

Utjecaj tehnoloških parametara lijevanja na razvoj mikrostrukturnih i mehaničkih svojstava AlSi7Mg0,3 legure

Gavranović, Ivana

Master's thesis / Diplomski rad

2019

Degree Grantor / Ustanova koja je dodijelila akademski / stručni stupanj: **University of Zagreb, Faculty of Metallurgy / Sveučilište u Zagrebu, Metalurški fakultet**

Permanent link / Trajna poveznica: <https://um.nsk.hr/um:nbn:hr:115:904147>

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

Download date / Datum preuzimanja: **2025-03-23**



SVEUČILIŠTE U ZAGREBU
METALURŠKI FAKULTET
UNIVERSITY OF ZAGREB
FACULTY OF METALLURGY

Repository / Repozitorij:

[Repository of Faculty of Metallurgy University of Zagreb - Repository of Faculty of Metallurgy University of Zagreb](#)



SVEUČILIŠTE U ZAGREBU
METALURŠKI FAKULTET

Ivana Gavranović

DIPLOMSKI RAD

Sisak, rujan 2019.

SVEUČILIŠTE U ZAGREBU
METALURŠKI FAKULTET

Ivana Gavranović

UTJECAJ TEHNOLOŠKIH PARAMETARA LIJEVANJA NA RAZVOJ
MIKROSTRUKTURNIH I MEHANIČKIH SVOJSTAVA $AlSi7Mg_{0,3}$
LEGURE

DIPLOMSKI RAD

Mentor: izv.prof.dr.sc Zdenka Zovko Brodarac

Stručni voditelj s Metalurškog fakulteta: Tomislav Rupčić, mag.ing.met.

Stručni voditelj iz tvrtke Saint Jean Industries d.o.o., Slavonski Brod: Vanja Šuica,
mag.ing.met

Članovi povjerenstva za ocjenu i obranu diplomskog rada

Predsjednik: izv.prof.dr.sc. Natalija Dolić

Član: izv.prof.dr.sc. Zdenka Zovko Brodarac

Član: doc.dr.sc. Ivan Jandrlić

Zamjenski član: prof.dr.sc. Stjepan Kožuh

Sisak, rujan 2019.

Zahvala

Posebno se zahvaljujem mentorici izo.prof.dr.sc. Zdenki Zovko Brodarac na stručnom vodstvu, savjetima i danim smjernicama koje su olakšale izradu ovog diplomskog rada. Hvala Vam što ste iskazali povjerenje, motivirali me i ohrabрили za izradu ovog diplomskog rada, ali i drugih radova koji su nastali pod Vašim mentorstvom.

Zahvalu dugujem Vanji Šuici mag.ing.met. iz Saint Jean Industries d.o.o. koji je omogućio i organizirao izradu eksperimentalnog dijela rada. Također, zahvaljujem se i drugim djelatnicima Saint Jean Industries d.o.o. koji su na bilo koji način pomogli u izradi ovog diplomskog rada.

Također, zahvaljujem se Tomislavu Rupčiću mag.ing.met. na vremenu koje je izdvojio za izradu eksperimentalnog rada i provedena istraživanja, ali i savjetima koje je uputio tijekom izrade diplomskog rada. Nadalje, zahvaljujem se Franji Kozini mag.ing.met na podršci i pomoći prilikom izrade metalografske analize.

Zahvaljujem se i Almiru Mahmutoviću dipl.ing.met. koji je svojim stručnim znanjem pomogao prilikom izrade simulacije u ProCAST programu. Zahvaljujem se i Tinu Brliću mag.ing.met koji je vodio mehanička ispitivanja.

Zahvaljujem se svojoj majci koja mi je bila podrška tijekom studiranja, ali i bratu i sestri koji su moje studiranje učinili izazovnijim i zanimljivijim.

Posebnu zahvalu zaslužuje moj zaručnik koji je bio velika podrška tijekom studiranja. Također, zahvaljujem se i njegovim roditeljima koji su me podržavali tijekom studiranja.

Na kraju, zahvaljujem se svojim prijateljicama, ali i svim ostalim kolegicama i kolegama koji su ovaj dio mog životnog puta učinili ljepšim.

Hvala!

UTJECAJ TEHNOLOŠKIH PARAMETARA LIJEVANJA NA RAZVOJ MIKROSTRUKTURNIH I MEHANIČKIH SVOJSTAVA $AlSi7Mg0,3$ LEGURE

Sažetak:

Aluminijske legure posjeduju izvrsna mehanička svojstva, fizikalno-kemijska i tehnološka svojstva te su zbog toga pronašle primjenu u automobilskoj, svemirskoj, kemijskoj i prehrambenoj industriji, ali i u elektrotehnici. Primjenu u automobilskoj industriji pronašle su zbog niske gustoće čime se smanjuje masa automobila te se doprinosi smanjenju potrošnje goriva čime se direktno utječe na smanjenje emisije CO_2 . Jedna od najčešće primjenjivanih legura u autoindustriji je $AlSi7Mg0,3$ legura. Legura se lijeva u trajne kalupe čime se osiguravaju optimalni uvjeti hlađenja i skrućivanja i postižu bolja mehanička svojstva. S obzirom na geometriju odljevka, lijevanje se provodi tehnologijom gravitacijskog lijevanja sa zakretanjem. U okviru ovog diplomskog rada pokazalo se da različite brzine hlađenja i punjenja kalupa mogu utjecati na razvoj mikrostrukture i mehanička svojstva odljevka. Metalografskim ispitivanjima, osim primarnih α_{Al} dendrita i eutektika ($\alpha_{Al} + \beta_{Si}$) uočene su i intermetalne faze na osnovi Fe i Mg. U radu je istražen utjecaj tri različita seta parametara na razvoj mikrostrukture i razvoj α_{Al} u korelaciji s debljinom stijenke: I) optimalni parametri s hlađenjem alata, II) bez hlađenja alata i III) ubrzano punjenje alata. Ispitivanjima je utvrđen pozitivan utjecaj povećanje brzine hlađenja i skrućivanja na usitnjavanje mikrostrukturnih konstituenata, prvenstveno α_{Al} do 25 mm debljine stijenke. Mehaničkim ispitivanjima utvrđene su razlike u vrijednostima vlačne čvrstoće i izduženja za slučajeve I, II i III. U prvom slučaju s optimalnim parametrima lijevanja postižu se najbolji rezultati mehaničkih svojstava. Fraktografskom analizom utvrđeni su uzroci lošijih mehaničkih svojstava u odljevku. Kako bi se utvrdio uzrok nastalih grešaka provedena je numerička simulacija odljevka te je utvrđena poroznosti nastala uslijed stezanja pri skrućivanju i neusmjereno skrućivanje u toplom mjestu.

Ključne riječi: $AlSi7Mg0,3$ legura, parametri lijevanja, mikrostruktura, skrućivanje, poroznost

INFLUENCE OF THE TECHNOLOGICAL CASTING PARAMETERS ON THE MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES DEVELOPMENT OF AlSi7Mg0,3 ALLOY

Summary

Aluminum alloys have excellent mechanical properties, physical and chemical and technological properties and therefore found application in the automotive, aerospace, chemical and food industry, but also in electrical engineering. They have been used in the automotive industry because of their low density, which reduce the mass of cars and contributes to the reduction of fuel consumption, thereby directly reducing CO₂ emissions. One of the most commonly used alloys in the automotive industry is AlSi7Mg0,3 alloy. The alloy has been poured into die which ensures optimal cooling and solidification conditions and better mechanical properties were achieved. Considering casting geometry, casting is poured by gravity tilt casting technology. Within this paper, has been shown that different cooling speed as well as pouring rates can affect development of casting microstructure and mechanical properties. Metallographic examination reveals primary α_{Al} dendrites and eutectics ($\alpha_{Al} + \beta_{Si}$) and other intermetallic phases based on Fe and Mg. In this paper the influence of three sets of parameters was investigated on microstructure development and development of α_{Al} in correlation with wall thickness: I) optimal casting parameters with applied cooling casting die, II) casting parameters without cooling and III) casting parameters with faster pouring rate. A positive impact of increased cooling rate and solidification rate on refinement of microstructural constituents first of all at α_{Al} till 25 mm of wall thicknesses. Mechanical testing revealed difference in tensile strength and elongation values for case I, II, and III. In first case with optimal parameters, the best mechanical properties are obtained. Lower mechanical properties caused by defects in casting were determinate by fractography analysis. In order to determine the cause of the defects, a numerical simulation of the casting was carried. Defects occurred in castings were determinated as shrinkage porosity and unidirectional solidification in hot spots.

Key words: AlSi7Mg0,3 alloy, casting parameters, wall thickness, microstructure, porosity

KAZALO

I.	POPIS SLIKA.....	i
II.	POPIS TABLICA	iii
1.	UVOD.....	1
2.	TEORIJSKI DIO.....	2
2.1.	Povijesni razvoj aluminija i aluminijskih legura	2
2.2.	Proizvodnja aluminija	4
2.3.	Aluminijske legure u autoindustriji	5
2.4.	Svojstva aluminija i aluminijskih legura.....	6
2.4.1.	Utjecaj legirajućih elemenata na svojstva aluminijskih legura	8
2.4.2.	Utjecaj nečistoća u aluminijskim legurama	9
2.5.	Lijevanje aluminijskih legura u trajne kalupe.....	11
2.6.	Skrucivanje aluminijskih legura	12
2.6.1.	Termodinamika skrucivanja.....	23
2.6.2.	Pothlađenje.....	25
2.6.3.	Nukleacija	28
2.7.	Rast kristala.....	31
2.8.	Aluminij-silicij sustav.....	32
2.8.1.	Aluminij-silicij-magnezij sustav	34
2.8.2.	Skrucivanje AlSi7Mg0,3 legure.....	35
2.9.	Utjecaj tehnoloških parametara na razvoj svojstava	36
2.10.	Greške u odljevcima	36
3.	EKSPERIMENTALNI DIO	40
3.1.	Metodologija rada	40
3.1.1.	Ispitivanje naplinsenosti taline AlSi7Mg0,3 legure.....	41
3.1.2.	Ispitivanje kemijskog sastava AlSi7Mg0,3 legure	41
3.2.	Gravitacijsko lijevanje sa zakretanjem AlSi7Mg0,3 legure	41
3.3.	Ispitivanje jednostavnom toplinskom analizom.....	44
3.4.	Ispitivanje lijevanih uzoraka AlSi7Mg0,3 legure	44
3.4.1.	Rendgensko ispitivanje	44
3.4.2.	Ispitivanja mikrostrukturnih značajki	45
3.4.2.1.	Priprema uzoraka za metalografska ispitivanja	45
3.4.2.2.	Metalografska ispitivanja AlSi7Mg0,3 legure.....	47
3.4.2.2.1.	Izračun SDAS-a.....	48
3.4.2.3.	Mikrostrukturna ispitivanja AlSi7Mg0,3 legure	49
3.4.2.4.	Ispitivanje mehaničkih svojstava.....	49

4. REZULTATI I DISKUSIJA	51
4.1. Kemijska analiza	51
4.2. Jednostavna toplinska analiza	51
4.3. Rendgenska analiza	54
4.4. Metalografska analiza	56
4.4.1. SDAS i udio primarne α -aluminij faze	60
4.5. Mikrostrukturna analiza	61
4.5.1. EDS analiza uzorka	62
4.6. Mehanička ispitivanja	64
4.7. Fraktografska analiza	65
4.8. Numerička simulacija odljevka	70
5. ZAKLJUČAK	72
6. LITERATURA	74
ŽIVOTOPIS	77

I. POPIS SLIKA

Slika 1. Primjena aluminija i aluminijskih legura kroz povijest njegova razvoja [11].....	3
Slika 2. Proizvodnja aluminija u razdoblju od 1973. do 2019. godine [15]	4
Slika 3. Usporedba prosječne potrošnje energije i emisije CO ₂ [17].....	5
Slika 4. Mehanička svojstva aluminija čistoće 99,50% pri povećanju temperature. (1) Vlačna čvrstoća, R _m [MPa]; (2) Granica razvlačenja, R _{p0,2} [MPa]; (3) Izduženje A, [%] [18]	7
Slika 5. Najčešće primjenjivane legure aluminija prema podjeli s obzirom na naknadnu obradu [19].....	7
Slika 6. Shematski prikaz binarnog faznog dijagrama podijele aluminijskih leguri na gnječive i lijevačke legure [20]	8
Slika 7. Željezne faze u aluminijskim legurama: (a) Igličasta Al ₅ FeSi faza,	10
Slika 8. Shematski prikaz gravitacijskog lijevanja sa zakretanjem [23].....	12
Slika 9. Fazni dijagram hipotetske legure [25]	12
Slika 10. Front skrućivanja legure X ₀ [25]	13
Slika 11. Konstitucijsko pothlađenje ravnog fronta skrućivanja [25].....	14
Slika 12. Raspad početnog planarnog fronta skrućivanja u ćelije [25].....	15
Slika 13. Temperatura i raspodjela otopljenog elementa pri ćelijastom skrućivanju [25].....	16
Slika 14. Shematski prikaz rasta dendrita [26]	16
Slika 15. (a) Shematski prikaz mjesta za nastajanje sekundarnih dendritnih grana,	17
Slika 16. Konstitucijsko pothlađenje [26].....	18
Slika 17. Vrste kooperativnog eutektika [27]	19
Slika 18. Shematski prikaz morfologije granične površine skrućivanja eutektika:	19
Slika 19. Morfologije fronta eutektika [27]	20
Slika 20. Shematski prikaz rasta nepravilnog eutektika [27].....	21
Slika 21. Vrste nestabilnosti plernarne eutektičke površine: (a) jednofazna nestabilnost koja dovodi do nastajanja dendrita jedne faze, (b) dvofazna nestabilnost koja dovodi do nastajanja eutektičke kolonije u prisutnosti trećeg legirajućeg elementa [4]	21
Slika 22. Skrućivanje prema skalama [27]	22
Slika 23. Strukturne zone [24]	23
Slika 24. Shematski prikaz pravilne uređenosti dugog dosega (lijevo) i kratkog dosega (desno) [27].....	25
Slika 25. Dijagram promjene slobodne energije u ovisnosti temperature za krutine i tekućinu [27].....	26
Slika 26. Promjena slobodne energije tekućine/krutine u ovisnosti o radijusu embrija [27] ..	29
Slika 27. Heterogena nukleacija nukleusa [27].....	29
Slika 28. Shematski prikaz potrebne slobodne energije za homogenu i heterogenu nukleaciju [27].....	30
Slika 29. Modeli rasta kristala na površini talina/krutina: (a) difuzijski prijenos, (b) atomska ravna granica [26]	31
Slika 30. Rast kristala u talini [26].....	32
Slika 31. Binarni fazni dijagram i pripadajuće mikrostrukture: (a) Al-Si fazni dijagram, (b) mikrostruktura podeutektičke legure, (c) mikrostruktura eutektičke legure, (d) mikrostruktura nadeutektičke legure [28].....	33
Slika 32. Fazni dijagram Al-Si-Mg legure: (a) likvidus projekcija, (b) solidus projekcija, (c) aluminijski kut [20].....	34
Slika 33. Krivulja hlađenja AlSi7Mg0,3 legure [6]	35
Slika 34. SEM prikaz (a) zračne poroznosti i (b) vodikove poroznosti [36]	38
Slika 35. Mikrostruktura krupnih dendrita okruženih finim dendritima [36].....	39

Slika 36. Peći za pripremu taline: (a) peć za taljenje METAFOUR, (b) peć za održavanje taline MORGAN.....	40
Slika 37. Uređaj za analizu indeksa gustoće.....	41
Slika 38. Uzorak za ispitivanje kemijskog sastava.....	41
Slika 39. Postupak lijevanja AlSi7Mg0,3 legure gravitacijskom tehnologijom sa zakretanjem: (a) lijevanje taline u kalup, (b) početak zakretanja stroja, (c) konačna pozicija stroja pri zakretanju (90°).....	42
Slika 40. Vađenje odljevka iz kalupa nakon skrućivanja.....	43
Slika 41. Odljevak od AlSi7Mg0,3 legure dobiven gravitacijskom tehnologijom lijevanja sa zakretanjem.....	43
Slika 42. Croning lončić QuickCup: a) prazan QuickCup, (b) QuickCup s talinom.....	44
Slika 43. Uređaj za prikupljanje podataka s modulom za temperaturu.....	44
Slika 44. Uređaji za rezanje uzoraka: (a) pila za rezanje odljevaka većih dimenzija,.....	45
Slika 45. Uzorkovanje za metalografsku i mikrostrukturnu analizu:.....	45
Slika 46. Priprema uzorka vrućim ulaganjem: (a) postavljanje uzorka u komoru,.....	46
Slika 47. Uređaj za brušenje i poliranje Struers Force-100.....	47
Slika 48. Uređaj za brušenje i poliranje Vektor LC Buehler Phoenix.....	47
Slika 49. Svjetlosni mikroskopi za metalografsku analizu: (a) Olympus GX53, (b) Olympus GX51.....	48
Slika 50. Shematski prikaz mjerenja SDAS-a [39].....	48
Slika 51. Pretražni elektronski mikroskop Tescan VEGA TS 5136 MM.....	49
Slika 52. Područje za izradu epruvete.....	49
Slika 53. Epruveta nakon strojne obrade.....	50
Slika 54. Kidalica Zwick 50 kN.....	50
Slika 55. Krivulja hlađenja odljevka za I slučaj.....	51
Slika 56. Krivulja hlađenja odljevka za II slučaj.....	52
Slika 57. Krivulja hlađenja odljevka za III slučaj.....	52
Slika 58. Krivulja hlađenja croning lončića (QuickCup).....	53
Slika 59. Rendgensko ispitivanje odljevaka za I, II i III slučaj.....	55
Slika 60. Mikrostrukture odljevka iz I slučaja.....	56
Slika 61. Mikrostrukture odljevka iz II slučaja.....	57
Slika 62. Mikrostrukture odljevka iz III slučaja.....	58
Slika 63. Mikrostruktura dobivena lijevanjem AlSi7Mg0,3 u QuickCup.....	59
Slika 64. Vrijednost SDAS-a prema debljini stijenke za slučajeve I, II, III.....	60
Slika 65. Udio primarnog α_{Al} prema debljini stijenke za slučajeve I, II, III.....	60
Slika 66. Prikaz raspodjele kemijskih elemenata dobivenih mapping analizom pomoću EDS-a.....	62
Slika 67. Mikrostrukturna analiza uzorka iz I slučaja: (a) mikrostruktura s pretražnog elektronskog mikroskopa, (b) analiza sastava u točki.....	63
Slika 68. Fraktografija loma za I slučaj.....	65
Slika 69. Fraktografija loma za II slučaj.....	66
Slika 70. Fraktografija loma za III slučaj.....	67
Slika 71. Mikrostruktura epruveta nakon mehaničkih ispitivanja.....	68
Slika 72. Raspodjela elemenata dobivenih mapping analizom uzorka 3-3B.....	69
Slika 73. Udio krute faze tijekom skrućivanja odljevka (II. slučaj).....	70
Slika 74. Primjer pojave poroznosti za II slučaj: (a) poprečni presjek odljevka s mjestima poroznosti, (b) mjesta poroznosti u odljevku, (c) poroznost u odljevku.....	71

II. POPIS TABLICA

Tablica 1. Usporedba prosječna potrošnje energije i emisije CO ₂ [17]	5
Tablica 2. Fizikalna svojstva aluminija [18].....	6
Tablica 3. Ovisnost veličine kuta o količini nukleacije [27]	30
Tablica 4. Reakcije skrućivanja AlSi7Mg0,3 legure ovisno o brzini hlađenja [6]	36
Tablica 5. Podjela grešaka [36].....	37
Tablica 6. Parametri lijevanja	42
Tablica 7. Kemijski sastav AlSi7Mg0,3 legure	51
Tablica 8. Temperature faznih transformacija odljevaka i croning lončića.....	53
Tablica 9. Brzina hlađenja u QuickCup-u i u odljevcima.....	54
Tablica 10. Mehanička svojstva I, II i III slučaja	64

1. UVOD

Aluminij je poslije kisika i silicija najzastupljeniji element u Zemljinoj kori. Iako aluminij posjeduje dobra svojstva dodatkom legirajućih elemenata postižu se bolja svojstva tako da se u praksi najviše koriste legure aluminija. Zbog svojih dobrih mehaničkih svojstava, otpornosti na koroziju, dobre livljivosti i niske gustoće, legure aluminija sve više zamjenjuju strukturne i konstrukcijske materijale na osnovi željeznih legura. Upravo zbog toga legure aluminija se primjenjuju u automobilskoj, zrakoplovnoj, kemijskoj i prehrambenoj industriji te elektrotehnici i građevinarstvu [1].

