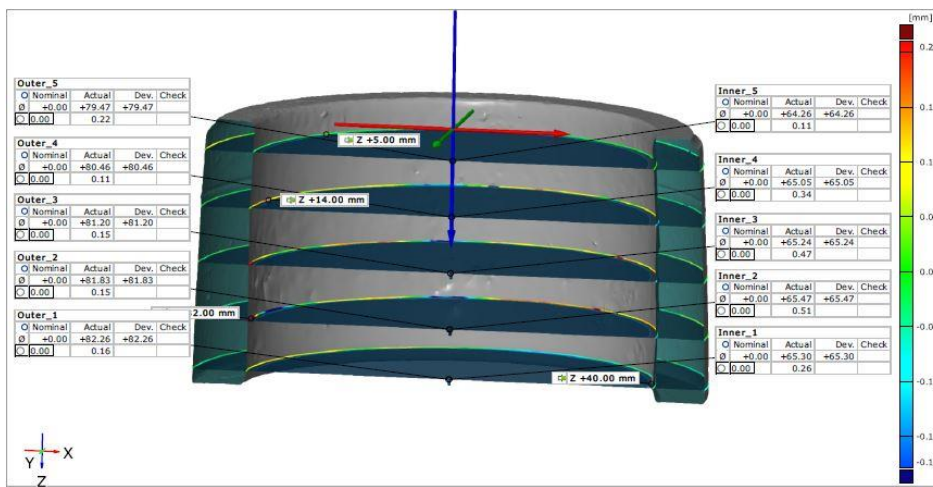


Slika 0.3. 3D model odljevaka P2 dobiven 3D skeniranjem, s označenim referentnim točkama i dimenzijama korištenim u analizi dimenzijske točnosti



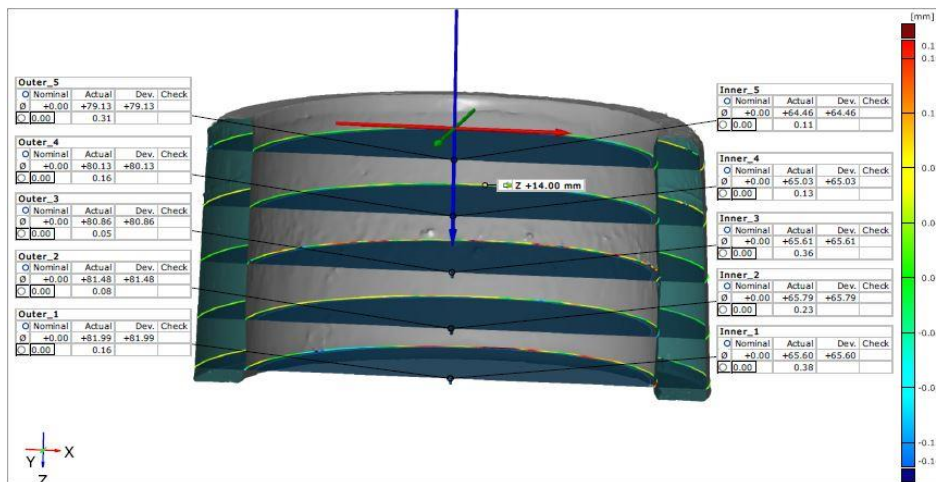
Slika 0.4. 3D model odljevaka P3 dobiven 3D skeniranjem, s označenim referentnim točkama i dimenzijama korištenim u analizi dimenzijske točnosti

Odljevak P4



Slika 0.5. 3D model odljevka P4 dobiven 3D skeniranjem, s označenim referentnim točkama i dimenzijama korištenim u analizi dimenzijske točnosti

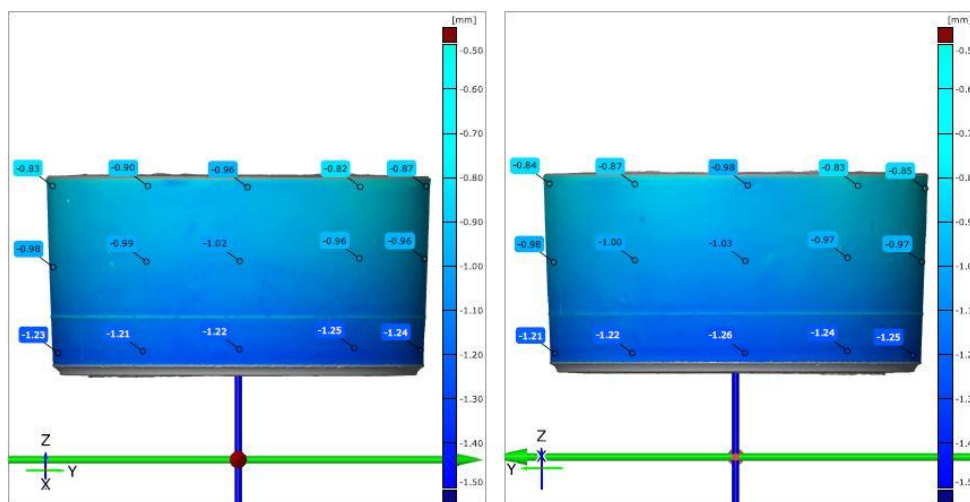
Odljevak P5



Slika 0.6. 3D model odljevka P5 dobiven 3D skeniranjem, s označenim referentnim točkama i dimenzijama korištenim u analizi dimenzijske točnosti

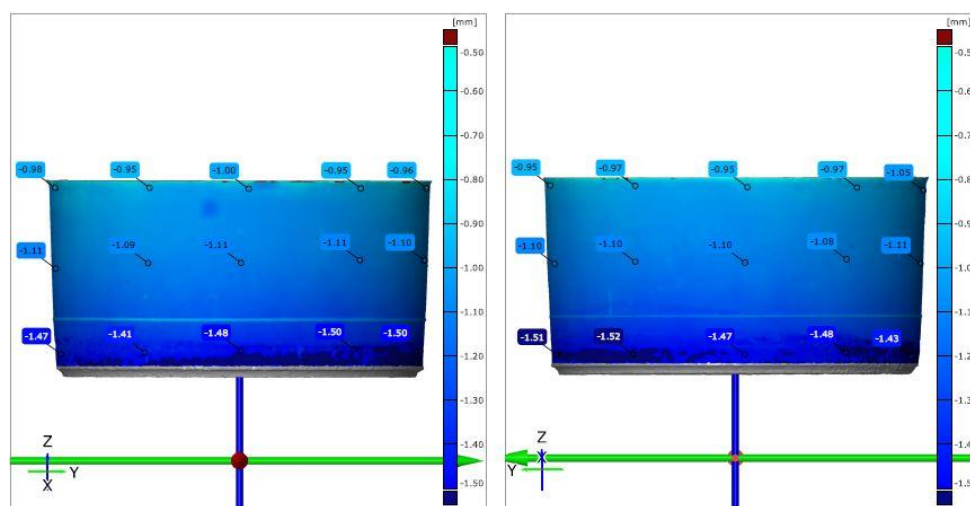
Prilog 6. Prikaz zračnosti između stvarnih odljevaka P2 – P5 (dobivene 3D skenom) i zadanog CAD modela kokile

Zračnost – odljevak P2



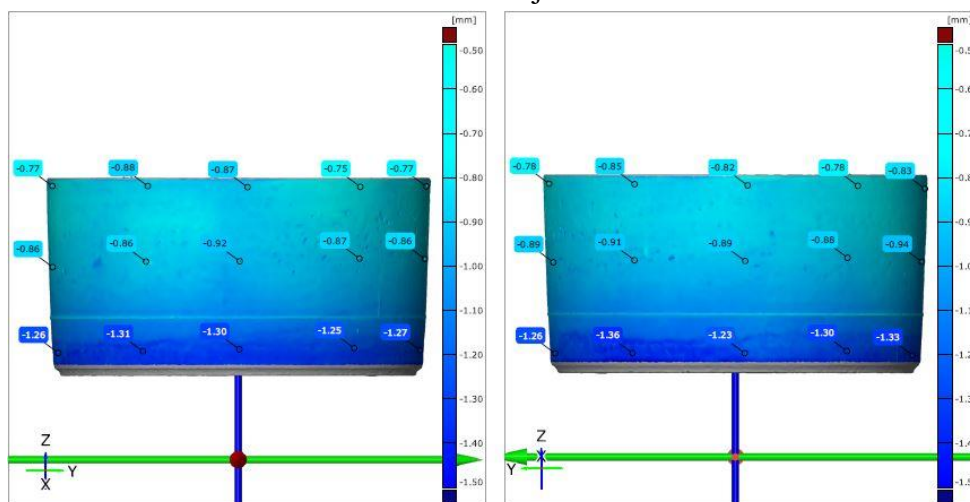
Slika 0.7. Prikaz zračnosti između stvarnog odljevka P2 (dobiven 3D skenom) i zadanog CAD modela kokile

Zračnost – odljevak P3



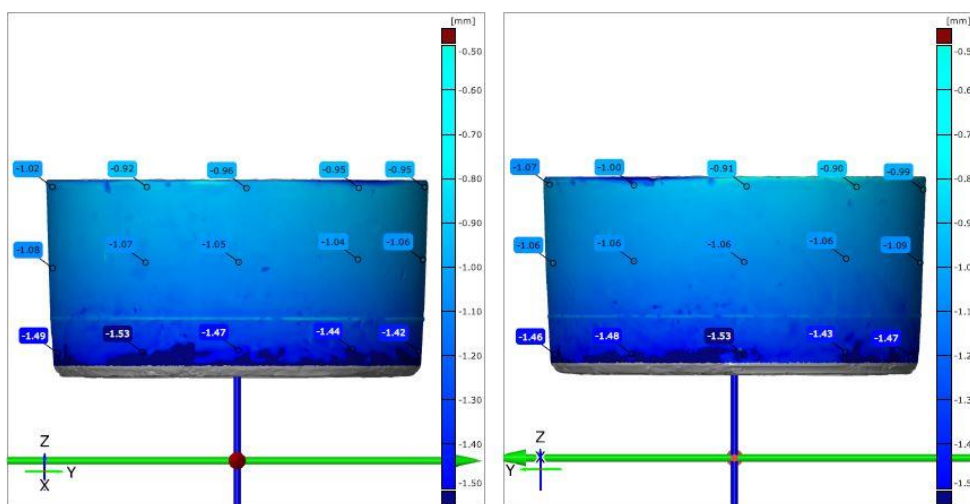
Slika 0.8. Prikaz zračnosti između stvarnog odljevka P3 (dobiven 3D skenom) i zadanog CAD modela kokile

Zračnost – odljevak P4



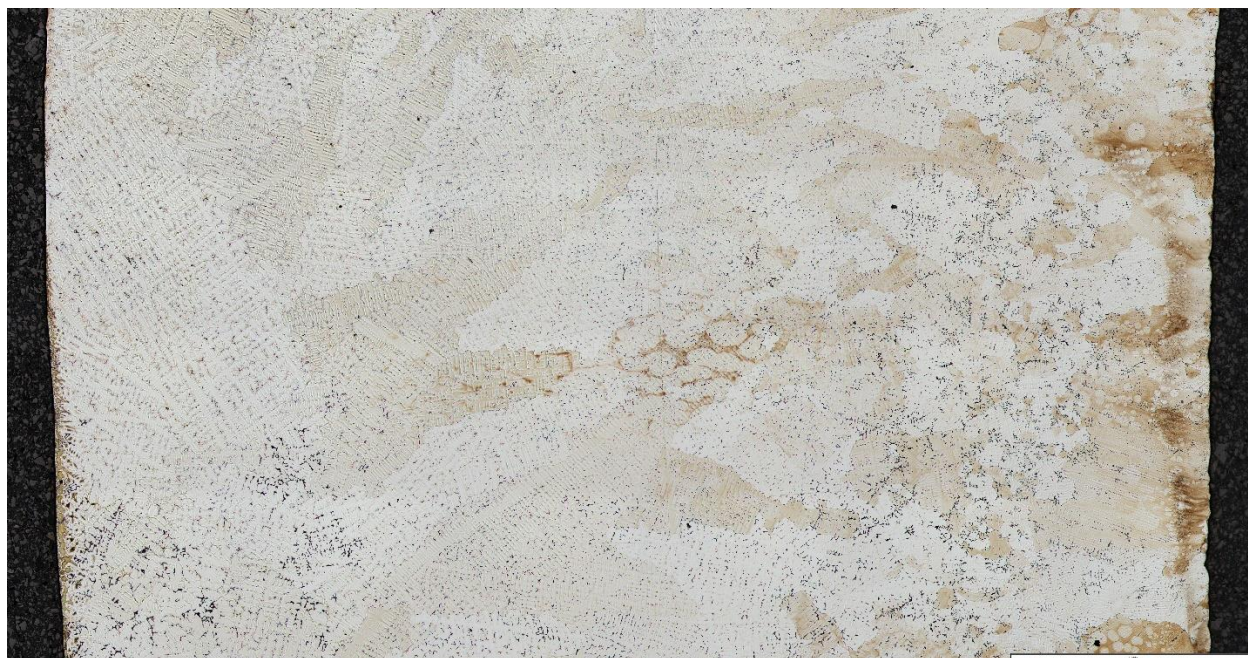
Slika 0.9. Prikaz zračnosti između stvarnog odljevka P4 (dobiven 3D skenom) i zadanog CAD modela kokile

Zračnost – odljevak P5



Slika 0.10. Prikaz zračnosti između stvarnog odljevka P5 (dobiven 3D skenom) i zadanog CAD modela kokile

Prilog 7. Skupne snimke poprečnog presjeka stijenke odljevaka (P1, P2, P4 i P5) u svim zonama