Legure aluminija su druge po zastupljenosti u proizvodnji automobila. U primjeni za automobilsku industriju najčešće se koriste Al-Si legure, a najčešću primjenu pronalaze u sigurnosno – kritičnim i strukturnim dijelovima poput kućišta izmjenjivača topline, naplataka, glave i bloka motora te karoserije. S obzirom na nisku gustoću aluminijskih legura, a slijedom navedenog i manju masu, smanjuje se i ukupna masa automobila te se time smanjuje potrošnja goriva, a time i smanjenje emisije onečišćujućih tvari poput CO₂, NO_x i čestica u dimnim plinovima čije vrijednosti danas propisuje norma EURO 6 [2].

Dodatkom drugih legirajućih elemenata poput magnezija u Al-Si legurama poboljšava im se tvrdoća i čvrstoća. Upravo je zbog toga AlSi7Mg0,3 legura najzastupljenija u automobilskoj industriji, a koristi se za izradu dijelova poput nosača motora, dijelova motora, usisnih sustava i drugih dijelova [3].

Legure aluminija mogu se lijevati u jednokratne ili u trajne kalupe. Lijevanjem u trajne kalupe postižu se bolja mehanička svojstva i bolja dimenzijska točnost. Legure aluminija mogu se lijevati različitim tehnologijama lijevanja poput gravitacijskog lijevanja, gravitacijskog lijevanja sa zakretanjem, niskotlačnog lijevanja, visokotlačnog lijevanja, centrifugalnog lijevanja, ali i drugim tehnologijama. Tehnologija lijevanja ovisi o zahtjevu kupaca, veličini serije i geometriji, ali i o veličini samog odljevka koji se lijeva [4].

Legura AlSi7Mg0,3 je podeutektičkog sastava, a sastoji se od metalne osnove α_{Al} i eutektičke faze ($\alpha_{Al} + \beta_{Si}$) te sekundarnih intermetalnih faza i precipitata. Eutektička silicijska faza u podeutektičkim legurama, koja čini eutektički konstituent, skrućuje igličastim ili pločastim oblikom. Navedene morfologije silicija loše djeluju na većinu mehaničkih svojstava uzrokujući krtoš te rezultiraju slabijom strojnom obradivosti. Ustanovljeno je da se eutektička mikrostruktura može značajno promijeniti ovisno o uvjetima skrućivanja. Ova promjena mehanizma rasta silicijske faze iz igličastog ili lamelnog u vlaknasti inducirana je ili velikim brzinama rasta ili kemijski, pomoću dodatka modifikatora. S ciljem kemijske modifikacije dodaju se predlegure natrija ili stroncija [3, 5, 6, 7].

Kemijski sastav AlSi7Mg0,3 legure propisan je normom EN AC 42100. Normom su propisane minimalne i maksimalne vrijednosti pojedinih elemenata poput Fe, Cu, Mn, Mg, Zn i Ti [8].

2. TEORIJSKI DIO

2.1. Povijesni razvoj aluminija i aluminijских legura

Aluminij u svom obliku kakvog danas poznajemo otkriven je 1827. godine. U istom stoljeću otkriveni su i drugi metali poput silicija, rutenija, cerija, germanija [9] te se upravo zbog toga aluminij smatra novijim materijalom. Prva značajna primjena aluminija tj. njegovih legura započela je izradom zrakoplova Schwartz i Zeppelin, a primjena se zadržala sve do današnjih modernih zrakoplova. Osim zrakoplovne industrije aluminij se koristi i u drugim industrijama poput građevinske, elektrotehnike, prehrambene industrije te automobilske industrije [10].

Prva primjena aluminija započela je puno prije zrakoplova i automobila. Ljudi su aluminij počeli koristiti u antičkom vremenu u obliku aluminijevih soli. Narednik Archelaus oblagao je svoje drvene utvrde zaštitnom otopinom aluminijevih soli (aluma) jer je drvo tada otporno na vatru. U prvom stoljeću postoji zabilježena priča kako je obrtnik izradio čašu koja je tada bila od nepoznatog materijala. Čaša je izgledala kao srebro, ali je znatno lakša od srebra stoga se može pretpostaviti da se radilo o aluminiju. Ime elementu aluminij je dao Humphry Davy, a dolazi od riječi alum koja na Latinskom glasi „alumen“. Davy je otkrio da se aluminij može dobiti elektrolitičkom redukcijom aluminijeva oksida, ali to nije uspio dokazati u praksi. Hans Christian Ørsted bio je uspješniji u istraživanju te je 1825. godine eksperimentiranjem dobio aluminijску leguru. Istraživanje dalje nastavlja Friedrich Woehler koji je 1827. godine uspio izolirati oko 30 grama aluminijskog praha, a tek nakon 18 godina uspio je izolirati male kuglice skrutnutog aluminija nakon taljenja. Henri-Etienne Sainte-Clare Deville unaprijedio je Woehlerov proces te ga prenio u industrijsku uporabu, a prvi pogon proizvodnje aluminija izgradio je s partnerima Charles i Alexander Tissier's. Aluminij dobiven u to vrijeme podsjećao je na srebro. U to vrijeme aluminij se smatrao elitnim materijalom stoga je bio vrlo skup, a koristio se najviše za izradu ornamenata i luksuznih predmeta. Prekretnica u razvoju aluminija je Hall-Héroultov proces kojim se aluminij dobiva elektrolizom glinice u kriolitu. Proces su razvili Paul Héroult koji je bio francuski inženjer i Charles Hall koji je bio američki student. Zanimljivost je to što su i Hall i Héroult smislili isti proces, ali svaki zasebno stoga je proces dobio naziv Hall-Héroultov proces [11].

U razdoblju koje je slijedilo došlo je do razvoja kompanija koje su se bavile proizvodnjom aluminija, pa je tako 1888. godine osnovana Aluminium Industry Stock Company u Neuhausenu koja je poslije promijenila naziv u Aluminium Smelter Society. Nadalje, iste godine osniva se Pittsburg Reduction Company, a osniva ju Charles Hall uz pomoć prijatelja. U slijedećem koraku izgradili su novu ljevaonicu u New Yorku u blizini Niagara hidroelektrane koja je reorganizirana i 1907. godine postaje Aluminium Company of America koja je poznata kao Alcoa [11]. Alcoa je korporacija koja i danas postoji i bavi se dobivanjem i preradom boksita, aluminijevog oksida i aluminija [12]. Karl Joseph Bayer je 1889. godine unaprijedio proces i dobio je aluminijev oksid koji se sve do danas koristi za proizvodnju aluminija [11].

Za vrijeme I. svjetskog rata avioindustrija je imala ključnu ulogu u razvoju aluminijских legura. Posebice se to odnosi na primjenu duraluminija u vojnoj industriji. U međuvremenu dolazi i do masovne proizvodnje proizvoda namijenjenih za kućanstvo, te do razvoja kontinuiranog valjanja aluminija za dobivanje aluminijске folije. Prva valjaonica aluminijске folije otvorena je 1910. Godine [11].

Slijedeći ključni događaj u razvoju aluminijske industrije je izum Söderbergovih anoda koje su Hall-Héroultov proces učinile učinkovitijim. Primjena ovih anoda je brzo prihvaćena u industriji aluminija [11].

U Rusiji prvo postrojenje za proizvodnju aluminija Volkhovsky otvoreno je 1932. godine, a do početka II. svjetskog rata imalo je dvije ljevaonice i jedno postrojenje za rafinaciju. U to vrijeme aluminij se koristio u avioindustriji, izradi brodova i automobilskoj industriji te započinje primjena aluminija i njegovih legura u građevinarstvu. Za izradu prve najviše zgrade na svijetu, The Empire State Building, korišten je aluminij u osnovnim konstrukcijama, ali i u interijeru [11].

Za vrijeme II. svjetskog rata aluminij se najviše koristio u avioindustriji i automobilskoj industriji. Tada je dizajniranje novih zrakoplova bilo od iznimne važnosti, a time su se sintetizirale i nove legure. Nakon toga, sredinom 20. stoljeća čovjek osvaja svemir. Prvo lansiranje satelita u svemir dogodilo se 1957. godine od strane tadašnjeg SSSR, a za izradu satelita koristile su se legure na bazi aluminija. Zatim slijedi primjena aluminijskih limenki u prehrambenoj industriji. Coors pivovara 1958. godine počela je koristiti limenke za prodaju svojih proizvoda. Osim prodaje proizvoda, prvi su organizirali sakupljanje limenki za recikliranje. Nakon njih na prodaju svojih pića u aluminijskim limenkama odvažili su se Coca-Cola i Pepsi. Na slici 1 prikazani su proizvodi aluminija i aluminijskih legura koji su nastali kroz povijesni razvoj aluminija [11].



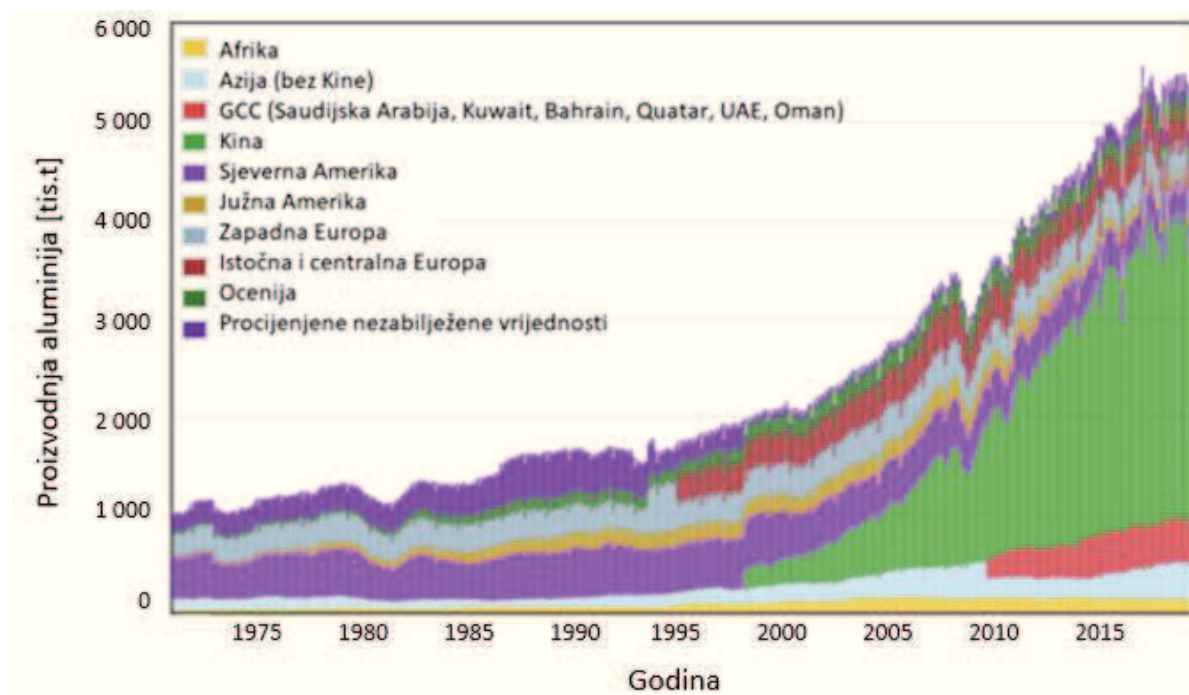
Slika 1. Primjena aluminija i aluminijskih legura kroz povijest njegova razvoja [11]

Slijedeći događaj koji je ukazao na značaj aluminija je utrka 500 milja Indianapolisa koja se održala 1962. godine. Značaj ove utrke je taj što je tu prvi put korišten automobil izrađen od aluminijskih legura za utrku. Iako je taj automobil imao 70 KS manje od ostalih automobila završio je osmi u kvalifikaciji i deveti u utrci [11].

2.2. Proizvodnja aluminija

Aluminij je poslije kisika i silicija najrasprostranjeniji element u Zemljinoj kori s udjelom od 7,45%. Aluminij se u prirodi ne može naći u samorodnom obliku, već isključivo u vezanom obliku zbog izraženog afiniteta prema kisiku. Najznačajnije rude koje se koriste za dobivanje aluminija su boksiti, nefelini, aluniti, kaolini i gline. Uvjeti koje je potrebno zadovoljiti za korištenje neke rude su: visok sadržaj aluminijevog oksida (Al_2O_3) te da se nalazi u obliku iz kojeg je moguće lako izdvajanje u čistom obliku. Za dobivanje primarnog aluminija koristi se Bayerov proces u kojem se izdvaja glinica pomoću natrijevog hidroksida (NaOH). Proces se temelji se na topljivosti aluminijeve komponente iz boksita u vrućoj otopini natrijevog hidroksida. Produkti koji nastaju se natrijev aluminat i netopljivi ostatak koji se naziva „crveni mulj“ koji se sastoji od željezne, silicijeve i titanove komponente. U sljedećem koraku provodi se razlaganje aluminatne otopine nakon čega se provodi dekantacija i filtracija, a dobiveni produkt je aluminijev hidroksid koji se podvrgava kalcinaciji kako bi se dobila glinica [13]. Dobivena glinica obrađuje se Hall-Héroultovim procesom kako bi se dobio metalni aluminij. Proces se provodi tako da se glinica uvodi u rastaljeni kriolit (Na_3AlF_6) koji se nalazi u elektrolitičkoj ćeliji. U elektrolitičkoj ćeliji nalazi se anoda koja je uronjena u elektrolit, a katoda je na dnu ćelije te se na njoj tijekom reakcije izdvaja aluminij [14]. Aluminij se s dna elektrolitičke ćelije mora vaditi redovito, nakon čega se moraju ukloniti primjese koje mogu biti nemetalne (elektrolit, glinica, čestice uljika), metalne (Fe, Si, Ti, itd), mehaničke i plinovite (vodik). Nemetalne i plinovite primjese uklanjaju se pretapanjem uz obradu taljivima ili obradom s plinovima, a najčešće korišteni plin je klor. Za povećanje čistoće aluminija provodi se rafinacija, zonska rekristalizacija, destilacija u vakuumu i drugi postupci [13].

Proizvodnja aluminija u svijetu konstantno raste, što se može vidjeti iz slike 2.



Slika 2. Proizvodnja aluminija u razdoblju od 1973. do 2019. godine [15]

Prema dostupnim podacima može se vidjeti kako je Kina najveći pojedinačni proizvođač aluminija u zadnjih 15 godina.

2.3. Aluminijske legure u autoindustriji

Aluminijske legure na bazi silicija su najvažnije legure koje se primjenjuju u automobilskoj industriji, ali i u zrakoplovnoj industriji, građevinskoj, prehrambenoj industriji te elektrotehnici.

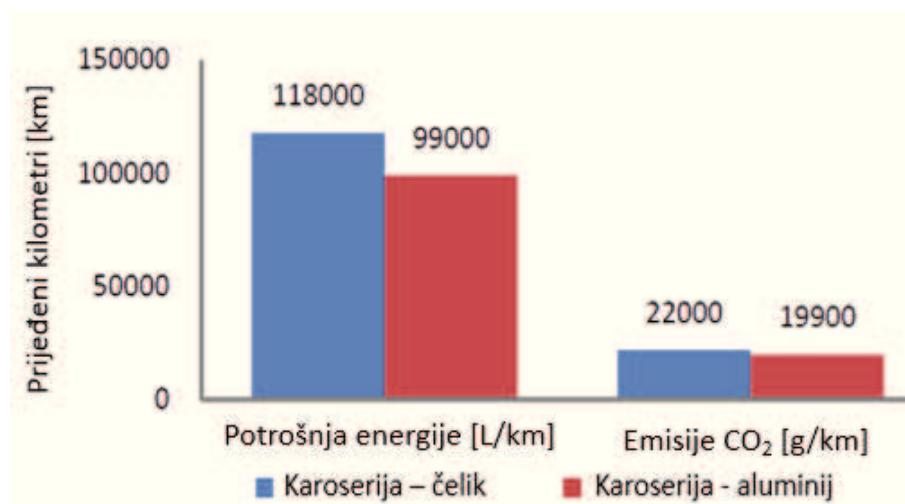
Kako bi se smanjile emisije CO₂ te zadovoljile globalne potrebe u zaštiti okoliša jedan od načina je i zamjena teških dijelova automobila nekim lakšim materijalima poput aluminija. S obzirom da su zahtjevi za komforom, sigurnošću i performansama ostali isti, aluminijske legure zadovoljavaju primjenu. Za smanjenje mase od 100 kg smanjuje se emisija CO₂ za 9 g/km. Korištenjem aluminijskih legura masa nekog dijela automobila može se smanjiti i za 50%. Aluminijske legure primjenjuju se za proizvodnju karoserije automobila, blokova motora, naplataka, strukturnih dijelova i drugih komponenti. Karoserija izrađena od aluminija može smanjiti masu automobila od 70 do 140 kg [16].

Ukoliko se čelična karoserija istog automobila zamijeni s aluminijem u potpunosti uočava se smanjenje emisije CO₂ kako je prikazano tablicom 1.

Tablica 1. Usporedba prosječna potrošnje energije i emisije CO₂ [17]

	Karoserija - čelik	Karoserija – aluminij
Ukupna masa vozila	2500 kg	2075 kg
Prosječna potrošnja energije	11,8 L/100 km	9,9 L/100 km
CO ₂ emisije	220 g/km	199 g/km

Prema danim podacima iz tablice 1 mogu se vidjeti razlike u potrošnji energije i emisiji CO₂, ali ako se ti podaci prikažu za životni ciklus automobila, uštede su značajnije. Na slici 3 su prikazani podaci za prosječnu potrošnju energije i CO₂ za prijeđeni put od 100 000 km.



Slika 3. Usporedba prosječne potrošnje energije i emisije CO₂ [17]

Radni vijek automobila je viši od 10 godina, a za to vrijeme neka se pretpostavlja da prijeđe 100 000 km. Nadalje, za proizvodnju aluminija potrebna je energija koja se kompenzira za prijeđeni put od 50 000 km. Isto tako se može pretpostaviti i za emisije CO₂ čija vrijednost iznosi 90 000 km kompenzacije. Iz slike se može vidjeti kako su postignute uštede značajne za prijeđeni put [17].

2.4.Svojstva aluminija i aluminijских legura

Aluminij je srebreno-bijeli metal kojeg odlikuju svojstva poput niske gustoće (2,7 g/cm³), visoke čvrstoće, ali i otpornost na koroziju te bolja električna i toplinska provodljivost. Upravo zbog navedenih svojstava aluminij je pronašao primjenu u raznim granama industrije. Zbog svojih povoljnih svojstava aluminij zamjenjuje druge materijale poput čelika i željeznih ljevova te se zbog toga očekuje povećanje njegove primjene [18].

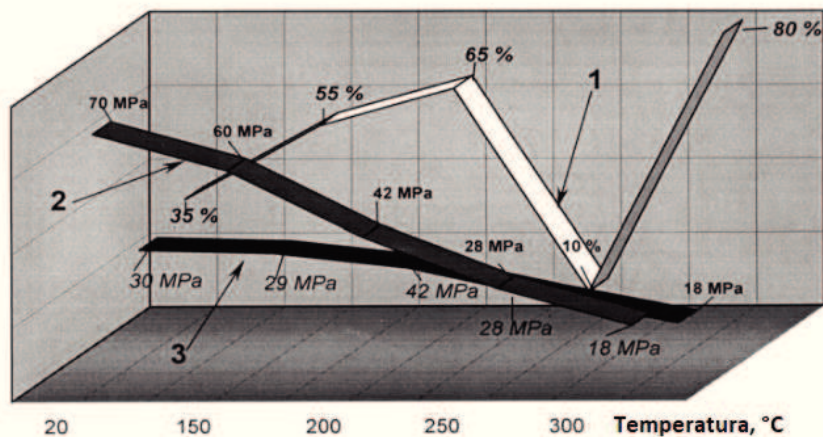
Svojstva aluminija ovise o stupnju čistoće. Stupanj čistoće može biti od komercijalnih legura s komercijalnim stupnjem čistoće do super-čistih legura. Fizikalna svojstva aluminija ovisno o čistoći prikazana su u tablici 2.

Tablica 2. Fizikalna svojstva aluminija [18]

Svojstva	Stupanj čistoće [%]				
	99,999	99,990	99,800	99,500	99,000
Temperatura taljenja [°C]	/	660,2	/		657,0
Temperatura vrenja [°C]	/	2480	/	/	/
Latentna toplina taljenja [kJ/kg]	/	396	/	/	93,0
Gustoća pri 20 °C [g/cm ³]	2,7	2,7	2,71	2,71	/
Električni otpor pri 20 °C [μΩ-cm]	2,63	2,68	2,74	2,8	2,87
Koeficijent toplinskog izduženja 10 ⁶ (20-100 °C) [K ⁻¹]	/	23,86	23,5	23,5	23,5
Toplinska provodljivost pri 100 °C [W/mK]	/	0,57	0,56	0,55	0,54

Gustoća aluminija ovisi o stupnju čistoće taline, ali i o temperaturi. Pri sobnoj temperaturi gustoća aluminija je 2,7 g/cm³, ali s povećanjem temperature dolazi do pada gustoće, pa mu tako pri temperaturi od 660 °C gustoća iznosi 2,55 g/cm³. Što je viši stupanj čistoće aluminija to se točnije može odrediti gustoća. Korozijska otpornost postiže se stvaranjem oksidnog sloja na površini. Oksidni sloj koji nastaje kao prevlaka ima vrlo visoku gustoću te se na taj način sprječava daljnja oksidacija. Zbog toga se aluminij koristi i kao prevlaka za druge materijale koja sprječava propadanje osnovnog materijala. Aluminij je otporan na koroziju u slijedećim medijima: aceton, acetilen, amonijak, kalcijev klorid, glicerol, sulfati natrija i magnezija, morska voda, jestiva ulja, voda i dr. [18].

Mehanička svojstva aluminija ovise o čistoći aluminija, ali i o temperaturi. Mehanička svojstva poput vlačne čvrstoće, granice razvlačenja i tvrdoće iznimno su osjetljivi na temperaturu, dok kod elastičnih svojstava temperatura ima nešto manji utjecaj. Na slici 4 prikazan je utjecaj temperature na aluminij čistoće 99,50%. Utjecaj temperature na vlačnu čvrstoću je značajan. Do temperature od oko 200 °C dolazi do povećanja vlačne čvrstoće nakon čega dolazi do naglog pada vlačne čvrstoće. Pri temperaturama većim od 250 °C dolazi do naglog povećanja vlačne čvrstoće. Daljnjim povećanjem temperature opada granica razvlačenja, a sličnost se može uočiti i kod izduženja samo što je pad kod izduženja manje izražen [18].

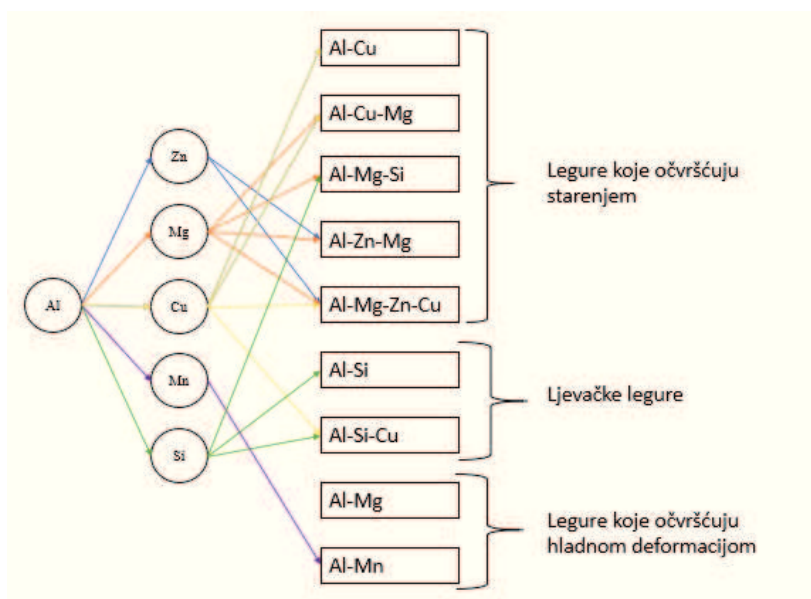


Slika 4. Mehanička svojstva aluminija čistoće 99,50% pri povećanju temperature: (1) Vlačna čvrstoća R_m [MPa]; (2) Granica razvlačenja $R_{p0.2}$ [MPa]; (3) Izduženje A [%] [18]

Iako aluminij ima vrlo povoljna svojstva, u praksi se najviše koriste legure aluminija koje imaju znatno poboljšana svojstva u odnosu na čisti aluminij. Legure aluminija odlikuje dobra livljivost, niska temperatura taljenja, brz prijenos topline s taline na kalup, kemijska stabilnost i dobra površina [3]. Na svojstva aluminijevih legura utječu sastav legirajućih elemenata i nečistoće te mikrostruktura koja se postiže interakcijom prisutnih kemijskih elemenata i primijenjene tehnologije lijevanja koja diktira uvjete hlađenja i skrućivanja. Legure aluminija mogu sadržavati jedan ili više legirajućih elemenata, a najčešći su silicij, magnezij, bakar, mangan i cink. Na slici 5 prikazane su legure koje se najčešće primjenjuju.

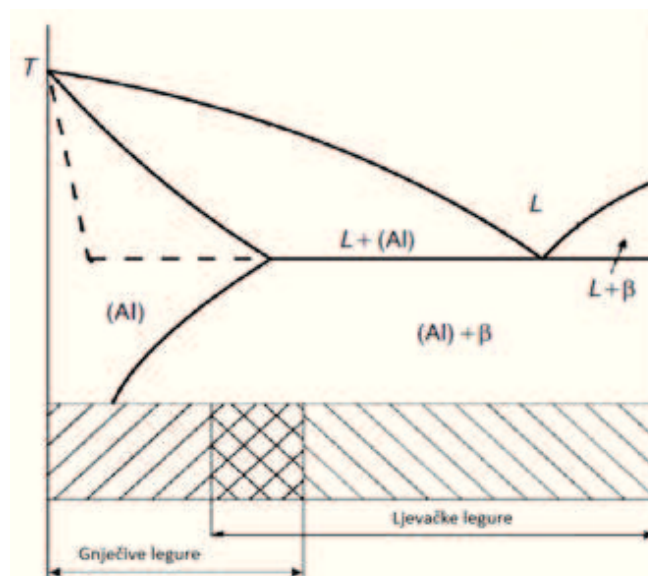
Navedene legure aluminija podijeljene su u tri osnovne skupine:

- legure koje očvršćuju starenjem,
- ljevačke legure,
- legure koje očvršćuju hladnom deformacijom [19].



Slika 5. Najčešće primjenjivane legure aluminija prema podjeli s obzirom na naknadnu obradu [19]

Aluminijske legure prema procesu proizvodnje mogu se podijeliti u dvije osnovne skupine, a to su gnječive legure i lijevačke legure (slika 6) [10, 19].



Slika 6. Shematski prikaz binarnog faznog dijagrama podijele aluminijskih leguri na gnječive i lijevačke legure [20]

Nadalje, legure se mogu podijeliti prema mogućnostima toplinske obrade, a to su toplinski očvršnute legure i toplinski neočvršnute legure. Toplinski očvršnute legure očvršćivaju toplinskom obradom poput homogenizacijskog žarenja zatim gašenja, te precipitacijskim očvršćivanjem ili očvršćivanjem starenjem. Toplinski neočvršnute legure očvršćuju deformacijom u toplom ili hladnom stanju [19].

2.4.1. Utjecaj legirajućih elemenata na svojstva aluminijskih legura

Osim glavnih legirajućih elemenata mogu se dodati i drugi elementi poput Mn, Ti, Cr, C, Ni, Sr, Na, B, Be, Cd i dr. kako bi se poboljšala svojstva materijala. Elementi poput Fe, Pb, Sn, Bi predstavljaju nečistoće koje pogoršavaju svojstva legura. Za smanjenje oksidacije pri povišenoj temperaturi dodaje se berilij koji se koristi i za nastajanje kompleksnog spoja željeza i aluminijski koji ima manje štetan utjecaj od samog željeza. Prednost berilija je što nema negativan utjecaja na korozivnu otpornost aluminijski. Nedostatak predstavlja loš učinak berilija na zdravlje ljudi stoga se ne smije stavljati u materijale koji se koriste za hranu ili pića [3].

Bor (B) se koristi za cijepljenje taline te za poboljšanje električne provodljivosti precipitiranjem vanadija, titana i kroma. Ove elemente potrebno je prevesti u pogodni spoj jer pojedinačno loše utječu na električnu provodljivost. Bor se može koristiti i sam, ali je učinkovitiji u kombinaciji s titanom. Bor se dodaje u vrlo malim količinama od 0,005 do 0,1% [3].

Kadmij (Cd) se dodaje u vrlo malim količinama, do 0,3%, kako bi se ubrzalo otvrdnjavanje starenjem, poboljšala čvrstoća i osigurala veća korozivna otpornost. Dovoljno je 0,1% kadmija kako bi se osigurala lakša strojna obrada. Problem predstavlja kadmijev oksid koji izlazi u obliku para prilikom taljenja, odnosno lijevanja [3].

Krom (Cr) se smatra nečistoćom iznad 0,35%. Ispod ovog sadržaja, uočava se povoljan utjecaj prevođenja nepoželjne morfologije željeza u povoljniji oblik [3].

Bakar (Cu) se u aluminij dodaje kao glavni legirajući element kako bi se dobile aluminij-bakar legure koje sadrže 2-10% bakra. Bakar je element koji toplinskom obradom homogenizacijskog otapanja pridonosi povećanju čvrstoće i tvrdoće te smanjenju izduženja [3].

Magnezij (Mg) je glavni legirajući element kod aluminij-magnezij legura. Iako je maksimalna topljivost magnezija u aluminiju 17,4%, legure aluminija-magnezija sadrže do 5,5% magnezija. Magnezij se dodaje i u druge sustave legura aluminija, pa tako i u aluminij-silicij legure pri čemu osigurava višu čvrstoću nakon toplinske obrade, poboljšava duktilnost i korozijsku otpornost [3].

Mangan (Mn) predstavlja nečistoću koja ima ograničenu topljivost u talini, ali nakon skrućivanja u aluminiju ostaje kao čvrsta otopina. Ako su koncentracije dovoljno niske može imati pozitivan utjecaj na svojstva materijala. Mangan se može dodati u legure aluminija kako bi se povećala čvrstoća, poboljšala duktilnost i smanjilo stezanje prilikom skrućivanja. Dodatkom mangana može se kontrolirati i struktura zrna. Mangan se dodaje kao bi se dobile povoljne morfologije željeznih faza [3].

Nikal (Ni) ima vrlo malu topljivost u aluminiju koja ne prelazi 0,04%, a u većim količinama tvori intermetalne faze najčešće u kombinaciji s željezom. Ako je sadržaj nikla do 2% tada povećava čvrstoću vrlo čistog aluminija, ali za posljedicu smanjuje duktilnost. Nikal se može dodati u aluminij-silicij legure kao bi se poboljšala čvrstoća i tvrdoća pri povišenim temperaturama, ali zbog toga dolazi do smanjenja koeficijenta istežanja. Dodatkom nikla poboljšava se korozijska otpornost pri visokim tlakovima [3].

Silicij (Si) je jedan od glavnih legirajućih elemenata koji se koristi za poboljšanje livljivosti i tečljivosti te smanjuje poroznost uslijed stežanja pri skrućivanju. Silicij smanjuje toplinsku ekspanziju i duktilnost, ali povećava čvrstoću. Kako bi se poboljšala mehanička svojstva mora se provesti modifikacija silicija. Najčešća sredstva za modifikaciju su na bazi stroncija, natrija i barija. Stroncij se najviše koristi jer nije toliko reaktivan i znatno je stabilniji od drugih modifikatora [21].

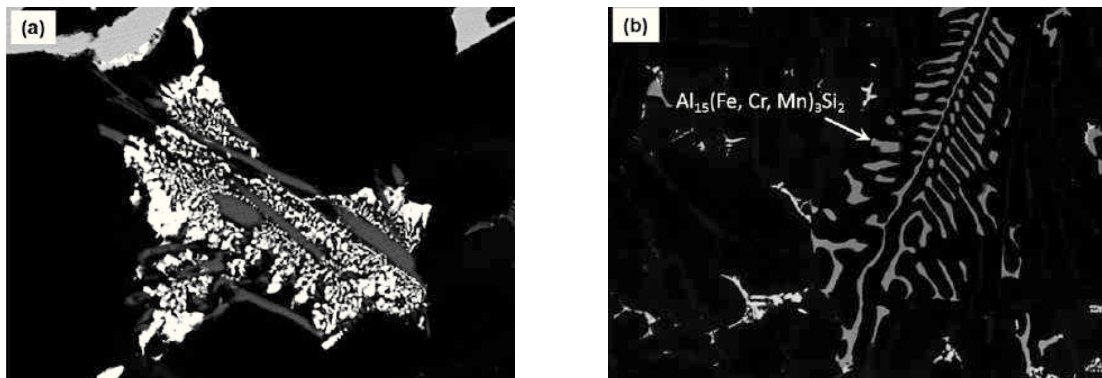
Titan (Ti) se u aluminijskim legurama koristi za usitnjavanje zrna. Kako bi se smanjio utjecaj titana na smanjenje električne provodljivosti dodaje se u obliku TiB_2 . Kada se titan primjenjuje sam tada njegovo djelovanje pada s vremenom držanja taline. Usitnjavanje zrna je uspješnije ukoliko se uz titan dodaje i bor. Titan se može dodavati sam ili kao predlegura Al-Ti-B [3].

2.4.2. Utjecaj nečistoća u aluminijskim legurama

Glavne nečistoće u aluminijskim legurama su željezo i mangan, a zatim slijede olovo, kositar, bizmut, ugljik, klor, fosfor i dr. [3, 21].

Željezo (Fe) predstavlja jednu od najčešćih nečistoća u aluminij-silicij legurama. Željezo je nepoželjno jer stvara krte, igličaste faze koje djeluju zarezno te na taj način djeluju kao inicijalna mjesta za stvaranje pukotina u materijalu što negativno utječe na mehanička svojstva aluminijskih legura. Željezo se može pojaviti u obliku intermetalne Al_5FeSi faze

koja je igličastog oblika i krta je. Takva faza podložna je pucanju te je zbog toga potrebno sadržaj željeza držati što nižim. Međutim, nepovoljna faza može se modificirati dodatkom mangana. Na slici 7 su prikazane željezne faze u aluminij-silicij legurama.



Slika 7. Željezne faze u aluminijским legurama: (a) Igličasta Al_5FeSi faza, (b) $Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$ faza, kinesko pismo [21]

Na slici pod 7a) prikazana je nemodificirana faza igličaste morfologije, a nakon reakcije s Mn rezultirajuća faza je $Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$ u obliku kineskog pisma prikazana na slici 7 b). Igličasta Al_5FeSi faza djeluje zarezno na metalnu osnovu, dok ju kinesko pismo kompaktira.

Iako u malim količinama mangan ima povoljna svojstva time što prevodi željeznu fazu u povoljniji oblik, njegova količina mora biti ograničena jer je slabo topljiv [21].

Fosfor (P) predstavlja manju nečistoću koja je vrlo slabo topljiva u talini, a još je manje topljiv u krutom aluminiju. Fosfor se može koristiti kao modifikator u nadeutektnim legurama.

Arsen (As) se u aluminijским legurama mora strogo kontrolirati zbog vrlo toksičnog AsO_3 .

Ugljik (C) se smatra nečistoćom jer tvori oksikarbide i karbide. Najčešći spoj ugljika u aluminiju je Al_4C_3 koji u kontaktu s vodom isparava te može uzrokovati pitting koroziju.

Galij (Ga) predstavlja nečistoću koja se najčešće pojavljuje u količini oko 0,001 do 0,02%. Ako je sadržaj galija veći od 0,2% tada značajno utječe na korozivnu otpornost te također može zbog brzog prodiranja u zrna aluminija tvoriti kompleksne spojeve koji razdvajaju granice zrna.

Vodik (H) je vrlo nepoželjna nečistoća u aluminijским legurama jer ima vrlo visoku topljivost u tekućem stanju. Topljivost vodika u aluminiju se smanjuje snižavanjem temperature. Negativni učinak očituje se prilikom skrućivanja jer je moguće nastajanje plinskih poroznosti tijekom skrućivanja. Vodik može tvoriti poroznost i tijekom toplinske obrade [3].

2.5. Lijevanje aluminijskih legura u trajne kalupe

Lijevanje aluminijskih legura može se provoditi u jednokratne ili trajne kalupe. Lijevanje u trajne kalupe kod obojenih metala je zastupljeniji proces. Lijevanje u trajne kalupe pogodno je za serijsku proizvodnju čime se postiže jednolična debljina stijenki odljevka, a mogu se lijevati i odljevci kompleksne geometrije. U odnosu na lijevanje u jednokratne kalupe, kod lijevanja u trajne kalupe odljevci postižu bolju dimenzijsku točnost, površinu i mehanička svojstva. Lijevanje u trajne kalupe ima i neka ograničenja. Na primjer, ne mogu se sve legure lijevati u trajne kalupe. Viša je cijena kalupa, stoga je potrebno opravdati troškove proizvodnje. Neke oblike nije pogodno lijevati u trajne kalupe zbog poteškoća kod uklanjanja odljevka iz kalupa. Prilikom lijevanja potrebno je postići progresivno skrućivanje koje završava u uljevnom sustavu što znači da je potrebna dobra razrada tehnološkog procesa lijevanja. Lijevanje taline potrebno je voditi kako bi se spriječila turbulencija taline jer se na taj način može zarobiti troska ili plinovi. Kako bi se izbjeglo nakupljanje oksida potrebno je postaviti filtre u uljevnom sustavu. Alat u koji se lijeva može biti izrađen od željeznog lijeva, čelika, bakra ili kombinacijom materijala radi kontroliranog skrućivanja. Prema literaturi [4] lijevanje aluminijskih legura do debljine 76 mm i promjera 225 mm lijevaju se u 1010 ili 1020 čelike, pijesak ili H11 čelik. Životni vijek trajnog klupa ovisi o temperaturi lijevanja, težini odljevka, hlađenju odljevka, ciklusu zagrijavanja, predrijavanju kalupa, premazima, čišćenju, uljevnom sustavu, ali i o samom materijalu odljevka [4].

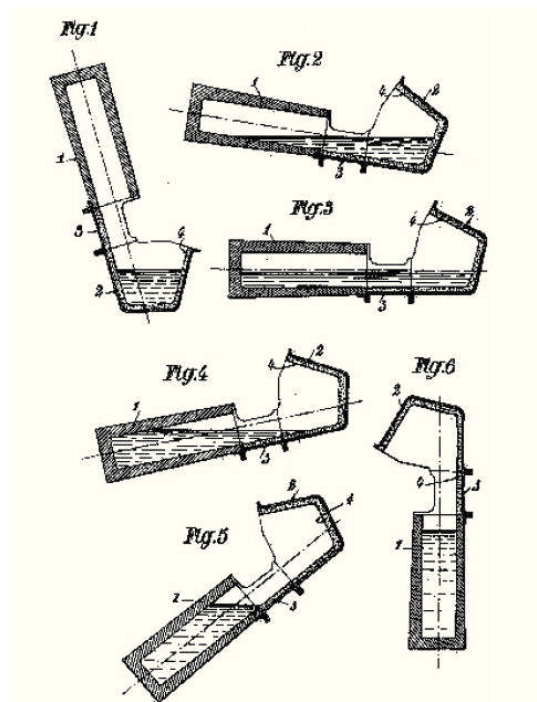
Aluminijski odljevci mogu se proizvesti nekom od navedenih tehnologija:

- gravitacijsko lijevanje,
- niskotlačno lijevanje,
- visokotlačno lijevanje,
- Squeeze casting i
- lijevanje u polučvrstom stanju [4].

Gravitacijsko lijevanje je jedna od standardnih metoda lijevanja odljevaka od aluminijskih legura, ali i legura bakra, magnezija i cinka [4, 22]. Ovaj proces se koristi za proizvodnju odljevaka poput blokova motora, glavi cilindra ili nekih strukturnih dijelova.

U peć za taljenje ulazu se ingoti legure i povratni materijal iz proizvodnje. Prije gravitacijskog lijevanja taline provodi se otplinjavanje u loncu, nakon čega se talina obrađuje u peći za držanje. Postupak lijevanja započinje lijevanjem taline u kalup. Nakon što je kalup napunjen talinom potrebno je neko vrijeme kako bi se završio proces skrućivanja. Kako bi proces skrućivanja bio usmjeren kalup se može hladiti ili grijati na određenim dijelovima. Nakon skrućivanja odljevak se vadi iz kalupa [22].

Kako bi se izbjegle greške u odljevcima umjesto prethodno opisane klasične metode primjenjuje se gravitacijsko lijevanje sa zakretanjem (*engl. gravity tilt casting*). Postupak se provodi tako da se talina ulije u uljevnu čašu nakon čega se cijeli kalup zakreće za 90° te se kalupna šupljina postepeno puni. Na slici 8 shematski je prikazano gravitacijsko lijevanje sa zakretanjem. Primjenom gravitacijskog lijevanja sa zakretanjem osigurava se laminarno punjenje kalupne šupljine i sprječava zarobljavanje zraka te se na taj način izbjegava pojava poroznosti i zarobljavanje uključaka [23].