Slika 0.11. Skupna snimka poprečnog presjeka gornje zone uzorka P1



Slika 0.12. Skupna snimka poprečnog presjeka srednje zone uzorka P1



Slika 0.13. Skupna snimka poprečnog presjeka donje zone uzorka P1



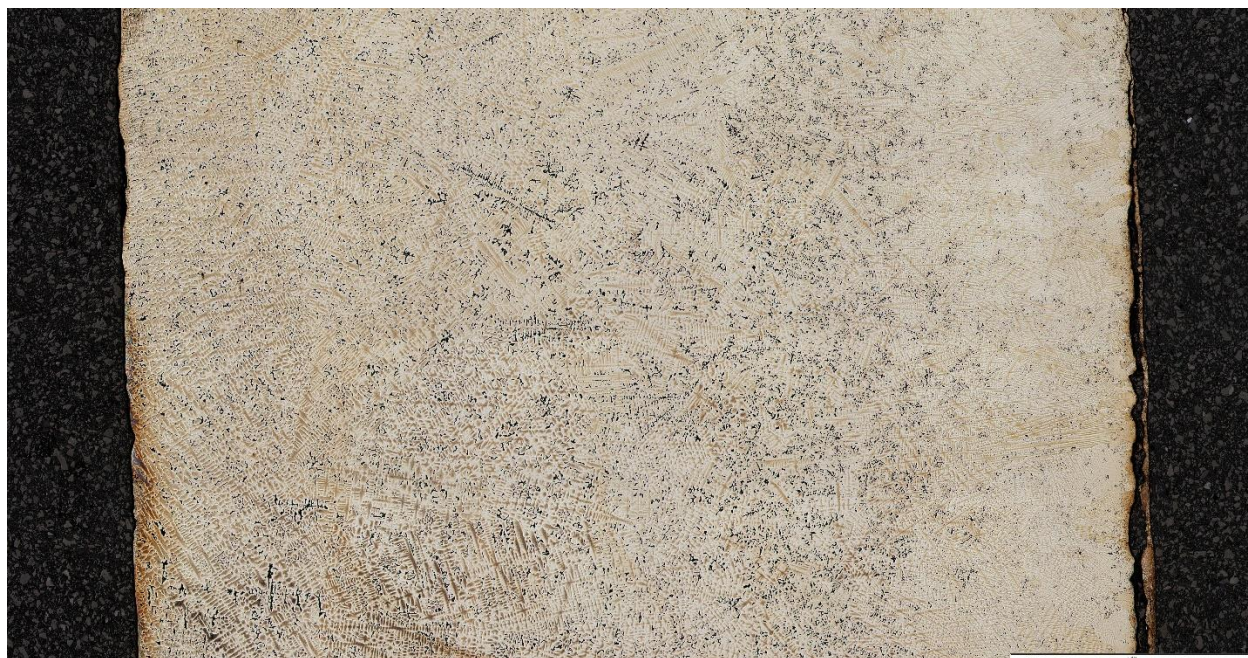
Slika 0.14. Skupna snimka poprečnog presjeka gornje zone uzorka P2



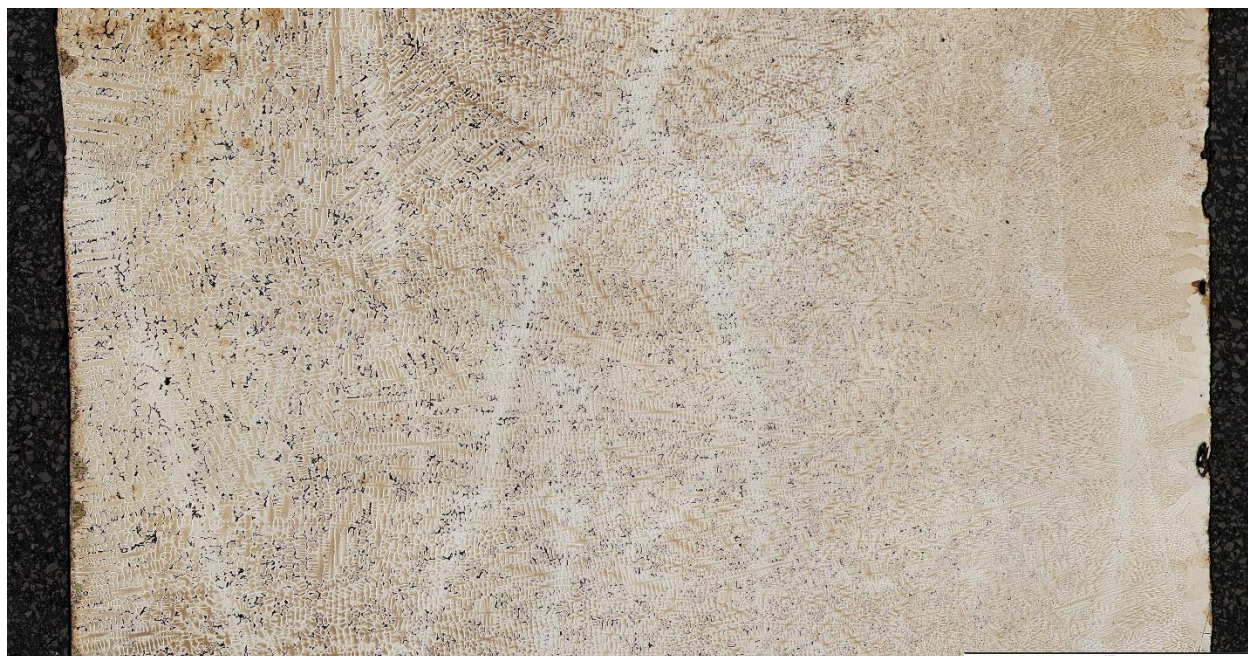
Slika 0.15. Skupna snimka poprečnog presjeka srednje zone uzorka P2



Slika 0.16. Skupna snimka poprečnog presjeka donje zone uzorka P2



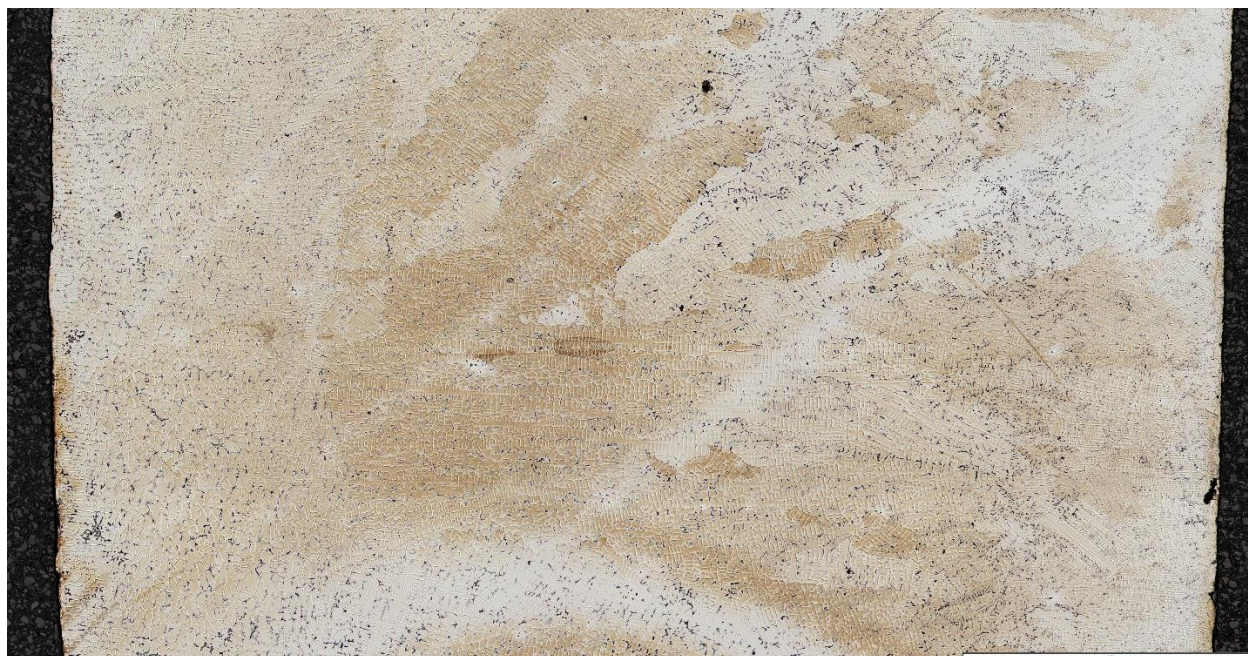
Slika 0.17. Skupna snimka poprečnog presjeka gornje zone uzorka P4