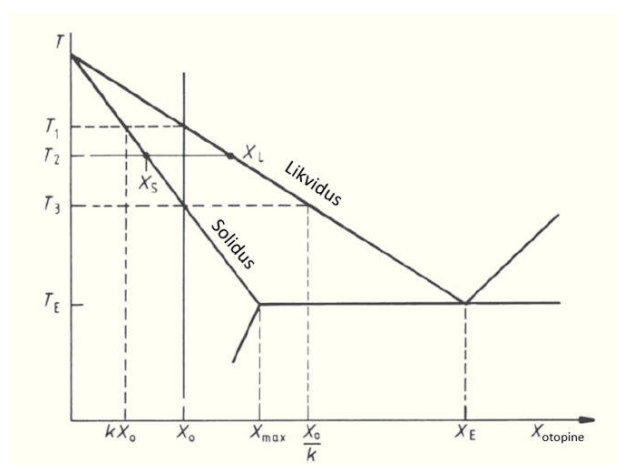


Slika 8. Shematski prikaz gravitacijskog lijevanja sa zakretanjem [23]

2.6. Skrućivanje aluminijskih legura

Skrućivanje predstavlja faznu transformaciju u kojoj talina iz tekućeg prelazi u kruto stanje. Tijekom ovog procesa nastaje kristalna rešetka. Skrućivanje ima vrlo bitnu ulogu u nastajanju određene mikrostrukture. Upravljanjem tijeka skrućivanja može se poboljšati kvaliteta odljevka [24].

Kod skrućivanja komercijalnih legura vrlo rijetko se promatra skrućivanje čistog metala jer se u talinama vrlo često nalaze legirajući elementi i nečistoće koje međusobnom interakcijom mijenjaju tijekom skrućivanja. Zbog toga se kod legura promatraju dvokomponentni ili višekomponentni fazni dijagrami. Hipotetska legura je prikazana na slici 9.



Slika 9. Fazni dijagram hipotetske legure [25]

U ovom slučaju pretpostavlja se idealno stanje što znači da su likvidus i solidus linije ravne. Skrućivanje ovakve legure ovisi o temperaturnom gradijentu, brzini hlađenja i brzini rasta.

U nastavku potrebno je obratiti pažnju na slijedeća tri ravnotežna slučaja skrućivanja legura:

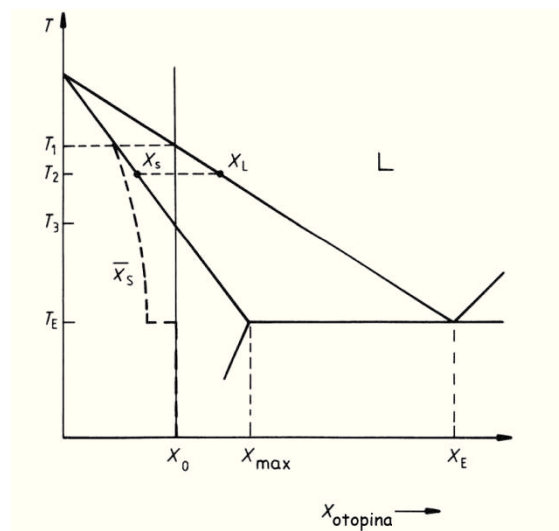
- ravnotežno skrućivanje kod kojeg se skrućivanje odvija beskonačno sporo,
- skrućivanje u kojem nema difuzije u krutini već samo savršeno miješanje u talini,
- skrućivanje u kojem nema difuzije u krutini, ali je prisutno difuzijsko miješanje u talini.

Ravnotežno skrućivanje

Na slici 9 prikazan je koeficijent k koji je omjer krute i tekuće faze u nekom vremenu. Na dijagramu je prikazano skrućivanje legure sastava X_0 . Legura počinje skrućivati u temperaturi T_1 u kojoj dolazi do nastajanja prve krute faze. S padom temperature taline sve je veći udio krute faze. U točki T_3 nalaze se zadnji udjeli tekuće faze, a ispod T_3 točke legura danog sastava nalazi se u krutom stanju.

Skrućivanje u kojem nema difuzije u krutini već samo savršeno miješanje u talini

U krutoj fazi vrlo često nema dovoljno vremena za difuzijsko miješanje jer je hlađenje prebrzo. U ovom slučaju vrijedi fazni dijagram prikazan na slici 10.



Slika 10. Front skrućivanja legure X_0 [25]

Pod pretpostavkom jednosmjernog skrućivanja, do pojave prvih krutih faza dolazi kada temperatura dostigne do T_1 . Daljnjim padom temperature skrućivanje napreduje te dolazi do povećanja udjela krute faze. Tijekom skrućivanja na određenoj površini može se pretpostaviti lokalna ravnoteža. S obzirom da u ovom slučaju nema difuzije između krutih faza ti odvojeni slojevi vraćaju svoj originalni sastav. Iz dijagrama se može vidjeti kako je \bar{X}_S sastav uvijek niži od sastava granične površine kruto/tekuće. Prema ovoj pretpostavci talina može biti bogatija na X u X_0/k sastavu te može težiti nastajanju eutektičkog sastava X_E .

Skrućivanje u kojem nema difuzije u krutini, ali je prisutno difuzijsko miješanje u talini

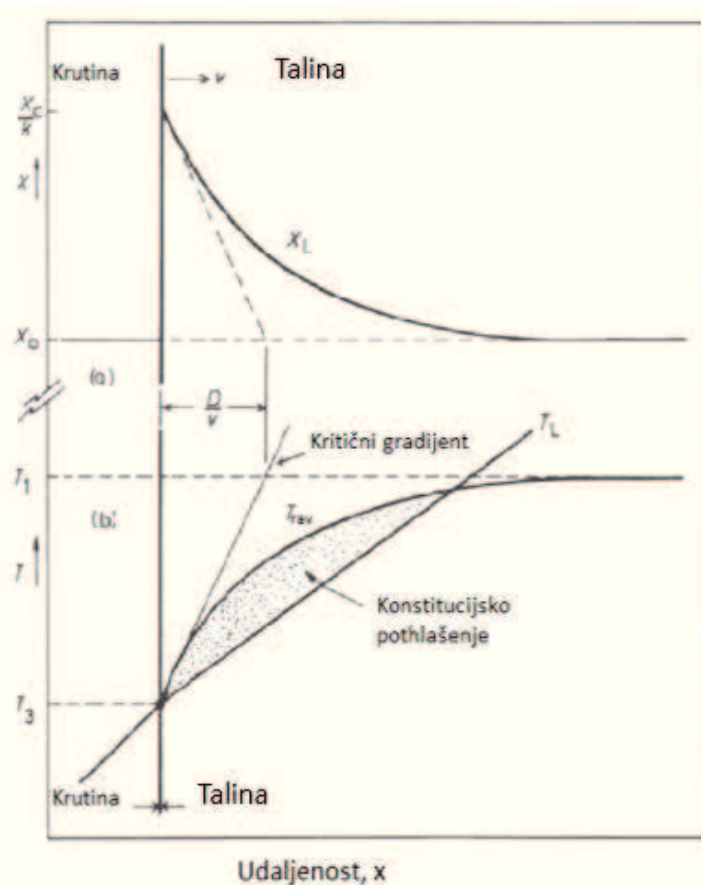
U ovom procesu nema miješanja ili konvekcije, a otopljeni tvar se izbacuje iz krute faze difuzijom. Kruta faza se stvara nakupljanjem otopljenog elementa na graničnoj površini

te rastom krute faze. Ako se promotri slika 9, može se vidjeti da se ravnotežno stanje uspostavlja kada temperatura dosegne T_3 .

U praksi se tijekom skrućivanja najčešće može uočiti pojava svih navedenih slučajeva, jer se u stvarnosti pojavljuje gravitacija, konvekcija ili miješanje taline. Miješanje taline može se odvijati tijekom lijevanja taline u kalup. Miješanje taline nije dovoljno za nastajanje graničnog sloja te je potrebno uzeti u obzir difuziju. U slučaju kada hlađenje nije jednosmjerno, navedeni slučajevi mogu poslužiti za razmatranje na mikroskopskoj razini [25].

Ćelijasto i dendritno skrućivanje

Dosadašnji pregled skrućivanja odnosio se na ravni front skrućivanja, no u stvarnosti on nije ravan. Kod ćelijastog i dendritnog skrućivanja difuzija otopljenog elementa je analogna provođenju latentne topline u talini tijekom skrućivanja čistog metala. Temperaturni gradijent u talini dodatno stvara probleme pri proučavanju skrućivanja. Na slici 11 prikazano je konstitucijsko pothlađenje kojim se može pojasniti ćelijasto i dendritno skrućivanje. Na slici 11 prikazano je stacionarno stanje ravne granične površine. Temperatura granične površine odgovara T_3 temperaturi koja je ujedno i solidus temperatura. Sastav pri T_3 temperaturi je X_0/k u kojem je veća koncentracija otopljenog elementa nego u prosječnom sastavu X_0 . Prema navedenom može se zaključiti kako ispred taline na graničnoj površini postoji sloj obogaćen otopljenim elementom [25].



Slika 11. Konstitucijsko pothlađenje ravnog fronta skrućivanja [25]

Promjena koncentracije otopljenog elemenata ispred fronta skrućivanja uzrokuje varijacije ravnotežne temperature koja predstavlja likvidus temperaturu. Likvidus

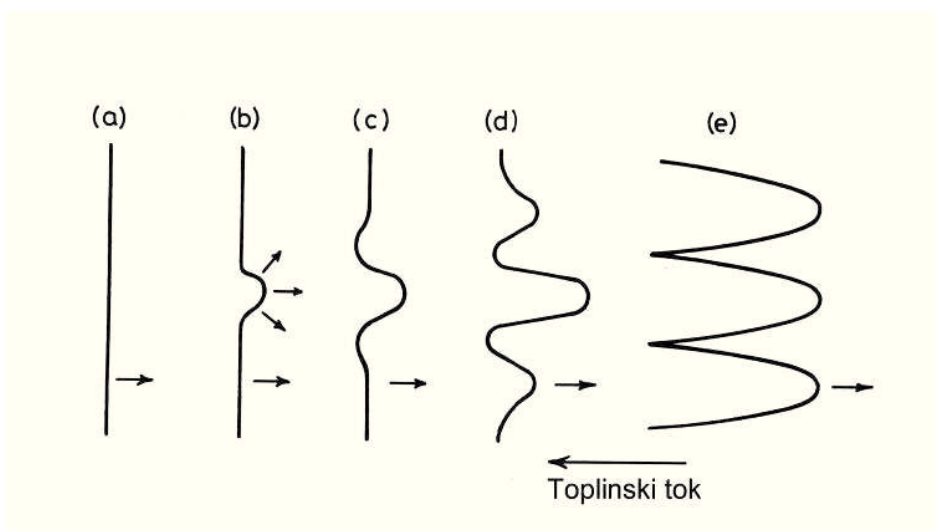
temperatura slijedi liniju T_{rav} . Stvarna temperatura taline može slijediti bilo koju liniju, a prema ovoj slici to je linija T_L . Prema tome može se vidjeti kako na graničnoj površini vrijedi slijedeće: $T_L = T_{rav} = T_3$. Kada je temperaturni gradijent manji od kritične vrijednosti tada dolazi do pothlađenja taline. S obzirom da se pothlađenje pojavljuje s povećanjem koncentracije otopljenog elementa koji je konstitutivni dio taline naziva se konstitucijsko pothlađenje. Prilikom konstitucijskog pothlađenja dolazi do nestabilnosti granične površine. Izbočine koje nastanu na graničnoj površini ne mogu nestati. Kako bi izbočina bila stabilna nužno je postojanje konstitucijskog pothlađenja. Nastala izbočina ima višu temperaturu od granične površine pri čemu vrh mora zadržati temperaturu ispod lokalne likvidus temperature. Na ovaj način osigurava se rast izbočine. U slučaju da je temperatura vrha izbočine viša od lokalne likvidus temperature tada se izbočina rastali. Kritični gradijent koji je prikazan na slici 11 definira se izrazom $(T_1 - T_3)/(D/v)$ u kojem T_1 predstavlja likvidus temperaturu, a T_3 solidus temperaturu. Stabilna granična površina postiže se ako je zadovoljen uvjet dan jednadžbom (1):

$$T'_L > \frac{(T_1 - T_3)}{(D/v)} \quad (1)$$

gdje je T'_L temperaturni gradijent na graničnoj površini (dT_L/dx). Uređivanjem prethodnog uvjeta kao u jednadžbi (2) dobivamo uvjet u kojem ne dolazi do konstitucijskog pothlađenja:

$$T'_L/v > (T_1 - T_3)/D \quad (2)$$

U jednadžbi (2) $(T_1 - T_3)$ predstavlja ravnotežni interval skrućivanja legure. Kod legura s velikim intervalom skrućivanja i visokim brzinama hlađenja vrlo je teško ostvariti ravni front skrućivanja. Čak i u strogo kontroliranim eksperimentalnim uvjetima vrlo je teško postići ravnu graničnu površinu skrućivanja. Kako si došlo do pojave ćelijaste i dendritne strukture (slika 12) temperaturni gradijent mora biti ispod kritične vrijednosti. Ćelijasta struktura nastaje kada brzina granične površine prijeđe kritičnu brzinu ravnog rasta granične površine. U slučaju kada su brzine rasta nešto niže zapaža se ćelijasta struktura, dok se kod viših brzina rasta uočava ćelijasto-dendritna struktura.

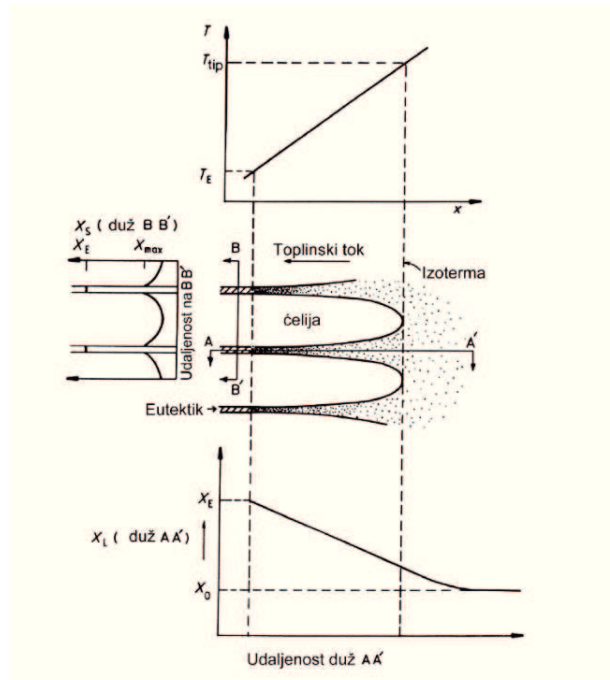


Slika 12. Raspad početnog planarnog fronta skrućivanja u ćelije [25]

Na slici 12 a) prikazan je ravni front skrućivanja. Kako bi nastala prva izbočina prikazana na slici 12 b), s granične površine odbacuje se otopljeni element i dolazi do

nagomilavanja u korijenu izbočine. Do nastajanja udubine na slici 12 c) dolazi zbog sniženja ravnotežne temperature skrućivanja zbog čega dolazi do stvaranja drugih izbočina (slika 12 d). Daljnjim rastom razvijaju se duge grane ili ćelije e) [25].

Otopljeni elementi koji se odbacuju tijekom skrućivanja koncentriraju se uz stijenke ćelija te oni skrućuju pri nižim temperaturama zbog čega vrhovi ćelija sadrže manju količinu otopljenog elementa. Ako je sastav $X_0 \ll X_{max}$ (slika 9) talina između ćelija može doseći eutektički sastav. Uz eutektik tu se mogu naći i segregacije koje mogu nastati zbog temperaturnog gradijenta i oblika ćelije čije su interakcije prikazane na slici 13.

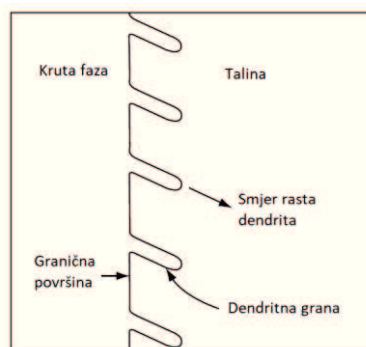


Slika 13. Temperatura i raspodjela otopljenog elementa pri ćelijastom skrućivanju [25]

Između ćelija razvijaju se eutektik i segregacije. Toplinski tok je suprotnog smjera od smjera rasta ćelija. Postojanost ćelijastih struktura moguća je samo u određenom području temperaturnih gradijenata [25].

Dendritno skrućivanje

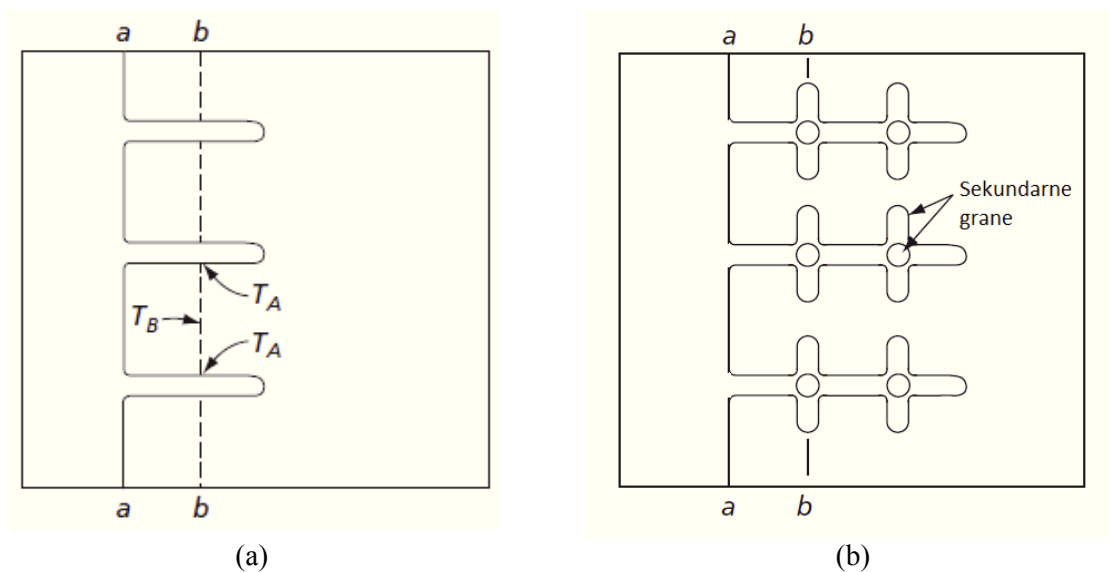
Kada temperatura na graničnoj površini dovoljno padne, granična površina postaje nestabilna. U slučaju postojanja bilo kakvih poremećaja, poput prezasićenja otopine, ćelija može izrasti iz granične površine u talinu, kako je to prikazano na slici 14.



Slika 14. Shematski prikaz rasta dendrita [26]

Na slici 14 prikazano je nastajanje primarnih grana. Međutim, struktura može biti znatno kompliciranija jer na primarnim granama mogu nastati sekundarne grane, a na sekundarnim granama tercijarne. Mehanizam stvaranja je jednostavan. Kada god na graničnoj površini nastane perturbacija pri čemu talina više temperature dođe u kontakt s talinom niže temperature dolaziti će do bržeg rasta. Nastajanjem svake ćelije dolazi do oslobađanja latentne topline skrućivanja. Oslobođena latentna toplina povećava temperaturu okolne taline i na taj način usporava nastajanje sličnih projekcija u blizini. Čelije koje nastaju gotovo su jednake veličine i paralelno rastu jedna do druge kako je to i prikazano na slici 14 što se naziva smjerom rasta dendrita [26].

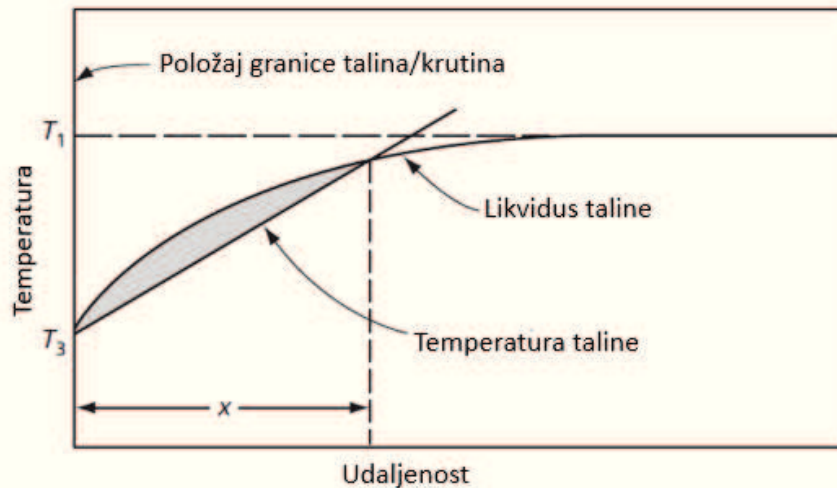
Jednom kada nastane dendritna grana, mogućnost rasta na graničnoj površini je manja jer je tu pothlađenje malo. Međutim, temperatura na graničnoj površini je nešto veća nego na sredini dendritne grane. Na slici 15 prikazano je nastajanje sekundarnih dendritnih grana.



Slika 15. (a) Shematski prikaz mjesta za nastajanje sekundarnih dendritnih grana, (b) Primarne i sekundarne dendritne grane [26]

Na slici 15 a) prikazano je područje **b** u kojem je temperatura niža od temperature granične površine i od temperature vrha dendrita. Zbog temperaturnog gradijenta koji je nastao na tom području to mjesto predstavlja potencijal za nastajanje sekundarnih grana na primarnoj dendritnoj grani. Shematski prikaz sekundarnih dendritnih grana prikazan je na slici 15 b).

Dendritno skrućivanje u legurama je potaknuto pothlađenjem. Međutim, u ovom slučaju konstitucijsko pothlađenje ima znatno veću ulogu od samog pothlađenja. U praksi do pothlađenja dolazi prilikom lijevanja taline u kalup koji je uvijek na nižoj temperaturi od taline prilikom čega dolazi do značajnog pothlađenja taline tj. do „zamrzavanja“ taline uslijed intenzivnog odvođenja topline. Temperatura je uvijek najniža uz stijenke kalupa, a prema sredini kalupa je sve viša. S obzirom da se pothlađenje odvija na granici s kalupom na tom mjestu dolazi do skrućivanja koje ide prema sredini odljevka. Ključnu ulogu u stvaranju dendrita ima konstitucijsko pothlađenje koje je prikazano na slici 16.



Slika 16. Konstitucijsko pothlađenje [26]

Iz slike 16 vidi se kako temperatura taline linearno raste s udaljenošću od površine talina/krutina. Krivulja temperature taline je funkcija udaljenosti od granične površine koja varira ovisno o udaljenosti od granične površine uslijed promjene sastava taline. Krivulje se sijeku u dvije točke i to na graničnoj površini talina/krutina i na udaljenosti x . Sivo područje koje se nalazi između dviju krivulja predstavlja efektivno pothlađenje, iako je temperaturni gradijent pozitivan zbog utjecaja koncentracijskog gradijenta [26].

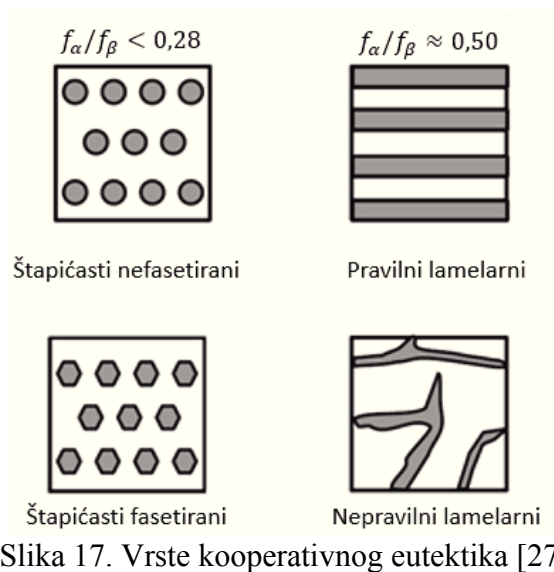
Eutektičko skrućivanje

Eutektik predstavlja dvofaznu krutinu koja ima sastav $\alpha + \beta$, a nastaje skrućivanjem taline eutektičkog sastava. Postoje razne klasifikacije eutektika, a jedna od njih je podjela prema mehanizmu rasta pa se razlikuje kooperativni rast i razdvojeni rast. Kod kooperativnog rasta dvije eutektičke faze rastu zajedno kao difuzijski par, dok kod razdvojenog rasta dvije faze rastu zasebno, svaka za sebe. Kod razdvojenog rasta nema razmjene elemenata između dvije faze.

Slijedeću podjelu eutektika predložili su Hunt i Jackson [27] 1996. godine i prema njima eutektik se dijeli na:

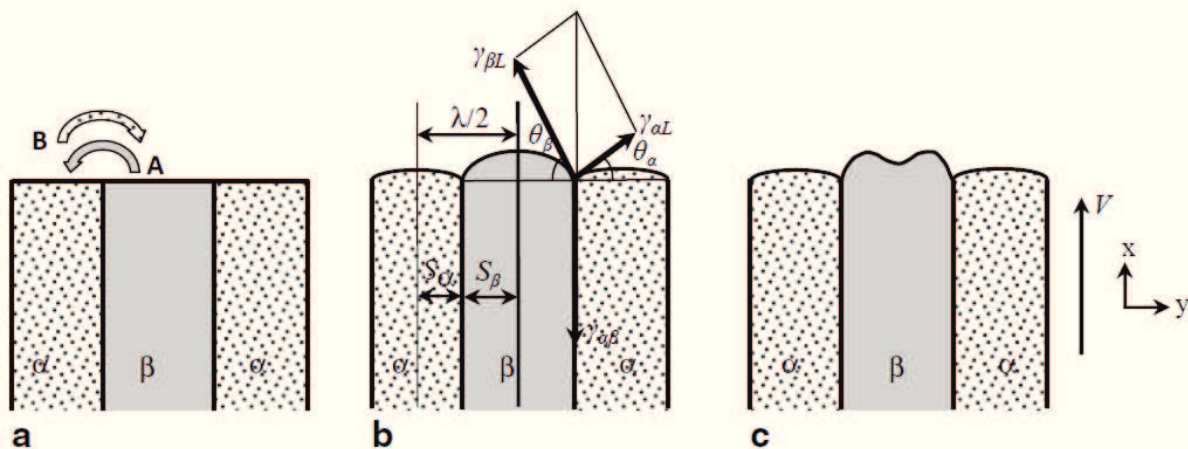
- ne-fasetirani/ne-fasetirani (nf/nf),
- ne-fasetirani/fasetirani (nf/f),
- fasetirani/fasetirani (f/f).

Podjela je predložena prema kinetici granične površine. Faza koja ima nisku entropiju skrućivanja izlučuje se kao ne-fasetirana, u suprotnom s visokom entropijom skrućivanja nastaje fasetirana površina. Ne-fasetirani/ne-fasetirani i ne-fasetirani/fasetirani eutektici vrlo su značajni za komercijalnu upotrebu. Eutektički oblik fasetirani/fasetirani ne proučava se značajno i ti oblici nemaju neku industrijsku važnost. Na eutektičku mikrostrukturu utječu entropija skrućivanja i volumen frakcija dviju faza (f_α i f_β), ali i morfologija granične površine. Prema navedenim uvjetima mogu nastati neki od slijedećih eutektičkih oblika prikazanih na slici 17. Ako je omjer dviju faza manji od 0,28 tada je eutektik štapićastog oblika, ali ako je omjer tih faza približno jedan tada je eutektik lamelarnog oblika.



Slika 17. Vrste kooperativnog eutektika [27]

Ne-fasetirani/ne-fasetirani eutektici su pravilni eutektici koji imaju lamelarnu mikrostrukturu s visokim stupnjem pravilnosti i periodičnosti. Ako je jedna komponenta nefasetirana, a druga fasetirana tada su eutektici nepravilni i kompleksni jer fasetirana faza raste u smjeru orijentiranom atomima. Kada je volumen jedne komponente znatno manji tada nastaje vlaknasta struktura zbog toga što sustav u kojem se ta faza nalazi nastoji minimizirati energiju granične površine time što će na taj način nastati morfologija koja ima najmanju graničnu površinu. Upravo zbog toga vlakna imaju manju graničnu površinu nego lamele. Međutim, i kada je jedna komponenta fasetirana, može doći do nastanka lamelarne strukture pri vrlo niskom volumenu frakcije. Do nastajanja lamelarne strukture dolazi zbog toga što specifična ravnina ima manju energiju površine. U ovoj skupini eutektika nalaze se Al-Si legure i sivi lijev. Kod skrućivanje eutektika koji korporativno raste otopljeni element A akumulira se ispred β faze, dok se otopljeni element B akumulira ispred α faze. U ovom koraku bočna difuzija igra važnu ulogu u skrućivanju eutektika. Otopljeni element mora difundirati duž granične površine talina/krutina iz jedne faze u drugu. Svaki od otopljenih elemenata je inkorporiran u rastući sloj krutine. Na slici 18 prikazana je morfologija pravilnog eutektika lamelnog oblika α i β faza.



Slika 18. Shematski prikaz morfologije granične površine skrućivanja eutektika:
 (a) zanemarena energija granice i nakupljanje otopljenog elementa ispred granične površine,
 (b) višak energije povezan s granicama zrna, (c) energija granice i nakupljanje otopljenog elementa [27]

Koliko će se otopljenog elementa nakupiti ovisi o razmaku lamela. Što je razmak lamela manji to je nakupljanje otopljenog elementa manje što znači da difuzija otopljenog elementa ovisi o razmaku između lamela. Što je manji razmak, niža je i difuzija. Na granici zrna očekuje se višak slobodne energije, a na spoju triju faza $\alpha/\beta/L$ očekuje se niža ravnotežna temperatura. Na spoju dviju faza energija površine mora biti balansirana kako bi se osigurala mehanička ravnoteža te zbog toga nastaju fiksni kutovi koji izazivaju zakrivljenost S/L sučelja kako je prikazano na slici 18 b). Zakrivljenja koja nastaju između su manja kada je lamelarni razmak veći [27].

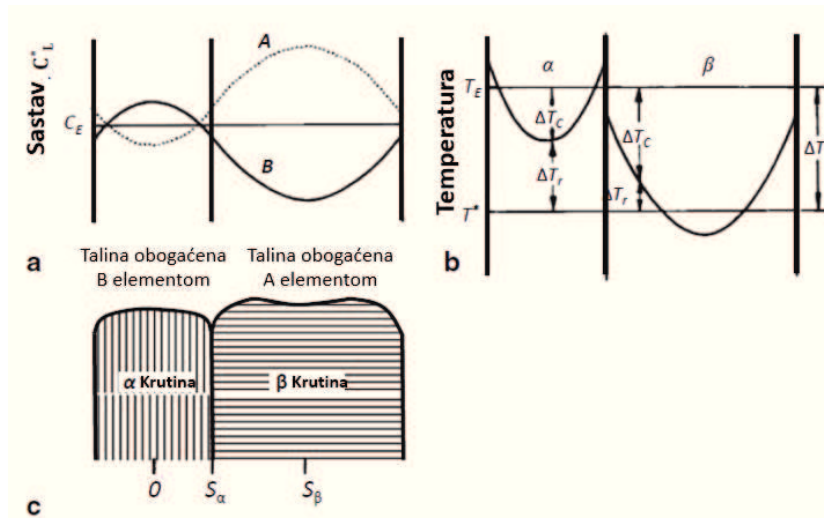
Skala eutektičke strukture ovisi o dva faktora, a to su difuzija otopljenog elementa koja opada sa smanjenjem lamelnog razmaka i energija zakrivljene površine koja ima tendencije povećanja razmaka. Na eutektičko skrućivanje značajan utjecaj ima pothlađenje ΔT , brzina rasta V i međulamelarni razmak λ . Pothlađenje na graničnoj površini dano je jednadžbom (3). Ovdje je zanemareno kinetičko i termodinamičko pothlađenje.

$$\Delta T = \Delta T_k + \Delta T_r + \Delta T_c + \Delta T_T \quad (3)$$

Potpuno pothlađenje prikazano je jednadžbom (4).

$$\Delta T = \frac{\mu_r}{\lambda} + \mu_c \lambda V \quad (4)$$

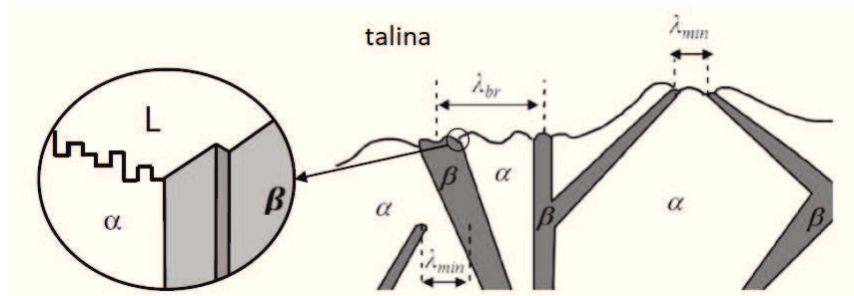
Koncentracija otopine je viša na sredini lamele nego na krajevima lamela, zbog čega je temperatura na sredini lamele niža i ima negativno zakrivljenije tj. konkavna je. Kako bi podrobnije objasnili nastalu situaciju potrebno je zamisliti sljedeće stanje prikazano na slici 19 a) koje predstavlja sastav na graničnoj površini i pothlađenje prikazano na slici 19 b).



Slika 19. Morfologije fronta eutektika [27]

Na slici 19 a) može se uočiti promjena sastava koja je sinusoidna te ona utječe na promjenu temperature. α faza je na nižoj temperaturi od ravnotežne, dok je β faza na još višoj temperaturi od ravnotežne temperature i od α faze što se može vidjeti na slici 19 b). Slika 19 c) pokazuje kako se ispred α faze nalazi područje obogaćeno B otopljenim elementom, dok se ispod β faze nalazi područje obogaćeno A otopljenim elementom [27].

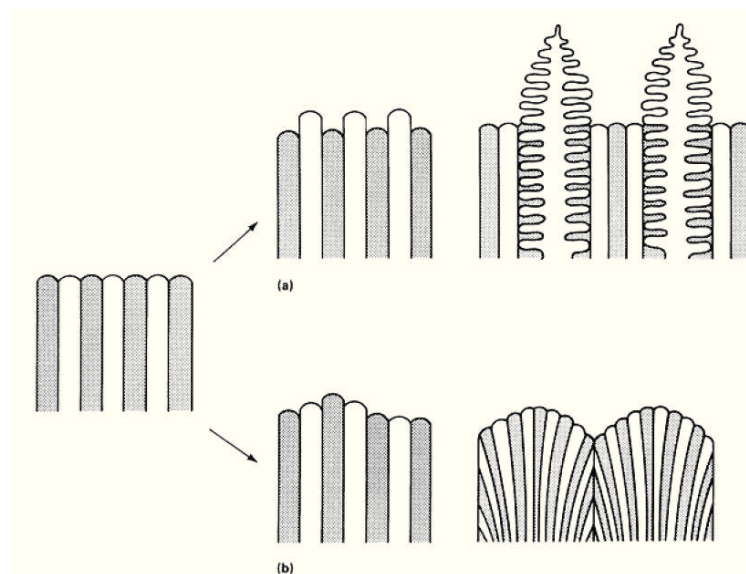
U slučaju kada se između faza pojavi specifična energija površine nastaje nepravilni eutektik (fasetirani/ne-fasetirani). Energija granične površine između faza se smanjuje zbog toga što se razvija niska energija kristalografske orijentacije.



Slika 20. Shematski prikaz rasta nepravilnog eutektika [27]

Rast nepravilnog eutektika prati smjer rasta dviju faza koje se ne podudaraju. Modele rasta nepravilnog eutektika predložili su Fisher-Kurz [27] i Magnin-Kurz [27]. Prema modelu Fisher-Kurz [27] najmanji razmak uzrokuje ekstremni kriterij λ_{ex} , a veliki razmak koji nastaje rezultat je kojeg uvjetuje grananje λ_{br} . Faze mogu rasti jedna prema drugoj sve dok ne dosegnu uvjet λ_{ex} , a nakon toga rastu u suprotnom smjeru tj. divergentno sve dok ne dosegne uvjet λ_{br} . Ovakav rast uzrokuje neizotermno skrućivanje površine. Primjeri koje u praksi karakterizira nepravilni rast eutektika su sivi lijev i Al-Si legure [27].

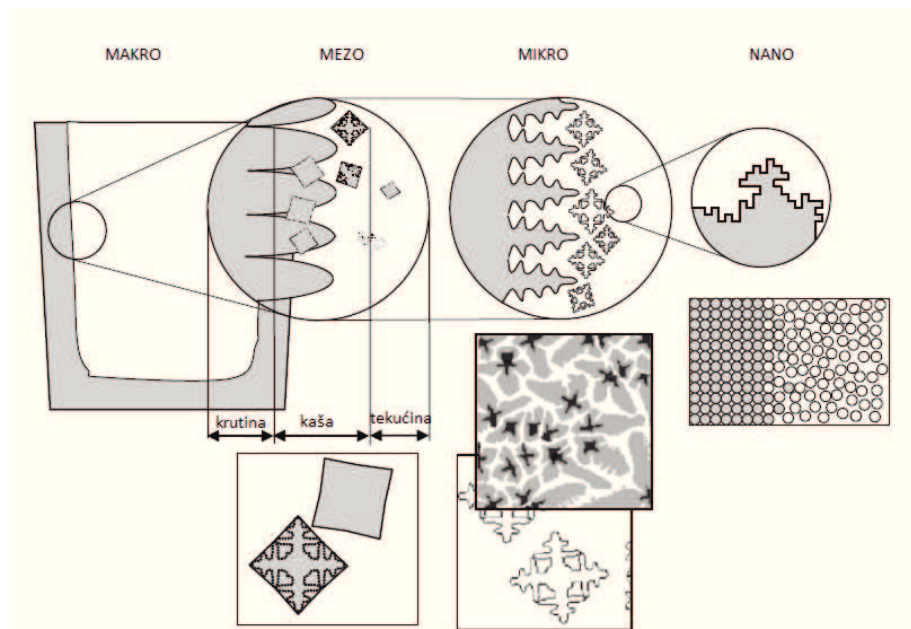
Situacija se mijenja kada se sastav legure odmakne od eutektičkog sastava ili ako je prisutan još neki legirajući element. Sustav tada postaje nestabilan, a morfologije koje mogu nastati kao rezultat nestabilnosti su prikazane na slici 21. Kod jednofazne nestabilnosti dolazi do razvoja dendrita unutar eutektičke faze i s tim nastaje interdendritni eutektik čiji je nastanak specifičan za ne-eutektičke legure jer je jedna faza znatno pothlađenija od druge. Karakterizacija dvofazne nestabilnosti očituje se u rastu sličnom ćelijastom koji vodi do pojave eutektičke kolonije. Dvofazna nestabilnost javlja se u prisustvu trećeg legirajućeg elementa koji je slično ili jednako rasprostranjen u obje granične površine (α/L i β/L) [4].



Slika 21. Vrste nestabilnosti plenarne eutektičke površine: (a) jednofazna nestabilnost koja dovodi do nastajanja dendrita jedne faze, (b) dvofazna nestabilnost koja dovodi do nastajanja eutektičke kolonije u prisutnosti trećeg legirajućeg elementa [4]

S obzirom da su komercijalne legure u većini višekomponentne tj. sadrže tri ili više komponenti te legure skrućuju višefazno. Kako bi se izbjegle mikrosegregacije potrebno je kontrolirati sadržaj određenih komponenti, morfologiju ili dodati neke druge komponente kako bi se nepovoljne faze prevele u faze koje imaju manje štetan učinak. Tijekom skrućivanja višefaznih komponenti postoji više stupnjeva slobode i faza koje skrućuju stoga je razvijanje višefaznih uzoraka kompleksno za proučavanje. Kod binarnih legura koriste se fazni dijagrami, ali što je broj komponenti veći to je teže proučavanje te se zbog toga mora primjenjivati računalna termodinamika. Podaci se u tom slučaju dobivaju iz baza podataka koje sadrže širok dijapazon podataka. Termodinamička baza temelji se na primjeni slobodne Gibbsove energije [27].

Skrucivanje se može promatrati prema skali do makro, mezo, mikro i nano skale. Na slici 22 prikazano je skrućivanje prema skalama. Makroskala predstavlja makrostrukturu čija se skala kreće u omjeru od 10^0 - 10^{-3} m. Na razini makroskale mogu se uočiti šupljine koje su nastale uslijed stezanja, hladni zavar, makrosegregacije, pukotine, hrapavost površine i dimenzije lijevanja. Na ovoj razini skale može se pretpostaviti postojanje samo dvije faze, a to su tekuća i kruta faza.



Slika 22. Skrućivanje prema skalama [27]

Prema slici 22 može se vidjeti kako su te dvije faze jasno odvojene. Pomoću mezo skale koja ide do reda veličine 10^{-4} m može se dobiti mikrostruktura na razini granica zrna. Raspodjela koja je grubo prikazana na makro skali može se pomoću mezo skale bolje vidjeti. Mezo skala prikazuje koliko je ustvari površina između tekuće faze i krutine kompleksna te se ovdje mogu promatrati tri regije: tekuća, kašasta i kruta. Ipak na ovoj skali ne može se uočiti morfologija zrna koja se može promatrati na mikro skali kojom se promatra mikrostruktura. Ova skala je reda veličine 10^{-6} do 10^{-5} m, a pomoću nje promatra se kompleksna morfologija skrućivanja zrna. Poznato je kako mehanička svojstva ovise o mikrostrukтури, stoga je potrebno kontrolirati uvjete skrućivanja. Mikrostrukturno može se promatrati veličina i vrsta zrna, dužina određene mikrostrukture poznato kao DAS (*engl. dendritic arm spacing*) te vrsta i koncentracija mikorsegregacija. Nano skala je do reda veličina 10^{-9} nm. Pomoću nano skale opisuje se morfologija na atomskoj razini pomoću koje se promatra nukleacija i porast kinetike [27].