Slika 0.18. Skupna snimka poprečnog presjeka srednje zone uzorka P4



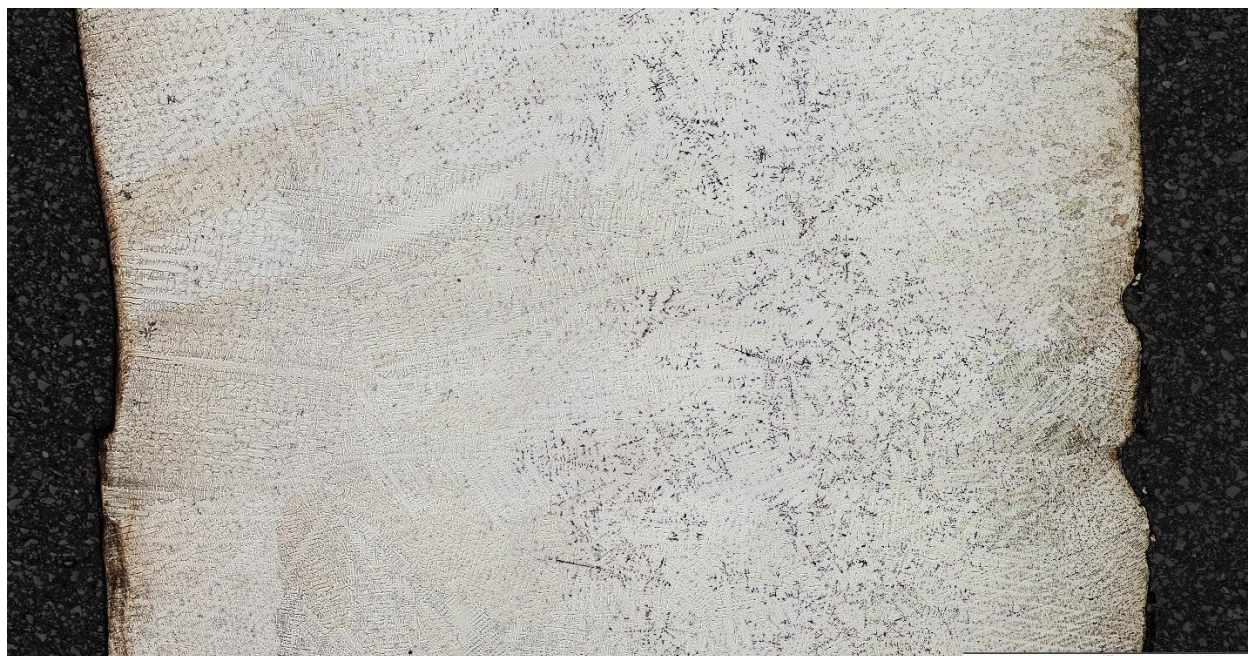
Slika 0.19. Skupna snimka poprečnog presjeka donje zone uzorka P4



Slika 0.20. Skupna snimka poprečnog presjeka gornje zone uzorka P5



Slika 0.21. Skupna snimka poprečnog presjeka srednje zone uzorka P5



Slika 0.22. Skupna snimka poprečnog presjeka donje zone uzorka P5

Prilog 8. Vrijednosti tvrdoće uzoraka P3 – P5 u različitim zonama, mjerene Vickersovom metodom (HV0,5)

Uzorak 3 – gore

Razmak izmjerenih tvrdoća μm	Dijagonala 1 d_1 μm	Dijagonala 2 d_1 μm	Razlika Dijagonala $d_1 - d_2$ μm	Srednja vrijednost dijagonala d_{sr} μm	Aritmetička sredina dijagonala \bar{d} μm	Izmjerena tvrdoća HV0,5	Aritmetička sredina izmjerenih tvrdoća $\overline{HV0,5}$
151,13	75,31	75,41	-0,10	75,36	76,77	163,26	158,16
632,50	73,24	71,92	1,32	72,58		176,01	
1553,10	71,73	72,00	-0,27	71,87		179,53	
2406,96	77,38	76,40	0,98	76,89		156,83	
4136,94	77,70	76,77	0,93	77,24		155,43	
5172,36	80,84	79,92	0,92	80,38		143,51	
7178,75	81,29	81,53	-0,24	81,41		139,90	

Uzorak 3 – sredina

Razmak izmjerenih tvrdoća μm	Dijagonala 1 d_1 μm	Dijagonala 2 d_1 μm	Razlika Dijagonala $d_1 - d_2$ μm	Srednja vrijednost dijagonala d_{sr} μm	Aritmetička sredina dijagonala \bar{d} μm	Izmjerena tvrdoća HV05	Aritmetička sredina izmjerenih tvrdoća $\overline{HV05}$
299,90	76,98	74,92	2,06	75,95	77,33	160,73	156,30
1120,94	69,44	69,45	-0,01	69,45		192,26	
1728,91	78,42	79,78	-1,36	79,10		148,19	
2731,00	79,83	79,99	-0,16	79,91		145,20	
4569,69	82,76	83,45	-0,69	83,11		134,25	
5453,78	77,76	76,59	1,17	77,18		155,67	
7241,79	75,98	77,32	-1,34	76,65		157,81	

Uzorak 3 – dolje

Razmak izmjerenih tvrdoća	Dijagonala 1	Dijagonala 2	Razlika Dijagonala	Srednja vrijednost dijagonala	Aritmetička sredina dijagonala	Izmjerena tvrdoća	Aritmetička sredina izmjerenih tvrdoća
μm	d_1 μm	d_1 μm	$d_1 - d_2$ μm	d_{sr} μm	\bar{d} μm	HV05	$\overline{HV05}$
345,53	86,80	86,35	0,45	86,58	84,35	123,70	131,03
862,07	88,04	88,00	0,04	88,02		119,67	
1495,73	87,69	88,20	-0,51	87,95		119,88	
2076,70	86,93	86,42	0,51	86,68		123,42	
2831,06	77,35	79,87	-2,52	78,61		150,04	
4406,58	85,95	85,34	0,61	85,65		126,40	
5509,60	81,04	81,22	-0,18	81,13		140,86	
7651,80	79,80	80,56	-0,76	80,18		144,22	

Uzorak 4 – sredina

Razmak izmjerenih tvrdoća	Dijagonala 1	Dijagonala 2	Razlika Dijagonala	Srednja vrijednost dijagonala	Aritmetička sredina dijagonala	Izmjerena tvrdoća	Aritmetička sredina izmjerenih tvrdoća
μm	d_1 μm	d_1 μm	$d_1 - d_2$ μm	d_{sr} μm	\bar{d} μm	HV0,5	$\overline{HV0,5}$
119,52	77,12	78,76	-1,64	77,94	77,13	152,63	156,44
952,36	71,02	72,07	-1,05	71,55		181,14	
1872,88	76,55	77,47	-0,92	77,01		156,34	
2823,97	76,92	78,78	-1,86	77,85		152,98	
4716,77	76,00	77,94	-1,94	76,97		156,50	
5542,60	77,92	76,38	1,54	77,15		155,77	
7264,77	80,72	82,23	-1,51	81,48		139,67	

Uzorak 4 – dolje

Razmak izmjerenih tvrdoća	Dijagonala 1	Dijagonala 2	Razlika Dijagonala	Srednja vrijednost dijagonala	Aritmetička sredina dijagonala	Izmjerena tvrdoća	Aritmetička sredina izmjerenih tvrdoća
μm	d_1 μm	d_1 μm	$d_1 - d_2$ μm	d_{sr} μm	\bar{d} μm	HV0,5	$\overline{HV0,5}$
207,31	75,27	75,04	0,23	75,16	78,93	164,15	149,14
1099,87	77,88	80,12	-2,24	79,00		148,56	
1999,42	76,21	79,17	-2,96	77,69		153,62	
3060,64	82,94	82,01	0,93	82,48		136,31	
5074,16	79,86	77,85	2,01	78,86		149,11	
5996,00	80,77	80,92	-0,15	80,85		141,86	
7833,17	79,11	77,93	1,18	78,52		150,39	