2.6.1. Termodinamika skrućivanja

Prilikom procesa skrućivanja dolazi do prijenosa topline iz taline prema kalupu te s kalupa na okoliš, pri čemu se prijenos topline mora kontrolirati. Prijenos topline mijenja energije faza na dva načina:

- smanjenje entalpije taline ili krutine uslijed hlađenja: $\Delta H = \int c dT$,
- smanjenje entalpije uslijed transformacije taline u kruto stanje, a jednako je latentnoj toplini fuzije, ΔH_f .

Prilikom hlađenja taline dolazi do prijenosa topline koji se opisuje toplinskim tokom, q_e . Brzina hlađenja dT/dt može se izvesti ako se pretpostavi da je talina izotermalna, te da su specifični prijenos topline taline i krutine isti. Jednadžba (5) prikazuje brzinu hlađenja:

$$\dot{T} = \frac{dT}{dt} = -q_e \left(\frac{A'}{vc} \right) + \left(\frac{df_s}{dt} \right) \left(\frac{\Delta h_f}{c} \right) \quad (5)$$

gdje su: Δh_f - latentna toplina po jedinici volumena [kJ/kg],

c - specifični toplinski kapacitet po jedinici volumena [J/kgK],

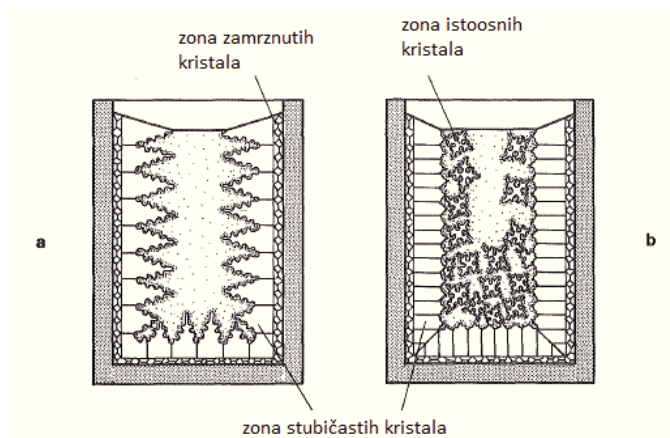
A - površina odljevka [m^2],

v - volumen [m^3].

Prvi dio desne strane jednadžbe prikazuje utjecaj geometrije odljevka, a drugi dio prikazuje kontinuirani razvoj latentne topline skrućivanja. Ako je drugi dio jednadžbe veći od prvog dijela tada dolazi do pojave rekalescencije. Rekalescencija predstavlja povišenje temperature tijekom skrućivanja. Ako se skrućivanje odvija pri različitim temperaturama tada postoje različite količine krutine koje su funkcija vremena i temperatura se izračunava prema jednadžbi (6). Iz jednadžbe moguće je vidjeti kako se napredovanjem skrućivanja smanjuje brzina hlađenja.

$$\dot{T} = \frac{-q_e \left(\frac{A'}{vc} \right)}{1 - \left(\frac{\Delta h_f}{c} \right) \left(\frac{df_s}{dT} \right)} \quad (6)$$

Zbog neravnomjernog odvođenja topline u odljercima nastaju različite strukture. Na slici 23 prikazane su strukturne zone odljevka.



Slika 23. Strukturne zone [24]

Najbrže odvođenje topline je ono uz stijenku kalupa i tada nastaje zona zamrznutih kristala. Daljnjim odvođenjem topline nastaje stubičasta zona u odljevku, a u sredini nastaje istoosna struktura. Stubičasta zona je usmjerena suprotno od smjera odvođenja topline [24].

Pomoću termodinamičkih izračuna može se vrlo uspješno analizirati skrućivanje i može se koristiti za evaluaciju faznih konstituenata u legurama, tijekom skrućivanja i osnovnih svojstava legura. Slobodna energija opisana je Gibbsovom jednadžbom za slobodnu energiju, a funkcija je temperature, tlaka i sastava. Ravnoteža se postiže kada je Gibbsova slobodna energija minimalna, kako je prikazano jednadžbom(7):

$$dG(P, T, n_i, \dots) = \left(\frac{\partial G}{\partial T}\right)_{P, n_i} dT + \left(\frac{\partial G}{\partial P}\right)_{T, n_i} dP + \left(\frac{\partial G}{\partial n_i}\right)_{T, P, n_i} dn_i + \dots = 0 \quad (7)$$

gdje su: G - Gibbs-ova slobodna energija [J/mol],

P - tlak [Pa],

T - temperaturu [K],

n_i - broj molova ili atoma komponente i [mol].

Izraz za kemijski potencijal dobije se deriviranjem jednadžbe (7).

$$\mu_i = \left(\frac{\partial G}{\partial n_i}\right)_{T, P, n_i \dots} \quad (8)$$

Pod pretpostavkom da su postignuti ravnotežni uvjeti (P i T su konstantni) modificiranjem jednadžbe za kemijski potencijal dobije se energija za sve prisutne konstituente:

$$dG = \mu_i d\mu_i + \mu_j d\mu_j + \dots = 0 \quad (9)$$

Za višekomponentne sustave kemijski potencijal svake komponente mora biti isti. Taj uvjet ravnoteže za višekomponentne sustave dan je slijedećom jednadžbom:

$$\mu_i^\alpha = \mu_i^\beta \quad (10)$$

α i β su komponente koje označavaju dvije različite faze.

U procesu skrućivanja ne prevladavaju ravnotežni uvjeti, već se mora pretpostaviti da postoji lokalna termodinamička ravnoteža. U tome slučaju mogu se koristiti ravnotežni fazni dijagrami za određivanje sastava, udjela krute faze ili taline. Fazni dijagrami konstruiraju se provođenjem eksperimenata koji rezultiraju krivuljama hlađenja. Jednadžba (11) prikazuje Gibbsovu slobodnu energiju za ne idealnu otopinu pomoću koje se dobije fazni dijagram:

$$G_m = x_A G_A^0 + x_B G_B^0 + RT(x_A \ln x_A + x_B \ln x_B) + G_m^{Ex} \quad (11)$$

gdje su: x - molarni udio komponente A ili B [mol],

G_0 - slobodna energija čiste komponente A ili B [J],

R - plinska konstanta 8,314 [J/molK],

A - konstanta dobivena eksperimentom,

T - temperatura [K].

2.6.2. Pothlađenje

Promjena slobodne energije predstavlja pokretačku silu svih faznih transformacija, a u ovom slučaju to je prijelaz iz tekućeg u kruto stanje. Prema Helmholtz-u slobodna energija može se opisati prema slijedećem izrazu:

$$F = E + P \cdot v - T \cdot S \quad (12)$$

gdje su: E - unutarnja energija [J],

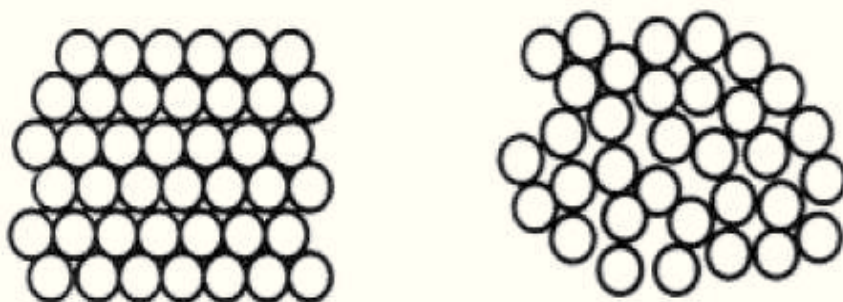
P - tlak [Pa],

v – volumen [m³],

T - temperatura [K],

S - entropija, [J/K].

Entropija predstavlja mjeru nereda unutar faze, a nastaje zbog toga što atomi vibriraju oko ravnotežnog položaja te na taj način uzrokuju nered u strukturi. U talini prevladava stanje više neuređenosti jer se više ne nalaze svi atomi na svojim mjestima u rešetki te zbog toga nastaju praznine. Praznine koje nastaju narušavaju uređenost dugog doseg a dolazi do nastanka nepravilne strukture. Kod nepravilne strukture dolazi do povećanja razmaka između atoma i tada se uspostavlja pravilna uređenost kratkog doseg a. Na slici 24 je dan shematski prikaz pravilne uređenosti dugog doseg a koji se nalazi na lijevoj strani i shematski prikaz uređenosti kratkog doseg a koji se nalazi na desnoj strani.



Slika 24. Shematski prikaz pravilne uređenosti dugog doseg a (lijevo) i kratkog doseg a (desno) [27]

Prema navedenom može se konstatirati kako kapljevine odgovaraju desnoj strani slike 24 tj. imaju visok stupanj nereda i samim time višu entropiju za razliku od krutina. Prema tome pri taljenju dolazi do povećanja volumena većine metalnih materijala [27].

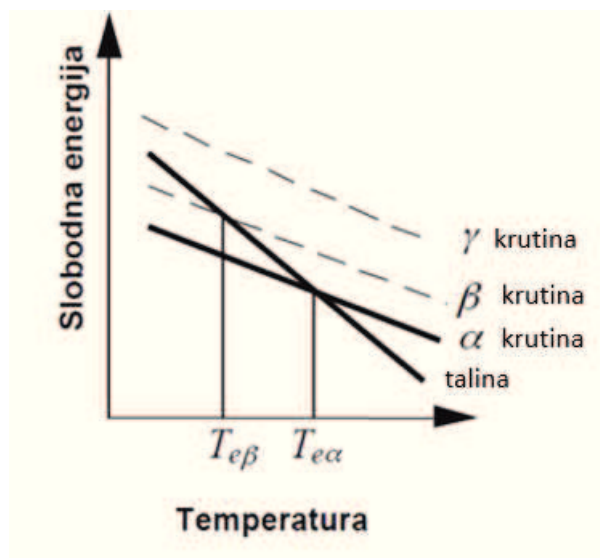
Količina energije koja je potrebna da se ostvari narušavanje jednog reda mola atoma predstavlja toplinu taljenja, a temperatura pri kojoj se odvija taljenje predstavlja mjeru snage veze između atoma. S obzirom na povezanost pojmova analiza skrućivanja provodi se uz nekoliko pretpostavki, a to su:

- čisti metal,
- konstantan tlak,
- ravna fazna granica tekuće/kruto i
- nepostojanje temperaturnog gradijenta.

Kod konstantnog tlaka jednadžba (12) poprima oblik Gibbs-ove slobodne energije:

$$G = H - TS \quad (13)$$

Na slici 25 prikazana je promjena slobodne energije u ovisnosti temperature za krutinu i talinu. Slobodna energija taline prikazana je pravcem T , a pravci α , β , γ prikazuju promjenu slobodne energije krutih faza. Slobodna energija taline prikazana pravcem T ima strmiji nagib od ostalih krutih faza i zbog toga se presijeca s njima.



Slika 25. Dijagram promjene slobodne energije u ovisnosti o temperaturi za krutinu i talinu [27]

U ravnotežnim temperaturama $T_{e\alpha}$ i $T_{e\beta}$ nisu moguće transformacije taljenja i skrućivanja. Kada temperatura padne ispod $T_{e\alpha}$ nastaje stabilna α faza i to pri normalnim uvjetima nukleacije. Metastabilna β faza nastaje ukoliko je α faza potisnuta pri temperaturi ispod $T_{e\beta}$.

Za promatranje skrućivanja jednadžba uvjeta ravnoteže za višekomponentne sustave (10) može se zapisati u slijedećim oblicima:

$$\mu_L = \mu_S \quad \text{ili} \quad G_L - G_S = 0 \quad (14)$$

U navedenim jednadžbama L predstavlja tekuću fazu, dok S predstavlja krutu fazu. Navedene jednadžbe pokazuju da je promjena kemijskog potencijala i slobodne energije u ravnotežnim uvjetima jednaka nuli [27].

Ako krutine i tekućine koegzistiraju pri ravnotežnoj temperaturi tada se dobije slijedeći oblik jednadžbe:

$$\Delta G_v = G_L - G_S = (H_L - H_S) - T_e(S_L - S_S) = 0 \quad (15)$$

Iz jednadžbe (15) proizlazi jednadžba (16):

$$\Delta H_f = T_e \Delta S_f \quad \text{ili} \quad \Delta S_f = \Delta H_f / T_e \quad (16)$$

gdje su: ΔH_f - promjena u entalpiji [J/m³],
 ΔS_f - entropija skrućivanja [J/molK].

Ako je temperatura niža od T_e tada vrijedi izraz (17) u kojem ΔT predstavlja pothlađenje u kojem dolazi do transformacije taline u krutinu:

$$\Delta G_v = \Delta H_f - T \frac{\Delta H_f}{T_e} = \Delta H_f \frac{T_e - T}{T_e} = \Delta S_f \Delta T \quad (17)$$

Iz jednadžbe (17) dobije se izraz (18) koji predstavlja pothlađenje:

$$\Delta T = \Delta G_v / \Delta S_f \quad (18)$$

Ako je u prethodnom izrazu $\Delta T = 0$ i $\Delta G_v = 0$ tada nema pothlađenja ispod ravnotežne temperature što znači da je taj sustav u ravnoteži i nema pojave fazne transformacije.

Pothlađenje se sastoji iz više komponenti, a to su:

- kinetičko pothlađenje,
- pothlađenje uzrokovano zakrivljenošću granične površine,
- toplinsko pothlađenje,
- konstitucijsko pothlađenje i
- pothlađenje uslijed primijenjenog tlaka [27].

Pothlađenje uzrokovano zakrivljenošću granične površine

Kod odljevaka u realnim procesima granična površina odljevka i taline nikada nije ravna. Skrućivanje započinje ili na nukleusima u talini ili na granici sa stijenkama kalupa. Kako volumen krute faze raste tako se količina taline smanjuje što dovodi do porasta ukupne slobodne entalpije krute faze. S povećanjem entalpije krutine snižava se ravnotežna temperatura tj. temperatura taljenja. Ako se skrućivanje odvija na nukleusu u talini tada se pretpostavlja sferičan rast čestice u talini. Zbog dodatno nastale površine pretpostavlja se i dodatna slobodna energija koja rezultira nastankom nove površine koja je funkcija zakrivljene granične površine [27].

Toplinsko pothlađenje

Kod ove vrste pothlađenja uvodi se pretpostavka postojanja temperaturnog gradijenta u talini, a zanemaruje se konstantni tlak. Toplinsko pothlađenje se odvija ukoliko je otežan proces nukleacije ili je rast krute faze usporen zbog odvijanja procesa prijenosa topline iz taline. Toplinsko pothlađenje predstavlja iznos kod kojeg je talina ispod ravnotežne temperature čistog metala koji skrućuje s ravnom graničnom površinom [27].

Konstitucijsko pothlađenje

Konstitucijsko pothlađenje odnosi se na legure jer dodatni konstituenti doprinose dodatnoj promjeni slobodne energije čime dolazi do dodatnog pothlađenja. U ovom slučaju stupanj pothlađenja ovisi o sastavu taline. Do konstitucijskog pothlađenja dolazi zbog razlike u topljivosti legirajućeg elementa u talini i krutini [27].

Pothlađenje uslijed tlaka

Pothlađenje tlakom uzima se u obzir ako se zanemari konstantan tlak te se primjenjuje tlak koji lokalno djeluje na površinu ili se taj lokalni tlak može primijeniti na cijelu površinu. U ovom slučaju ako se povisi tlak doći će i do povećanja pothlađenja. Povećanjem tlaka dolazi do povišenja temperature taljenja. U legurama Bi, Sb, Si i grafitnih željeznih ljevova dolazi do ekspanzije tijekom skrućivanja što uzrokuje snižavanje temperature taljenja [27].

Kinetičko pothlađenje

Kod kinetičkog pothlađenja promatra se kinetika atoma na površini. Do kinetičkog pothlađenja dolazi kada se pomiče granična površina krutina/talina i pri tome dolazi do prijelaza atoma iz taline u krutinu. Kako bi se odvijalo skrućivanje granična površina mora imati nižu temperaturu od ravnotežne temperature jer na taj način dolazi do pothlađenja [27].

2.6.3. Nukleacija

Pokretačka sila skrućivanja je pothlađenje taline ispod ravnotežne temperature. Tada se može očekivati spontano skrućivanje taline. Transformacija započinje formiranjem malih čestica odnosno nukleusa. Za početak skrućivanja potrebno je pothlađenje od 1K, prilikom čega dolazi do heterogene nukleacije. Kod homogene nukleacije potrebna su znatno veća pothlađenja kako bi kruti nukleus nastao iz homogene taline [25].

Homogena nukleacija

Za talinu metala općenito vrijedi da se ispod ili iznad ravnotežne temperature L-S transformacije odvijaju promjene u gustoći, atomskoj konfiguraciji itd. Sve te promjene koje se odvijaju doprinose stvaranju predkristalne strukture dugog doseg koji se naziva embrijima. Posljedica toga je nastajanje površine koja dijeli kapljevinu i krutinu te time dolazi do povećanja slobodne energije u sustavu. Ako pothlađenje nije dovoljno veliko dolazi do taljenja embrija, u suprotnom, ako je pothlađenje dovoljno veliko embrij prerasta u nukleus. Kako bi embrij postao nukleus, mora prerasti kritičnu veličinu. S obzirom da nukleus ima isti sastav kao i talina i krutina pojava se naziva homogenom nukleacijom [27].

Ako nastane embrij radijusa r dolazi do smanjenja slobodne energije u sustavu iz dva razloga:

- 1) kao rezultat promjene volumena radijusa r iz tekućeg stanja u kruto i
- 2) zbog povećanja slobodne energije tijekom novonastale površine talina/krutina.

Promjena u energiji dana je jednadžbom (19):

$$\Delta G = -v_s \Delta G_v + A_{LS} \gamma_{LS} = -\frac{4}{3} \pi r^3 \Delta G_v + 4 \pi r^2 \gamma_{LS} \quad (19)$$

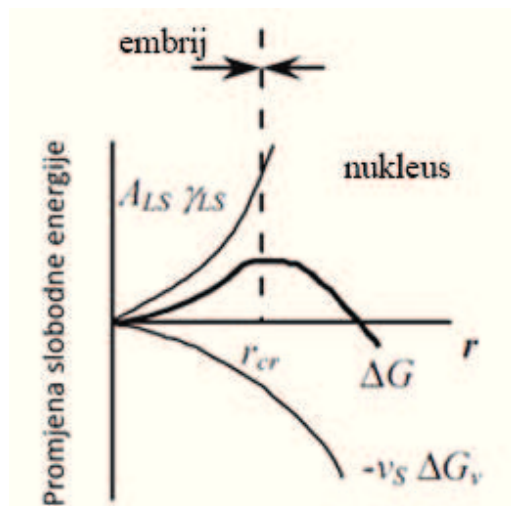
gdje su: v -volumen krute faze [m^3],

A_{LS} -novonastala površina tekuće/kruto [m^2],

γ_{LS} - energija stanične površine povezana s novonastalom površinom tekuće/kruto [J].

U jednadžbi (19) prvi dio predstavlja pokretačku energiju nukleacije, a drugi dio energetske barijeru.

Na slici 26 prikazana je varijacija slobodne energije taline/krutine sustava u ovisnosti o radijusu embrija.

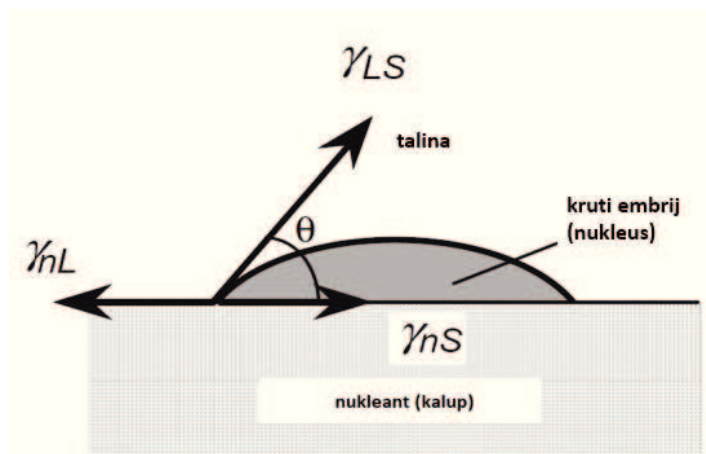


Slika 26. Promjena slobodne energije taline/krutine u ovisnosti o radijusu embrija [27]

Maksimalni radijus je r_{cr} i on predstavlja kritični radijus. Iz prikazane slike se može vidjeti kako daljnjim povišenjem radijusa iznad r_{cr} dolazi do smanjenja slobodne energije. U slučaju da je radijus embrija manji od r_{cr} tada se embrij otapa u talini. Maksimalni radijus inverzno ovisi o ΔT [27].