Uzorak 5 – sredina

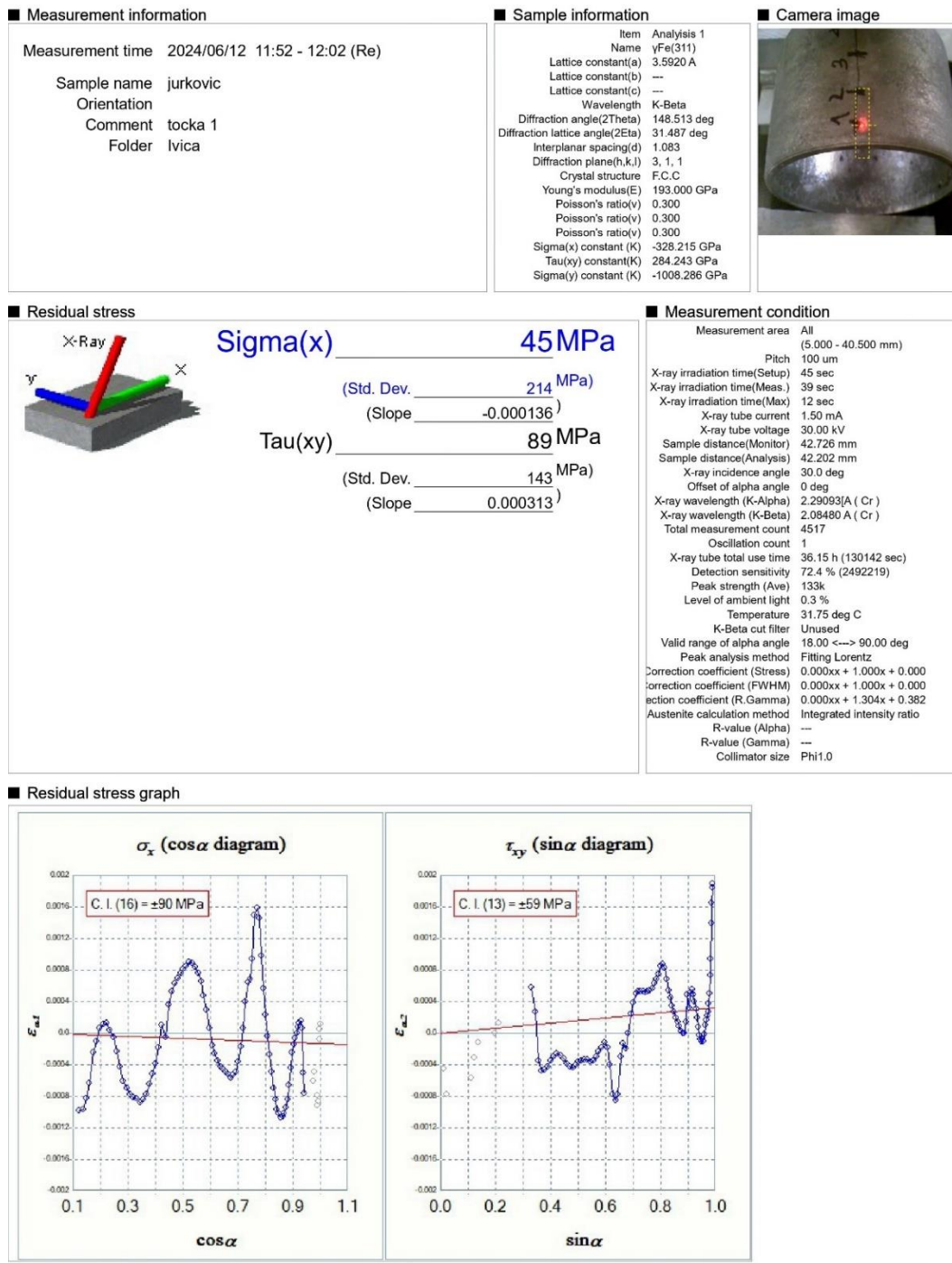
Razmak izmjerenih tvrdoća	Dijagonala 1	Dijagonala 2	Razlika Dijagonala	Srednja vrijednost dijagonala	Aritmetička sredina dijagonala	Izmjerena tvrdoća	Aritmetička sredina izmjerenih tvrdoća
μm	d_1 μm	d_1 μm	$d_1 - d_2$ μm	d_{sr} μm	\bar{d} μm	HV0,5	$\overline{HV0,5}$
223,72	79,73	79,81	-0,08	79,77	76,74	145,71	158,01
1097,66	79,41	77,89	1,52	78,65		149,89	
1962,08	70,20	74,02	-3,82	72,11		178,31	
2851,19	78,45	77,12	1,33	77,79		153,24	
4595,24	77,57	80,65	-3,08	79,11		148,15	
5474,87	74,68	75,73	-1,05	75,21		163,94	
7127,54	73,81	75,28	-1,47	74,55		166,85	

Uzorak 5 – dolje

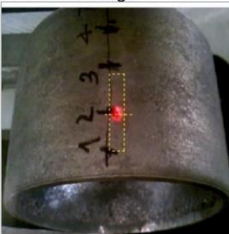
Razmak izmjerenih tvrdoća μm	Dijagonala 1 d_1 μm	Dijagonala 2 d_2 μm	Razlika Dijagonala $d_1 - d_2$ μm	Srednja vrijednost dijagonala d_{sr} μm	Aritmetička sredina dijagonala \bar{d} μm	Izmjerena tvrdoća $HV0,5$	Aritmetička sredina izmjerenih tvrdoća $\overline{HV0,5}$
126,52	69,75	73,65	-3,90	71,70	76,81	180,35	158,15
721,79	81,48	80,12	1,36	80,80		142,02	
1849,44	80,71	80,62	0,09	80,67		142,49	
2754,88	77,50	77,08	0,42	77,29		155,21	
4650,05	78,27	75,51	2,76	76,89		156,83	
5659,70	78,04	79,05	-1,01	78,55		150,29	
7668,44	73,88	69,71	4,17	71,80		179,88	

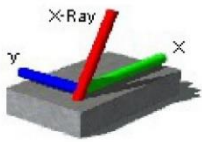
Prilog 9. Prikaz zaostalih napreznaja dobivenih metodom XRD

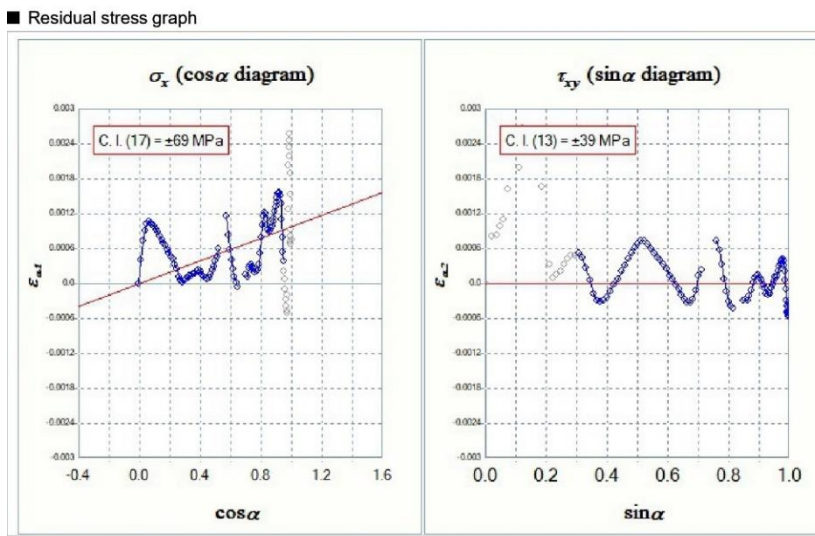
Odljevak P3 – pozicija 1 (donji dio odljevka)



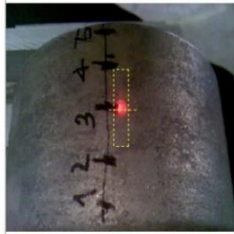
Odljevak P3 – pozicija 2 (donji dio odljevka)

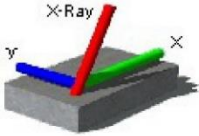
<p>Measurement information</p> <p>Measurement time 2024/06/12 12:21 - 12:29 (Re)</p> <p>Sample name jurkovic</p> <p>Orientation</p> <p>Comment tocka 2</p> <p>Folder Ivica</p>	<p>Sample information</p> <p>Item Analysis 1</p> <p>Name yFe(311)</p> <p>Lattice constant(a) 3.5920 Å</p> <p>Lattice constant(b) ---</p> <p>Lattice constant(c) ---</p> <p>Wavelength K-Beta</p> <p>Diffraction angle(2Theta) 148.513 deg</p> <p>Diffraction lattice angle(2Eta) 31.487 deg</p> <p>Interplanar spacing(d) 1.083</p> <p>Diffraction plane(h,k,l) 3, 1, 1</p> <p>Crystal structure F.C.C</p> <p>Young's modulus(E) 193.000 GPa</p> <p>Poisson's ratio(v) 0.300</p> <p>Poisson's ratio(v) 0.300</p> <p>Poisson's ratio(v) 0.300</p> <p>Sigma(x) constant (K) -328.215 GPa</p> <p>Tau(xy) constant(K) 284.243 GPa</p> <p>Sigma(y) constant (K) -1008.286 GPa</p>	<p>Camera image</p> 
---	---	--

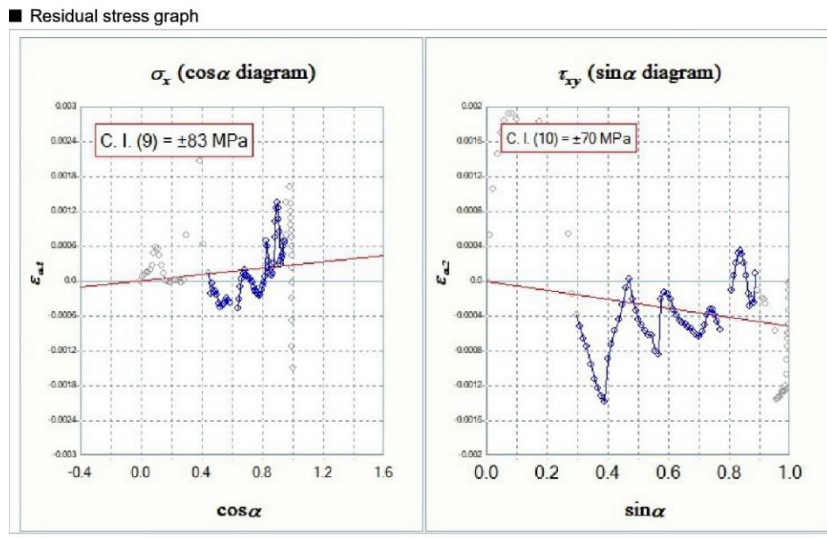
<p>Residual stress</p>  <p>Sigma(x) -318 MPa</p> <p>(Std. Dev. 148 MPa)</p> <p>(Slope 0.000969)</p> <p>Tau(xy) -1 MPa</p> <p>(Std. Dev. 97 MPa)</p> <p>(Slope -0.000002)</p>	<p>Measurement condition</p> <p>Measurement area All (5.000 - 40.500 mm)</p> <p>Pitch 100 um</p> <p>X-ray irradiation time(Setup) 45 sec</p> <p>X-ray irradiation time(Meas.) 34 sec</p> <p>X-ray irradiation time(Max) 16 sec</p> <p>X-ray tube current 1.50 mA</p> <p>X-ray tube voltage 30.00 kV</p> <p>Sample distance(Monitor) 42.646 mm</p> <p>Sample distance(Analysis) 42.178 mm</p> <p>X-ray incidence angle 30.0 deg</p> <p>Offset of alpha angle 0 deg</p> <p>X-ray wavelength (K-Alpha) 2.29093 Å (Cr)</p> <p>X-ray wavelength (K-Beta) 2.08480 Å (Cr)</p> <p>Total measurement count 4523</p> <p>Oscillation count 1</p> <p>X-ray tube total use time 36.18 h (130265 sec)</p> <p>Detection sensitivity 63.5 % (1639237)</p> <p>Peak strength (Ave) 102k</p> <p>Level of ambient light 0.3 %</p> <p>Temperature 34.44 deg C</p> <p>K-Beta cut filter Unused</p> <p>Valid range of alpha angle 18.00 <--> 90.00 deg</p> <p>Peak analysis method Fitting Lorentz</p> <p>Correction coefficient (Stress) 0.000xx + 1.000x + 0.000</p> <p>Correction coefficient (FWHM) 0.000xx + 1.000x + 0.000</p> <p>Correction coefficient (R.Gamma) 0.000xx + 1.304x + 0.382</p> <p>Austenite calculation method Integrated intensity ratio</p> <p>R-value (Alpha) ---</p> <p>R-value (Gamma) ---</p> <p>Collimator size Phi1.0</p>
--	--



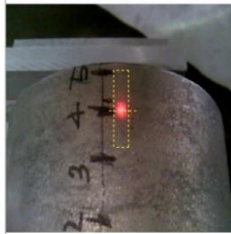
Odljevak P3 – pozicija 3 (srednji dio odljevka)

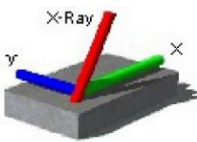
<p>Measurement information</p> <p>Measurement time 2024/06/12 12:54 - 12:59 (Re)</p> <p>Sample name jurkovic</p> <p>Orientation</p> <p>Comment tocka 3</p> <p>Folder Ivica</p>	<p>Sample information</p> <p>Item Analysis 1</p> <p>Name yFe(311)</p> <p>Lattice constant(a) 3.5920 Å</p> <p>Lattice constant(b) ---</p> <p>Lattice constant(c) ---</p> <p>Wavelength K-Beta</p> <p>Diffraction angle(2Theta) 148.513 deg</p> <p>Diffraction lattice angle(2Eta) 31.487 deg</p> <p>Interplanar spacing(d) 1.083</p> <p>Diffraction plane(h,k,l) 3, 1, 1</p> <p>Crystal structure F.C.C</p> <p>Young's modulus(E) 193.000 GPa</p> <p>Poisson's ratio(v) 0.300</p> <p>Poisson's ratio(v) 0.300</p> <p>Poisson's ratio(v) 0.300</p> <p>Sigma(x) constant (K) -328.215 GPa</p> <p>Tau(xy) constant(K) 284.243 GPa</p> <p>Sigma(y) constant (K) -1008.286 GPa</p>	<p>Camera image</p> 
---	---	--