Heterogena nukleacija

U realnim uvjetima homogena nukleacija gotovo se nikada ne promatra jer pothlađenje potrebno za homogenu nukleaciju je preveliko. Za početak skrućivanja u slučaju heterogene nukleacije potrebno je pothlađenje od samo nekoliko stupnjeva. Na slici 27 prikazana je heterogena nukleacija embrija.



Slika 27. Heterogena nukleacija nukleusa [27]

Skrucivanje može započeti na fragmentima kristala ili krutih oksidnih filmova, uz stijenku kalupa ili dodatkom kemijskih nukleanta. Ovakva vrsta skrućivanja naziva se heterogeno skrućivanje. Heterogena nukleacija odvija se tako da se na nukleus „hvata“ atom po atom i nukleus na taj način raste [27].

Kut kojim embrij zatvara površinu na kojoj se nalazi s tekućom fazom određuje se ravnotežno između granične površine te tri faze (talina, rastući embrij i površina nukleanta).

Jednadžba (20) predstavlja izračun slobodne energije formiranja heterogenog nukleusa kritičnog radijusa:

$$\Delta G^{het} = -v_s \Delta G_v + A_{LS} \gamma_{LS} + A_{nS} (\gamma_{nS} - \gamma_{nL}) \quad (20)$$

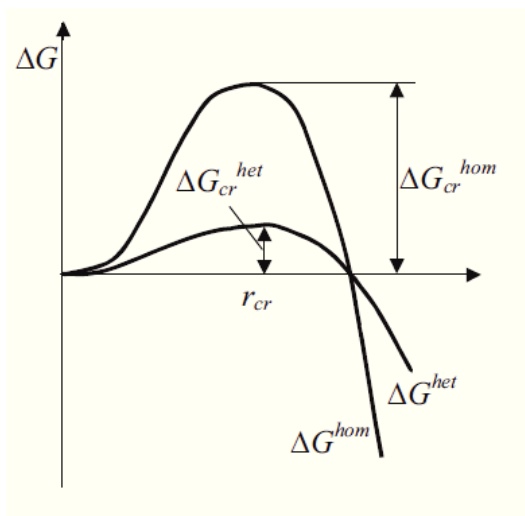
gdje su: A_{LS} - površina kuglastog oblika [m²],
 A_{nS} - područje između sfernog oblika i supstrata [m²],
 v_s - volumen sfernog oblika [m³],
 γ_{nL} - Young-ova jednadžba.

O kutu močenja θ ovisi brzina nukleacije. Brzina nukleacije je značajna kod malog kuta što se može vidjeti iz tablice 3. Kada je kut močenja 0° tada nema nikakvih barijera za nukleaciju. Kut od 0° stupnjeva ukazuje na idealno močenje. Za kut od 30°, pa čak i 90° ukazuje na visok utjecaj supstrata. Kut od 180° ukazuje na potpunu nemogućnost močenja što znači da se tada ne može odvijati heterogena nukleacija. U ovom slučaju heterogena nukleacija je jednaka homogenoj nukleaciji [27].

Tablica 3. Ovisnost veličine kuta o količini nukleacije [27]

Kut θ	$f(\theta)$	ΔG^{het}
0°	$f(\theta) = 0$	$\Delta G^{het} = 0$
30°	$f(\theta) = 0,02$	$\frac{\Delta G^{het}}{\Delta G^{hom}} = 0,02$
90°	$f(\theta) = 0,5$	$\frac{\Delta G^{het}}{\Delta G^{hom}} = 0,5$
180°	$f(\theta) = 1$	$\Delta G^{het} = \Delta G^{hom}$

Na slici 28 shematski je prikazana razlika između ΔG^{het} i ΔG^{hom} . Iz navedene sheme može se vidjeti kako je za homogenu nukleaciju potrebno puno više slobodne energije nego što je to potrebno za heterogenu nukleaciju. To znači da je za heterogenu nukleaciju potrebno manje pothlađenje tj. manje energije za nastanak odsječka kugle i razvoj kristalne strukture [27].



Slika 28. Shematski prikaz potrebne slobodne energije za homogenu i heterogenu nukleaciju [27]

Dinamička nukleacija

Prema istraživanjima dokazano je kako dinamički uvjeti potiču nukleaciju. Za tu potrebu razvijena su dva mehanizma dinamičke nukleacije, a to su big-bang mehanizam i mehanizam fragmentacije [27], a ostvaruje se primjerice primjenom ultrazvuka.

2.7. Rast kristala

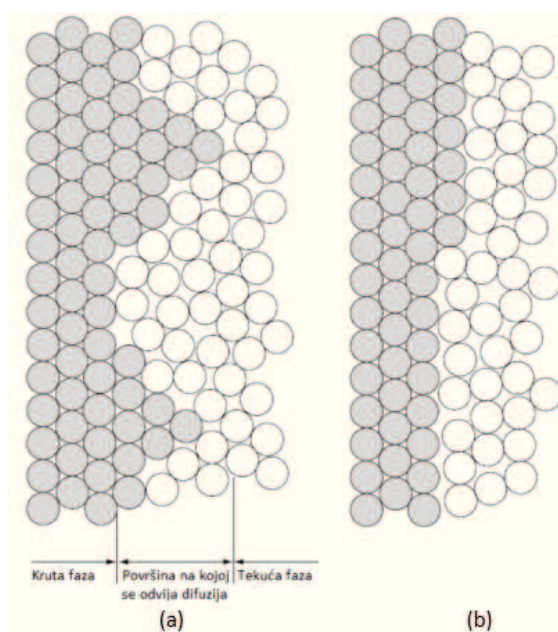
Granica između taline i krute faze nastaje zbog dva različita načina kretanja atoma. Atomi koji odlaze iz taline prema krutoj fazi određuju brzinu vezanja, a atomi koji putuju u suprotnom smjeru određuju brzinu odvajanja. Kolika će količina krutine nastati ovisi o omjeru brzine vezanja i brzine odvajanja. Ako je brzina vezanja veća od brzine odvajanja tada količina krute faze raste. Kretanje granice talina/krutina može se promatrati kao dvosmjerna difuzija, pa prema tome slijede jednačbe (21) i (22);

$$R_f = R_{f_0} e^{-Q_f/RT} \quad (21)$$

$$R_m = R_{m_0} e^{-Q_m/RT} \quad (22)$$

gdje su: R_f i R_m - omjer vezanja i odvajanja,
 R_{f_0} i R_{m_0} - aproksimativne konstante,
 Q_f i Q_m - energije aktivacije [J/mol],
 R - plinska konstanta [J/molK],
 T - temperatura [K].

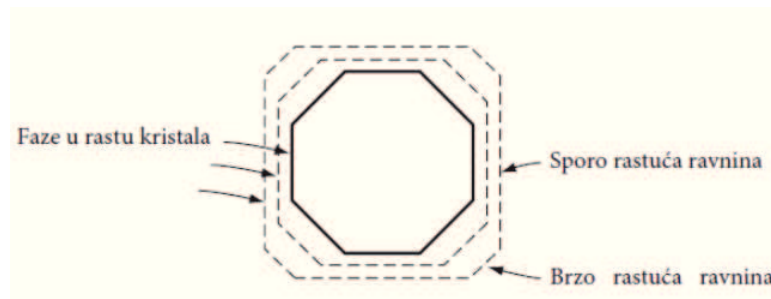
Granična površina taline i krute faze može varirati ovisno o prirodi skrućivanja materijala i količini pothlađenja na površini. Nastajanje granične površine može se proučavati preko dva modela, a to su model difuzije i atomska ravna granica koji su prikazani na slici 29.



Slika 29. Modeli rasta kristala na površini talina/krutina: (a) difuzijski prijenos, (b) atomska ravna granica [26]

U slučaju difuzije, prijelaz taline u krutu fazu odvija se preko velikog broja atomskih slojeva. Talina na tim slojevima postepeno prelazi iz tekuće faze u krutu, što znači da je prijelaz iz nekristalne strukture u kristalu postepen. Kod difuzijskog rasta granice, rast se odvija „dodatkom“ atoma na površinu kontinuirano te se ovaj rast granične površine naziva kontinuirani ili normalni rast. Na slici 29 b) se može vidjeti kako atomska ravna granica ima gusto pakiranu ravnu površinu sa „stepenicama“ [26].

Kristalna struktura koja nastaje skrućivanjem ovisi o prirodi krute faze. Također, o strukturi ovisi i kretanje atoma iz taline u krutu fazu. Što je slaganje kristala manje kompaktno tj. nije gusto pakirano to je lakše atomima iz prijeći u kristal. Kod ravnine {100} razmak između je veći stoga se atomi iz taline lakše vežu na tu površinu nego na {111} te je i sam rast tih dviju kristalografskih ravnina različit. Kod atoma niže gustoće očekuje se brži rast kristala, ali se ne očekuje priključivanje atoma navedenim tipovima ravnina. Kristali imaju tendenciju stvaranja gusto pakiranih i spororastućih ravnina. Ravnine niske gustoće koje brzo rastu imaju tendenciju umnožavati se dok ne nastane gusto pakirana površina. Na slici 30 prikazan je shematski rast kristala u talini [26].

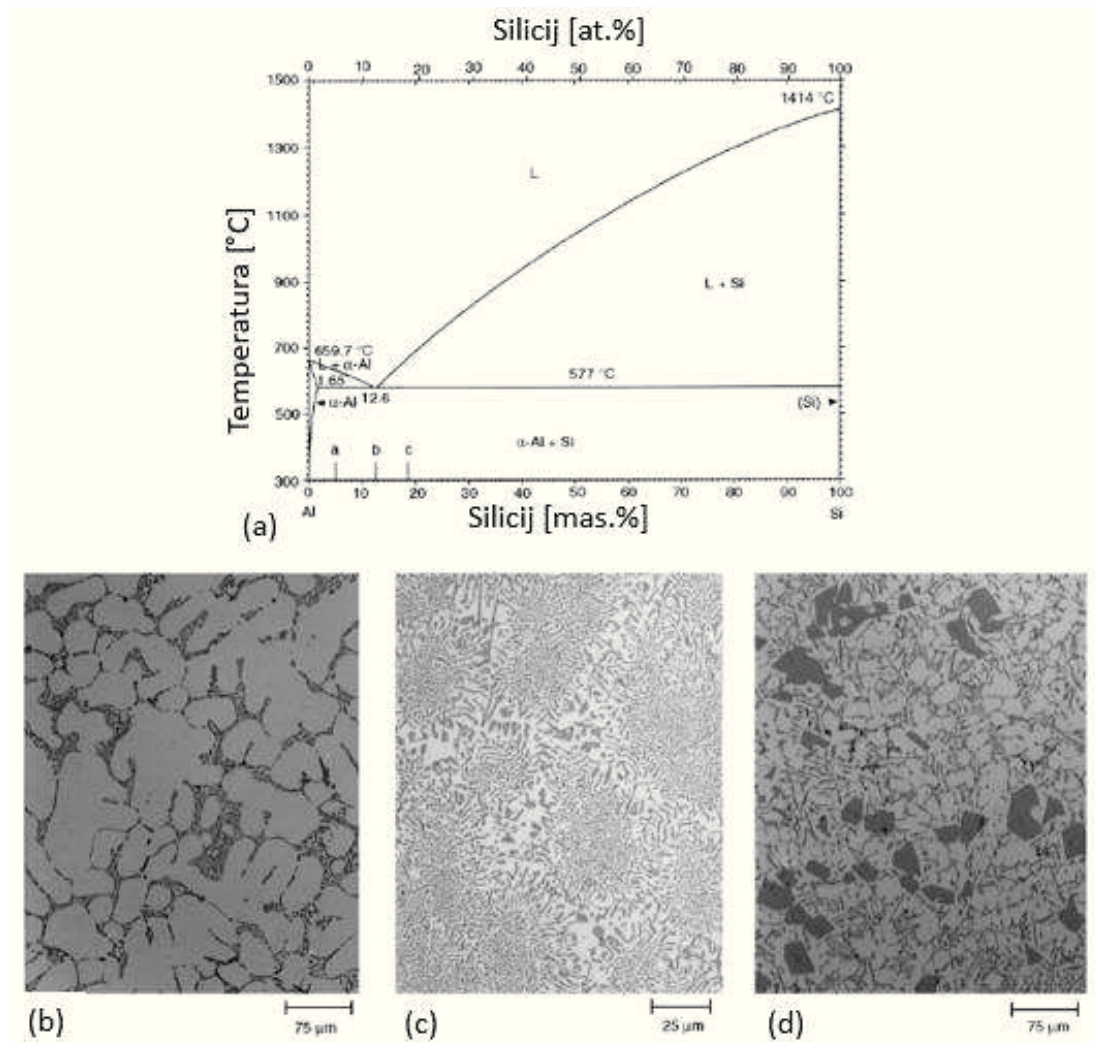


Slika 30. Rast kristala u talini [26]

2.8. Aluminij-silicij sustav

Aluminijske legure na bazi silicija mogu se podijeliti na legure koje se toplinski obrađuju i legure koje se toplinski ne obrađuju. Nadalje, ovu skupinu legura karakterizira dodatak legirajućih elemenata koji djeluju na čvrstoću poput Mg ili Cu. Silicij u ovom sustavu poboljšava fluidnost taline [3]. Al-Si legure su vrlo postojane u korozivnim uvjetima. Za povećanje čvrstoće potrebno je provesti toplinsku obradu, a dodatak magnezija tome pogoduje. Kod legura s visokim sadržajem silicija potrebno je provesti modifikaciju kako bi se poboljšala svojstva čvrstoće i duktilnosti [3].

Aluminij i silicij čine eutektički sustav s eutektičkom točkom pri 12,6 mas.% Si i temperaturi od 577°C. S obzirom na koncentraciju silicija, legure dijelimo na podeutektičke, eutektičke i nadeutektičke. U praksi „podeutektičkim sastavom“ smatra se ako je sadržaj silicija od 4 do 7 mas.%. „Eutektički sastav“ kreće se od 10-13 mas.%, dok se kod „nadeutektičkog“ taj sastav kreće od 18-24 mas.%. O sastavu silicija u leguri ovisi i mikrostruktura. Mikrostruktura podeutektičke legure sastoji se od primarno izlučenog α_{Al} i eutektika ($\alpha_{Al} + \beta_{Si}$), eutektička se mikrostruktura sastoji od čistog eutektika ($\alpha_{Al} + \beta_{Si}$), dok se nadeutektička mikrostruktura sastoji od primarno izlučenog β_{Si} i eutektika ($\alpha_{Al} + \beta_{Si}$). Poznavanje faznog dijagrama omogućuje nam predviđanje procesa skrućivanja. Fazni Al-Si dijagram prikazan je na slici 31 [28].



Slika 31. Binarni fazni dijagram i pripadajuće mikrostrukture: (a) Al-Si fazni dijagram, (b) mikrostruktura podeutektičke legure, (c) mikrostruktura eutektičke legure, (d) mikrostruktura nadeutektičke legure [28]

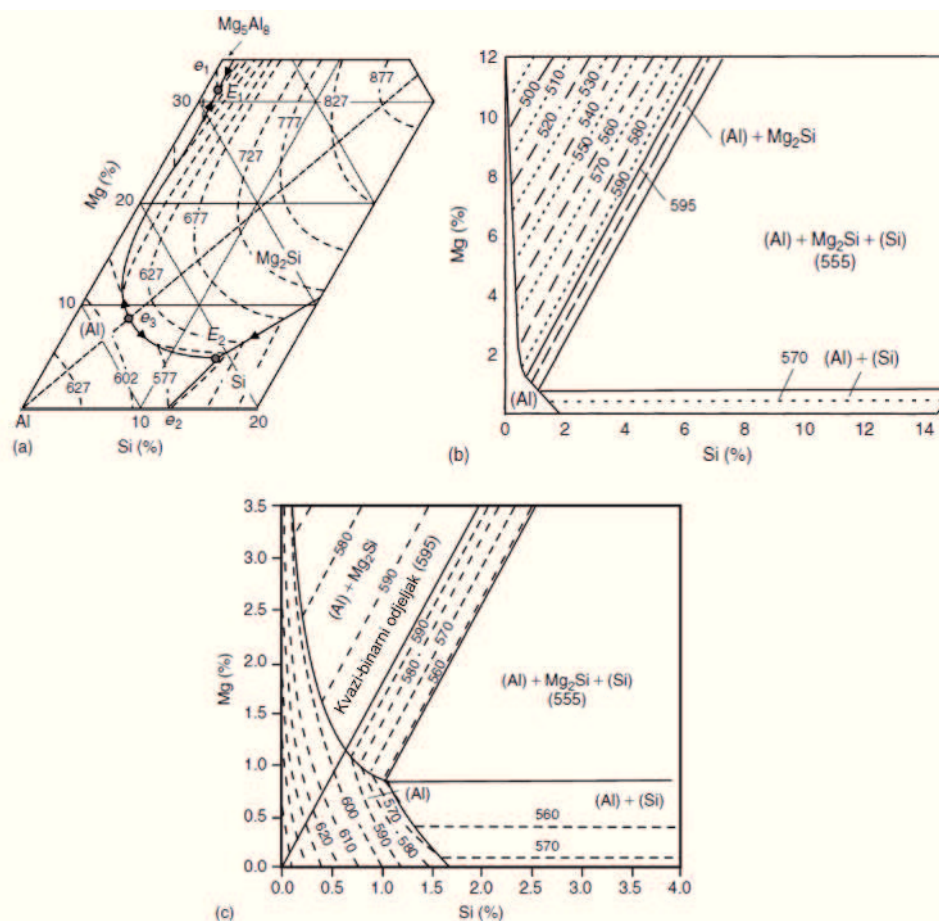
Iz Al-Si faznog dijagrama mogu se uočiti neke karakteristične točke faznih transformacija poput likvidus temperature, eutektičke temperature i solidus temperature. Iz dijagrama se može vidjeti kako silicij pri određenom sastavu snižava temperaturu taljenja aluminija. Temperatura taljenja čistog aluminija je 660°C. Prateći likvidus temperaturu može se vidjeti kako temperatura pri eutektičkom sastavu iznosi 577°C. Prilikom skrućivanja Al-Si sustava, prva faza koja skrućuje je α faza. Kako se temperatura spušta, α faza se sve više obogaćuje silicijem koji se nalazi u talini [7].

Mehanička svojstva legura ovise o mikrostrukturi koja nastaje skrućivanjem. Kod legura eutektičkog sastava mehanička svojstva ovise o morfologiji eutektika i o razmaku dendritnih grana. Kako bi se kontrolirala veličina zrna provode se mehaničko, ali i kemijsko usitnjavanje zrna. Mehaničke metode koje se koriste za usitnjavanje zrna su vibracija, miješanje ili kontrola toka taline. Za kemijsku modifikaciju zrna koriste se dodaci koji usitnjavaju zrno. U industriji se najčešće dodaju legure na bazi titana i titan-bora. [7, 4]. Za modifikaciju silicija najčešće se koriste natrij ili stroncij. Modifikacijom silicija njegova se karakteristična igličasta ili lamelarna morfologija prevodi u vlaknasti oblik kojim se postižu bolja čvrstoća, duktilnost, tvrdoća te se olakšava mehanička obrada [29, 30].

2.8.1. Aluminij-silicij-magnezij sustav

Kako bi se poboljšala svojstva Al-Si sustava dodaje se magnezij. Legura Al-Si-Mg koristi se zbog svojih vrlo dobrih ljevačkih svojstava i dobre korozijske otpornosti. Nadalje, nakon toplinske obrade lako se strojno obrađuje. Dodatkom Mg nastaje Mg_2Si , očvršćavajuća faza koji omogućava poboljšanje svojstava toplinskom obradom. Na sadržaj magnezija potrebno je paziti jer previsoki udio magnezija snižava duktilnost i žilavost. Magnezij je element koji povoljno utječe na poboljšavanje svojstava starenjem, ali može utjecati i na mikrostrukturu stvarajući pri tom krte faze.[6]. Dodatak magnezija utječe na slijed skrućivanja legure i ulogu željeza u intermetalnim fazama. Međutim, zbog drugih prisutnih elemenata teško je točno utvrditi utjecaj magnezija[31].

Za proučavanje Al-Si-Mg legura koriste se fazni dijagrami koji su prikazani na slici 32. Na slici 32 a) prikazana je likvidus projekcija Al-Si-Mg ternarne legure s obogaćenim aluminijskim kutom. Kvazibinarna reakcija (e3) dijeli dijagram na dva dijela Al i Mg_2Si .