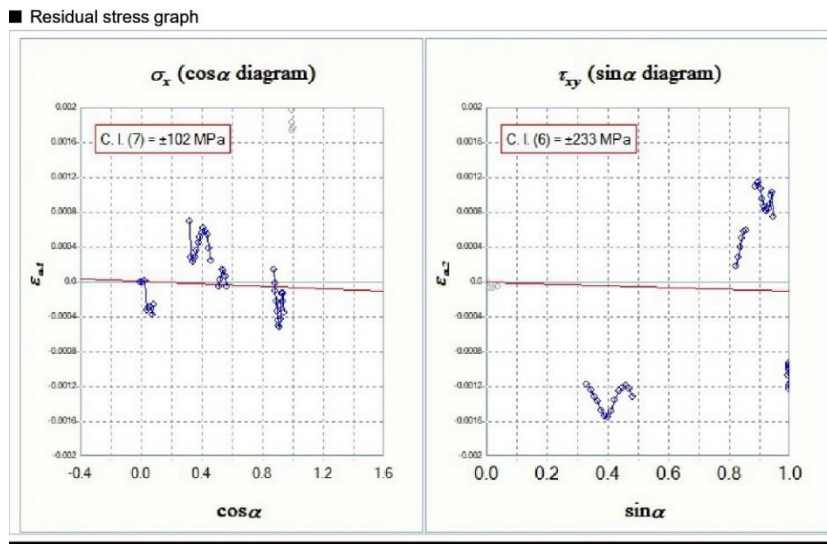
<p>Residual stress</p>  <p>Sigma(x) <u>-89 MPa</u></p> <p>(Std. Dev. <u>144 MPa</u>)</p> <p>(Slope <u>0.000272</u>)</p> <p>Tau(xy) <u>-149 MPa</u></p> <p>(Std. Dev. <u>129 MPa</u>)</p> <p>(Slope <u>-0.000525</u>)</p>	<p>Measurement condition</p> <p>Measurement area All (5,000 - 40,500 mm)</p> <p>Pitch 100 um</p> <p>X-ray irradiation time(Setup) 45 sec</p> <p>X-ray irradiation time(Meas.) 41 sec</p> <p>X-ray irradiation time(Max) 15 sec</p> <p>X-ray tube current 1.50 mA</p> <p>X-ray tube voltage 30.00 kV</p> <p>Sample distance(Monitor) 42.448 mm</p> <p>Sample distance(Analysis) 42.177 mm</p> <p>X-ray incidence angle 30.0 deg</p> <p>Offset of alpha angle 0 deg</p> <p>X-ray wavelength (K-Alpha) 2.29093(Å (Cr))</p> <p>X-ray wavelength (K-Beta) 2.08480 (Å (Cr))</p> <p>Total measurement count 4528</p> <p>Oscillation count 1</p> <p>X-ray tube total use time 36.22 h (130380 sec)</p> <p>Detection sensitivity 87.1 % (2246511)</p> <p>Peak strength (Ave) 106k</p> <p>Level of ambient light 0.3 %</p> <p>Temperature 35.69 deg C</p> <p>K-Beta cut filter Unused</p> <p>Valid range of alpha angle 18.00 <--> 62.64 deg</p> <p>Peak analysis method Fitting Lorentz</p> <p>Correction coefficient (Stress) 0.000xx + 1.000x + 0.000</p> <p>Correction coefficient (FWHM) 0.000xx + 1.000x + 0.000</p> <p>Correction coefficient (R.Gamma) 0.000xx + 1.304x + 0.382</p> <p>Austenite calculation method Integrated intensity ratio</p> <p>R-value (Alpha) ---</p> <p>R-value (Gamma) ---</p> <p>Collimator size Phi1.0</p>
--	---



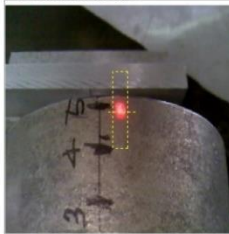
Odljevak P3 – pozicija 4 (gornji dio odljevka)

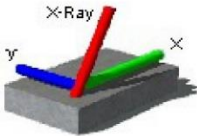
Measurement information	Sample information	Camera image
Measurement time 2024/06/12 13:05 - 13:12 (Re) Sample name jurkovic Orientation Comment tocka 4 Folder Ivica	Item Analysis 1 Name yFe(311) Lattice constant(a) 3.5920 Å Lattice constant(b) --- Lattice constant(c) --- Wavelength K-Beta Diffraction angle(2Theta) 148.513 deg Diffraction lattice angle(2Eta) 31.487 deg Interplanar spacing(d) 1.083 Diffraction plane(h,k,l) 3, 1, 1 Crystal structure F.C.C Young's modulus(E) 193.000 GPa Poisson's ratio(v) 0.300 Poisson's ratio(v) 0.300 Poisson's ratio(v) 0.300 Sigma(x) constant (K) -328.215 GPa Tau(xy) constant(K) 284.243 GPa Sigma(y) constant (K) -1008.286 GPa	

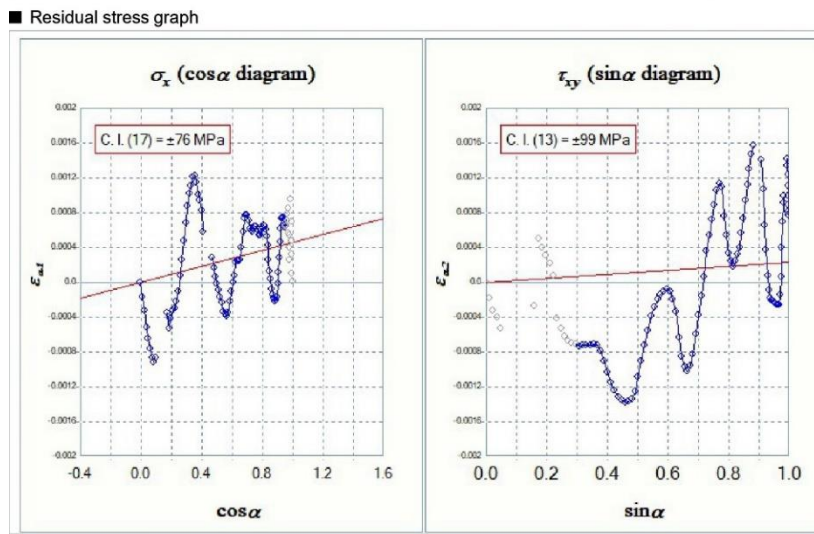
Residual stress	Measurement condition
 <p> $\sigma(x)$ 22 MPa (Std. Dev. 111 MPa) (Slope -0.000067) </p> <p> $\tau(xy)$ -31 MPa (Std. Dev. 306 MPa) (Slope -0.000108) </p>	Measurement area All (5,000 - 40,500 mm) Pitch 100 um X-ray irradiation time(Setup) 45 sec X-ray irradiation time(Meas.) 31 sec X-ray irradiation time(Max) 13 sec X-ray tube current 1.50 mA X-ray tube voltage 30.00 kV Sample distance(Monitor) 42,654 mm Sample distance(Analysis) 42,289 mm X-ray incidence angle 30.0 deg Offset of alpha angle 0 deg X-ray wavelength (K-Alpha) 2.29093(Å (Cr)) X-ray wavelength (K-Beta) 2.08480 (Å (Cr)) Total measurement count 4534 Oscillation count 1 X-ray tube total use time 36,25 h (130500 sec) Detection sensitivity 71.8 % (1852403) Peak strength (Ave) 108k Level of ambient light 0.3 % Temperature 37,00 deg C K-Beta cut filter Unused Valid range of alpha angle 18,00 <---> 90,00 deg Peak analysis method Fitting Lorentz Correction coefficient (Stress) 0.000xx + 1.000x + 0.000 Correction coefficient (FWHM) 0.000xx + 1.000x + 0.000 Correction coefficient (R.Gamma) 0.000xx + 1.304x + 0.382 Austenite calculation method Integrated intensity ratio R-value (Alpha) --- R-value (Gamma) --- Collimator size Phi1.0



Odljevak P3 – pozicija 5 (gornji dio odljevka)

Measurement information	Sample information	Camera image
Measurement time 2024/06/12 13:41 - 14:07 (Re) Sample name jurkovic Orientation Comment tocka 5 Folder Ivica	Item Analysis 1 Name yFe(311) Lattice constant(a) 3.5920 Å Lattice constant(b) --- Lattice constant(c) --- Wavelength K-Beta Diffraction angle(2Theta) 148.513 deg Diffraction lattice angle(2Eta) 31.487 deg Interplanar spacing(d) 1.083 Diffraction plane(h,k,l) 3, 1, 1 Crystal structure F.C.C Young's modulus(E) 193.000 GPa Poisson's ratio(v) 0.300 Poisson's ratio(v) 0.300 Poisson's ratio(v) 0.300 Sigma(x) constant (K) -328.215 GPa Tau(xy) constant(K) 284.243 GPa Sigma(y) constant (K) -1008.286 GPa	

Residual stress	Measurement condition
 <p> Sigma(x) -150 MPa (Std. Dev. 157 MPa) (Slope 0.000457) Tau(xy) 65 MPa (Std. Dev. 226 MPa) (Slope 0.000228) </p>	Measurement area All (5.000 - 40.500 mm) Pitch 100 um X-ray irradiation time(Setup) 45 sec X-ray irradiation time(Meas.) 40 sec X-ray irradiation time(Max) 14 sec X-ray tube current 1.50 mA X-ray tube voltage 30.00 kV Sample distance(Monitor) 42.598 mm Sample distance(Analysis) 42.044 mm X-ray incidence angle 30.0 deg Offset of alpha angle 0 deg X-ray wavelength (K-Alpha) 2.29093Å (Cr) X-ray wavelength (K-Beta) 2.08480 Å (Cr) Total measurement count 4556 Oscillation count 1 X-ray tube total use time 36.37 h (130948 sec) Detection sensitivity 88.8 % (2290342) Peak strength (Ave) 118k Level of ambient light 0.3 % Temperature 35.88 deg C K-Beta cut filter Unused Valid range of alpha angle 18.00 <---> 90.00 deg Peak analysis method Fitting Lorentz Correction coefficient (Stress) 0.000xx + 1.000x + 0.000 Correction coefficient (FWHM) 0.000xx + 1.000x + 0.000 Correction coefficient (R.Gamma) 0.000xx + 1.304x + 0.382 Austenite calculation method Integrated intensity ratio R-value (Alpha) --- R-value (Gamma) --- Collimator size Phi1.0



POPIS OBJAVLJENIH RADOVA

1. Bauer, Branko; Jurković, Karlo; Kastelic, Sebastjan; Mrvar, Primož: Effect of Centrifugal Casting Parameters on Microstructure of Stainless Steel Tube // International Journal of Metalcasting, (2025). doi: 10.1007/s40962-025-01590-y
2. Jurković, Karlo; Schauerl, Zdravko; Šolić, Sanja; Bauer, Branko: Numerical Simulation of Sand Casting of Stainless Steel Pump Impeller, Metals, XIV (2024), 4; 435-454. doi: 10.3390/met14040435
3. Jurković, Karlo; Cajner, Hrvoje; Mrvar, Primož; Bauer, Branko: Analysis of Factor Effects in Process of Vertical Centrifugal Casting, Materials and manufacturing processes, XXXIX (2023), 3; 386-397. doi: 10.1080/10426914.2023.2236239
4. Jurković, Karlo; Zbodulja, Damjan; Mahmutović, Almir; Bauer, Branko: Influence of Centrifugal Casting Parameters on Solidification Time of Austenitic Stainless Steel Tube // MATRIB 2023 - International conference on Materials, Tribology, (2023), str. 144-154
5. Bauer, Branko; Jurković, Karlo; Mahmutović, Almir; Kastelic, Sebastjan; Mrvar, Primož; Gotić, Tomislav: Vacuum vertical centrifugal casting of stainless steel tubes // MATRIB 2023 - International conference on Materials, Tribology, (2023), str. 34-47
6. Jurković, Karlo; Kastelic, Sebastjan; Mrvar, Primož; Bauer, Branko: Application of Computer Simulation for Vertical Centrifugal Casting // Book of abstracts 19th international foundrymen conference Humans – Valuable Resource for Foundry Industry Development, (2021), str. 171-185

ŽIVOTOPIS

Karlo Jurković rođen je 12. kolovoza 1993. godine u Karlovcu, gdje je 2012. godine završio Gimnaziju Karlovac. Iste godine upisuje Fakultet strojarstva i brodogradnje Sveučilišta u Zagrebu. Tijekom diplomskog studija, u sklopu ERASMUS+ programa, boravi šest mjeseci na RWTH Aachen University u Njemačkoj, gdje pohađa nastavu i polaže nekoliko kolegija iz područja strojarstva. Na Fakultetu strojarstva i brodogradnje diplomirao je 2018. godine obranom diplomskog rada pod vodstvom prof. dr. sc. Ivica Garašića naziva *Numerička simulacija deformacija pri zavarivanju složenih konstrukcija*. Neposredno nakon diplomiranja zapošljava se u poduzeću KONČAR – Elektronika i informatika (INEM) d.d., gdje radi do 2019. godine, nakon čega prelazi u YAZAKI Europe Limited d.o.o. Od 2020. godine zaposlen je na Fakultetu strojarstva i brodogradnje Sveučilišta u Zagrebu kao asistent na Zavodu za tehnologiju, Katedri za ljevarstvo gdje sudjeluje u izvođenju nastave i vježbi te u vođenju završnih i diplomskih radova kao neposredni voditelj. Iste godine upisuje doktorski studij strojarstva na Fakultetu strojarstva i brodogradnje, smjer Napredne proizvodne tehnologije pod mentorstvom prof. dr. sc. Branka Bauera i prof. dr. sc. Primoža Mrvara, zaposlenog na Univerzi v Ljubljani, Naravoslovnotehniška fakulteta gdje je u sklopu izrade doktorske disertacije proveo šest mjeseci radeći na eksperimentalnom dijelu istraživanja. Od 2021. godine obnaša funkciju voditelja Laboratorija za ljevarstvo na Fakultetu strojarstva i brodogradnje. Aktivni je član Hrvatskog zavoda za norme u području ljevarstva te je 2022. godine uspješno položio stručni ispit u strukovnom području strojarstva za obavljanje poslova sudionika u gradnji. Autor je više znanstvenih radova te je sudionik nekoliko međunarodnih znanstvenih konferencija, na kojima je usmeno izlagao rezultate svog istraživanja. Aktivno koristi engleski jezik u usmenom i pismenom izražavanju. Oženjen je i otac dvoje djece.

BIOGRAPHY

Karlo Jurković was born on August 12, 1993, in Karlovac, Croatia. After completing his education at Gymnasium Karlovac in 2012, he enrolled in the Mechanical Engineering program at the Faculty of Mechanical Engineering and Naval Architecture, University of Zagreb. During his studies, he participated in the ERASMUS+ program and spent six months at RWTH Aachen University in Germany, where he attended classes and passed courses in the field of mechanical engineering. He completed his master's degree in 2018 by defending his thesis titled *Numerical simulation of welding distortions at complex structures* under the guidance of prof. Ivica Garašić, PhD. Immediately after graduation, he joined KONČAR – Electronics and Informatics (INEM) d.d., where he worked until 2019, after which he was employed at YAZAKI Europe Limited d.o.o. Since 2020, he has been employed as a Teaching Assistant at the Department of Technology, Chair of Foundry, Faculty of Mechanical Engineering and Naval Architecture, University of Zagreb, where he actively participates in teaching courses and laboratory exercises and assists in the preparation of bachelor and master theses. In the same year, he enrolled in the postgraduate doctoral program at the Faculty of Mechanical Engineering and Naval Architecture, specializing in Advanced Production Technologies, under the guidance of prof. Branko Bauer, PhD and prof. Primož Mrvar, PhD affiliated with the University of Ljubljana, Faculty of Natural Sciences and Engineering, where he spent six months conducting the experimental part of his doctoral research. In 2021, he was promoted to Head of Laboratory at Foundry. He is an active member of the Croatian Standards Institute in the field of foundry and successfully passed the Principles and Practice of Engineering Exam – Mechanical in 2022. He is the author and co-author of numerous scientific papers and has participated in and orally presented his research at several international conferences. He is proficient in both spoken and written English. He is married and has two children.