Slika 32. Fazni dijagram Al-Si-Mg legure: (a) likvidus projekcija, (b) solidus projekcija, (c) aluminijski kut [20]

Iz dijagrama na slici 32 a) mogu se uočiti slijedeće reakcije: kvazibinarna reakcija $L \rightarrow \alpha_{Al} + Mg_2Si$ (e3), ternarne eutektičke reakcije $L \rightarrow \alpha_{Al} + \beta_{Si} + Mg_5Al_8$ (e1) i $L \rightarrow \alpha_{Al} + \beta_{Si} + Mg_2Si$ (e2). Solidus projekcija prikazana na slici 32 b) prikazuje solidus temperaturu i prisutne faze pri različitim sadržajima Si i Mg. Prema dijagramu sa slike 32 c) aluminij se nalazi u ravnoteži s Mg_2Si , Mg_5Al_8 i Si. Kvazibinarni odjeljak na slici (c) odgovara omjeru

Mg:Si=1,73 koji dijagram dijeli na dva dijela: Al-Mg-Mg₂Si i Al-Si-Mg₂Si. Nastali Mg₂Si ima temperaturu taljenja 1087 °C, gustoću 1,88 g/cm³ i tvrdoću po Vickersu od 4,5 GPa [20].

Prilikom neravnotežnog skrućivanja tj. kada je odvođenje topline brzo mogu nastati segregacije. Nastale segregacije se pojavljuju tako da na mjestima na kojima je trebao nastati Mg₂Si nastane Si. Dodatkom silicija i magnezija u aluminij smanjuje se napetost površine jer magnezij širi kristalnu rešetku aluminija, a silicij smanjuje. Ako se na granica zrna stvori kontinuirani film precipitata Mg₅Al₈ može doći do pojave korozije. Nadalje, veće količine magnezija ne utječu na korozijsku otpornost, ali veće količine silicija mogu povećati tendenciju koroziji [32].

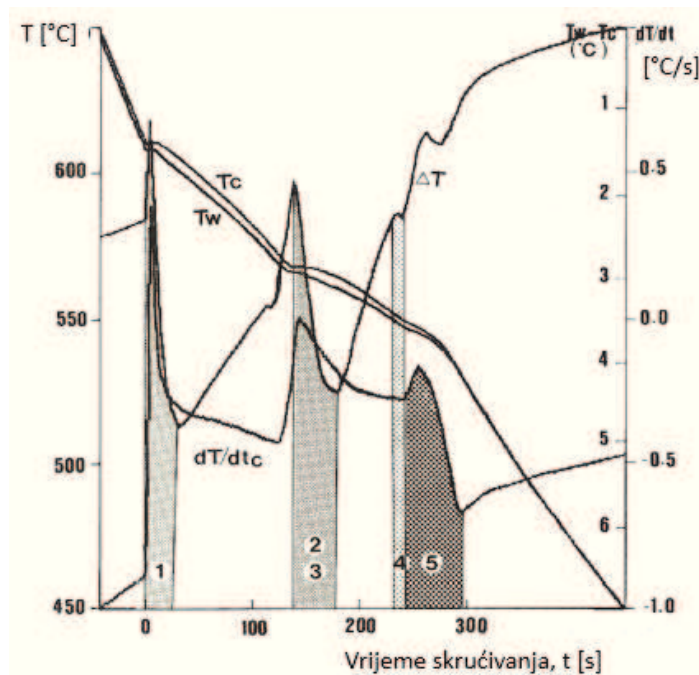
U mikrostrukturi AlSi7Mg0,3 leguri mogu se prepoznati slijedeće strukture: α_{Al}, eutektički silicij (α_{Al} + β_{Si}), faze obogaćene željezom i intermetalne faze. Faze koje mogu nastati zbog primjesa su: α-Al₈Fe₂Si, β-Al₅FeSi i π-Al₈Mg₃FeSi. Faza koja ima najlošiji utjecaj na mehanička svojstva zbog zarezanog djelovanja pločica je β-Al₅FeSi zbog čega je potrebno kontrolirati morfologiju te faze. Kako bi se spriječilo nastajanje β faze dodaje se Mg i Mn. Dodatkom magnezija nastaje π faza koja ima povoljniji utjecaj na mehanička svojstva [5, 33].

2.8.2. Skrućivanje AlSi7Mg0,3 legure

Očekivani slijed skrućivanja AlSi7Mg0,3 legure je slijedeći [34]:

- | | |
|--|---|
| 1. razvoj dendritne mreže | $L \rightarrow \alpha_{Al}$ |
| 2. eutektička reakcija | $L \rightarrow \alpha_{Al} + \beta_{Si}$ |
| 3. razvoj sekundarnog eutektika ili precipitacija Mg ₂ Si | $L \rightarrow \alpha_{Al} + Mg_2Si + \beta_{Si}$ |

Na slici 33 prikazana je krivulja hlađenja AlSi7Mg0,3 legure. Prema navedenoj krivulji mogu se vidjeti karakteristične temperature faznih transformacija poput likvidus temperature, temperature eutektičke reakcije i solidus temperature.



Slika 33. Krivulja hlađenja AlSi7Mg0,3 legure [6]

Područje označeno 1 označava početak skrućivanja legure u kojem dolazi do razvoja dendritne mreže. Daljnje snižavanje temperature taline uzrokovano oslobađanjem latentne topline odvija se sve dok se u talini ne razvije dovoljan broj nukleacijskih mjesta za rast eutektika α_{Al} i β_{Si} . Ovaj slučaj naziva se eutektičko pothlađenje koje predstavlja pokretačku silu nukleacije. Toplina koja nastaje skrućivanjem eutektika premašuje odvedenu toplinu, a ta pojava se naziva rekalescencija. Kako se skrućivanje bliži kraju smanjuje se oslobađanje latentne topline [6, 35].

Iz krivulja hlađenja proizlazi tablica 4 u kojoj su prikazane sve faze koje mogu nastati prilikom skrućivanja AlSi7Mg0,3 legure. Svaka od navedenih faza može nastati u nekom temperaturnom intervalu koji se može razlikovati pri različitim brzinama hlađenja.

Tablica 4. Reakcije skrućivanja AlSi7Mg0,3 legure ovisno o brzini hlađenja [6]

Redni broj	Reakcija	Temperaturni interval pri nižim brzinama hlađenja (0,3 °C/s)	Temperaturni interval pri višim brzinama hlađenja (4 °C/s)
1	Razvoj dendritne mreže	611-608	610-602
2	$L \rightarrow \alpha_{Al} + \beta_{Si}$	608-571	602-568
3a	$L \rightarrow \alpha_{Al} + Al_5FeSi$	571-567	568-560
3b	$\alpha_{Al} + Al_5FeSi \rightarrow \alpha_{Al} + \beta_{Si} + Al_8Mg_3FeSi_6$	567-551	560-537
4	$L \rightarrow \alpha_{Al} + \beta_{Si} + Mg_2Si$	551-549	537-535
5	$L \rightarrow \alpha_{Al} + \beta_{Si} + Mg_2Si + Al_8Fe_2Si + Al_8Mg_3FeSi_6$	549-543	535-515

2.9. Utjecaj tehnoloških parametara na razvoj svojstava

Tehnološki parametri poput hlađenja kalupa ili brzine ulijevanja taline u kalup mogu značajno utjecati na kvalitetu odljevka. Hlađenje kalupa je jedan od najvažnijih parametara koji utječe na mikrostrukturu, a mikrostruktura utječe na mehanička svojstva legure. Prema istraživanju Liu, Zhou i Li [33] može se uvidjeti utjecaj brzine hlađenja na SDAS i na vlačna svojstva. Što je veća brzina hlađenja to je manji SDAS. Brzina hlađenja može utjecati na vlačnu čvrstoću, pa je tako potrebno optimalno odrediti brzinu hlađenja. Preniske i previsoke brzine hlađenja mogu uzrokovati pad vlačne čvrstoće [33].

2.10. Greške u odljercima

Svojstva legure osim mikrostrukture ovise i o greškama koje se pojavljuju na površini i unutar odljevka. Vanjske greške mogu se uočiti na površini odljevka golim okom, naspram unutarnjih grešaka. Vanjske greške utječu na estetski izgled i funkcionalnost dok unutarnje greške utječu samo na funkcionalnost odljevka. Nadalje, greške se mogu klasificirati i prema metalurškom podrijetlu, a na njih utječe geometrija odljevka, legura, tehnologija lijevanja, parametri procesa, premazi i drugo. Pravilno odabranim parametrima može se utjecati na smanjenje grešaka u odljercima te samim time poboljšati kvaliteta odljevaka. Izvore grešaka ponekada je teško odrediti jer na pojavu grešaka može utjecati nekoliko parametara. Podjela grešaka dana je u tablici 5 [36].

Tablica 5. Podjela grešaka [36]

Unutarnje greške	Vanjske greške	Greške geometrije
<ul style="list-style-type: none"> ❖ Greške nastale stezanjem <ul style="list-style-type: none"> • makrousahtine • interdendritne usahline ❖ Plinske greške <ul style="list-style-type: none"> • zračna poroznost • vodikova poroznost • poroznost nastala isparavanjem ❖ Greške nastale tijekom punjenja kalupa <ul style="list-style-type: none"> • hladni zavar • hladne pukotine ❖ Nepoželjne faze <ul style="list-style-type: none"> • uključci • nepoželjne strukture ❖ Greške nastale uslijed visoke temperature <ul style="list-style-type: none"> • hladne pukotine • tople pukotine • znojne kuglice 	<ul style="list-style-type: none"> ❖ Greške nastale stezanjem <ul style="list-style-type: none"> • uleknuce ❖ Plinske greške <ul style="list-style-type: none"> • blisteri • rupice ❖ Greške nastale tijekom punjenja kalupa <ul style="list-style-type: none"> • hladni zavar • vrtlog • tople pukotine ❖ Nepoželjne faze <ul style="list-style-type: none"> • nakupine na površini • inkluzije ❖ Greške nastale uslijed visoke temperature <ul style="list-style-type: none"> • hladne pukotine • tople pukotine • znojne kuglice ❖ Greške na površini metal-kalup <ul style="list-style-type: none"> • erozija • lijepljenje na površinu • korozija kalupa 	<ul style="list-style-type: none"> ❖ Nedostatak materijala <ul style="list-style-type: none"> • nepotpunost odljevka ❖ Višak materijala <ul style="list-style-type: none"> • srh ❖ Van tolerancija <ul style="list-style-type: none"> • deformacija

Uključci troske mogu se pojaviti u svim ljevačkim legurama i ne ovise o tehnologiji lijevanja, a mogu se pojaviti zajedno s plinskim mjehurima. Do pojave troske može doći rastaljivanjem nemetalnih, oksidnih sastojaka koji u talinu mogu dospjeti nenamjernim dodavanjem ili pri proizvodnji troske ili taljenjem sekundarnog uloška. Neovisno u kojem slučaju nastaju, na površini taline nastaje troska. U odljevcima aluminijskih legura do pojave uključaka troske dolazi prilikom lijevanja taline u kalup kada se troska povuče zajedno s talinom [37].

Jedna od najčešćih grešaka koja se pojavljuje u aluminijskim legurama je plinska poroznost. Plinska poroznost može se pojaviti zajedno s drugim greškama poput mikrousahtina, poroznost uslijed stezanja pri skrućivanju, površinskim greškama, oksidnim uključcima i dr. Plinska poroznost nastaje u talini koja sadrži plin stoga se tijekom hlađenja i skrućivanja izlučuju otopljeni plinovi, a njihova se topljivost smanjuje s padom temperature. Dio plina može se ukloniti, ali dio plina može ostati zarobljen u talini najčešće prilikom skrućivanja.

Plin u talini može dospjeti zbog:

- apsorpcije plina tijekom taljenja iz atmosfere peći i okoline,
- zasipnih materijala koji mogu biti zasićeni plinom ili oksidima,
- vlažne pećne obloge,
- zarobljavanja zraka tijekom ulijevanja u uljevnom sustavu i odljevku.

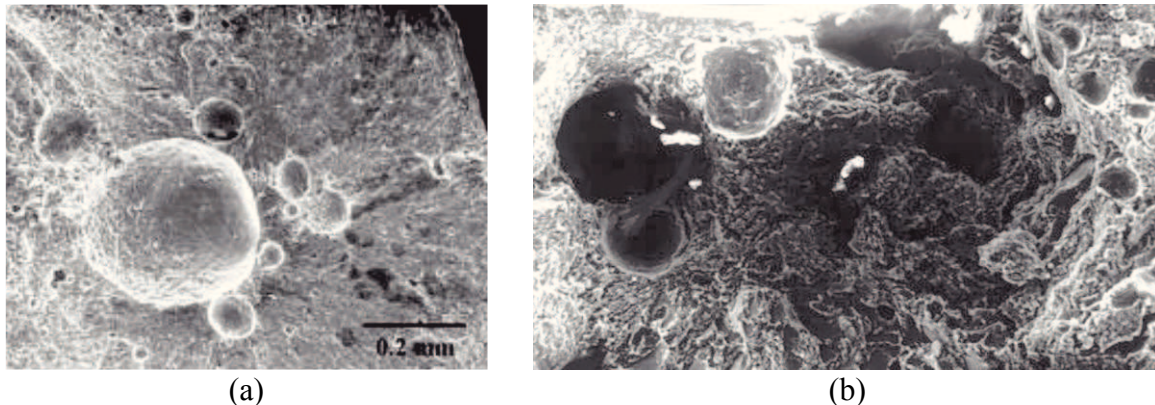
Mjesta koja posljednja skrućuju ili prijelazi debljine stijenki su potencijalna mjesta za nastanak mikroporoznosti koje se mogu pojaviti kod svih ljevačkih legura bez obzira na

tehnologiju lijevanja. Mikroporoznost može se pojaviti u obliku spužvaste, rahle i porozne strukture, a uočava se tijekom ispitivanja nepropusnosti odljevka. Mjesta na kojima se nalazi mikroporoznost imaju hrapave unutarnje stijenke za razliku od plinske poroznosti koja ima glatke i sjajne unutarnje površine pora. Poroznost može utjecati na mehanička svojstva pri povišenom opterećenju. Nadalje, način opterećenja i položaj poroznosti također utječu na mehanička svojstva. Mikroporoznost nastaje tijekom skrućivanja taline na koju utječe sastav taline, nukleacijsko stanje, uvjeti hlađenja te sama geometrija odljevka. Glavni uzroci pojave mikroporoznosti su smanjenje obujma taline pri hlađenju i skrućivanju, kašasto skrućivanje, izdvajanje plina iz taline i naplinjenje. Pregrijana mjesta na kalupu također mogu uzrokovati pojavu poroznosti jer pri višim temperaturama talina ima veći afinitet prema plinovima.

Smanjenje mikroporoznosti može se postići:

- snižavanjem intervala skrućivanja,
- uporabom sastava približnom eutektičkom sastavu,
- povećanjem sposobnosti napajanja,
- izbjegavanjem toplih čvorišta,
- izbjegavanjem naglih prijelaza između presjeka različitih debljina,
- primjenom optimalnih temperatura i vremena lijevanja i
- smanjenjem sadržaja plina u talini [37].

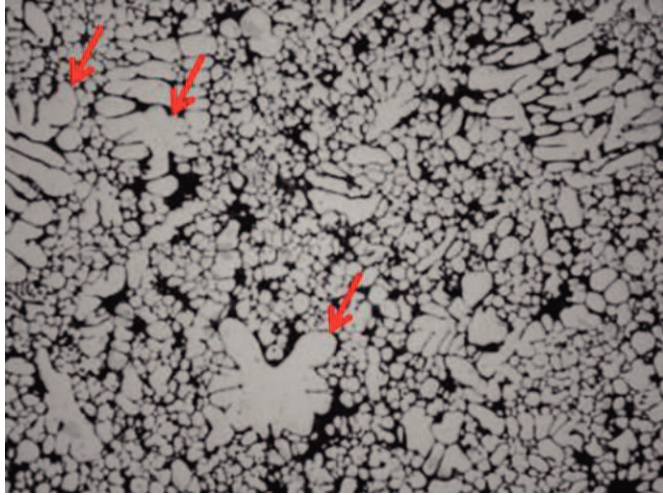
Prilikom punjenja odljevka može doći do zarobljavanja zraka, vodika, poroznosti tijekom isparavanja premaza. Na slici 34 su prikazane zračna poroznost i vodikova poroznost.



Slika 34. SEM prikaz: (a) zračne poroznosti i (b) vodikove poroznosti [36]

Navedene poroznosti svrstavaju se u greške povezane s plinovima, a nastaju zarobljavanjem plina ili smjese plinova. Vodikova poroznost prepoznaje se po sferičnoj ili izduženoj glatkoj i dezoksidiranoj površini. Vodikova poroznost je sitna i homogeno raspoređena unutar odljevka. Prilikom skrućivanja metal izbacuje vodik te na taj način nastaju mjehurići [36].

Osim prethodno navedenih uključaka troske u talini koji tvore nepoželjne faze, može doći i do pojave nepoželjnih struktura. Nepoželjne strukture imaju negativan utjecaj na čvrstoću ili povišenu vrijednost DAS-a [36].



Slika 35. Mikrostruktura krupnih dendrita okruženih finim dendritima [36]

3. EKSPERIMENTALNI DIO

Eksperimentalni dio rada proveden je u tvrtki Saint Jean Industries d.o.o. (SJI) u Slavanskom Brodu. Eksperimentalni dio sastoji se odlijevanja AlSi7Mg0,3 (EN AC42100) [8] legure gravitacijskom tehnologijom sa zakretanjem u trajni kalup. Provedeno je i lijevanje u Quik Cup lončić. Prilikom lijevanja praćen je tijek i slijed skrućivanja jednostavnom toplinskom analizom. Kemijski sastav legure propisan je normom EN AC 42100 [8]. Lijevani proizvod koristi se u automobilskoj industriji kao nosač motora. U tvrtki SJI je proveden i dio metalografske analize te rendgensko snimanje odljevka. Drugi dio metalografske analize proveden je na Metalurškom fakultetu Sveučilišta u Zagrebu u Zavodu za procesnu metalurgiju u Laboratoriju za željezo, čelik i ljevarstvo. Fraktografska i mikrostrukturalna ispitivanja provedena su na svjetlosnom mikroskopu te na pretražnom elektronskom mikroskopu (SEM). Lijevanje aluminijske legure provedeno je u tri različita slučaja. U I slučaju provedeno je lijevanje sa standardnim parametrima kojima se lijeva pozicija u tvrtki SJI, dok su u druga dva slučaja izmijenjeni parametri: II slučaj bez hlađenja te III slučaj s hlađenjem i brzim punjenjem kontroliranim pomoću brzine zakretanja. Provedena su mehanička ispitivanja odljevaka iz slučaja I, II i III te simulacija lijevanja i skrućivanja u ESI ProCAST programskom paketu.

Hipoteza istraživanja zasniva se na tome da promjena različitih parametara lijevanja utječe na mikrostrukturne značajke te na mehanička svojstva gotovog odljevka što u konačnici utječe na kvalitetu proizvoda. Cilj ispitivanja je korelirati dobivene rezultate toplinske analize, mikrostrukturne i mehaničke značajke s obzirom na postavljene parametre lijevanja za sva tri slučaja.

3.1. Metodologija rada

Talina legure AlSi7Mg0,3 priprema se u METAFOUR (slika 36) retornoj peći u koju se ulažu ingoti aluminija te ljevaonički povrat (uljevni sustavi) i škart u odnosu do 60:40. Temperatura u peći drži se u rasponu od 700-780 °C. Nakon što je proizvedena, talina se prenosi transportnim loncem u peć za održavanje MORGAN (slika 36 b) u kojoj se provodi obrada taline. Temperatura taline u peći održava se u intervalu od 720-730 °C. Obrada taline sastoji se od uklanjanja plinova propuhivanjem taline inertnim plinom (dušikom) uređajem ROTOXAL RD2 uz miješanje 10 minuta. Zatim se u talinu dodaje cjepivo na bazi titana i bora, sredstvo za modifikaciju na bazi stroncija i provodi se legiranje magnezijem za postizanje kemijskog sastava koji je propisan normom EN AC42100. Nakon 10 minuta uklanja se troska s površine tase provodi uzorkovanje taline kako bi se utvrdio kemijski sastav. Nakon provjere kemijskog sastava talina je spremna za lijevanje.



(a)



(b)

Slika 36. Peći za pripremu taline: (a) peć za taljenje METAFOUR, (b) peć za održavanje taline MORGAN

3.1.1. Ispitivanje napljinjenosti taline AlSi7Mg0,3 legure

Analiza indeksa gustoće provodi se lijevanjem taline u lončić za analizu. Indeks napljinjenosti određuje se na osnovu Arhimedova zakona usporedbom gustoće dva uzorka s tim da jedan uzorak skrućuje na zraku, a drugi u vakuumu od 80 mbar u uređaju HYDRALVAC 1000 koji je prikazan na slici 37.



Slika 37. Uređaj za analizu indeksa gustoće

3.1.2. Ispitivanje kemijskog sastava AlSi7Mg0,3 legure

Ispitivanje kemijskog sastava provodi se lijevanjem uzorka u specijalni kalup, a dobiveni uzorak prikazan je na slici 38. Kemijska analiza provodi se na svjetlosnom emisijskom spektrometru Thermo Scientific ARL 3640 Metals Analyzer.

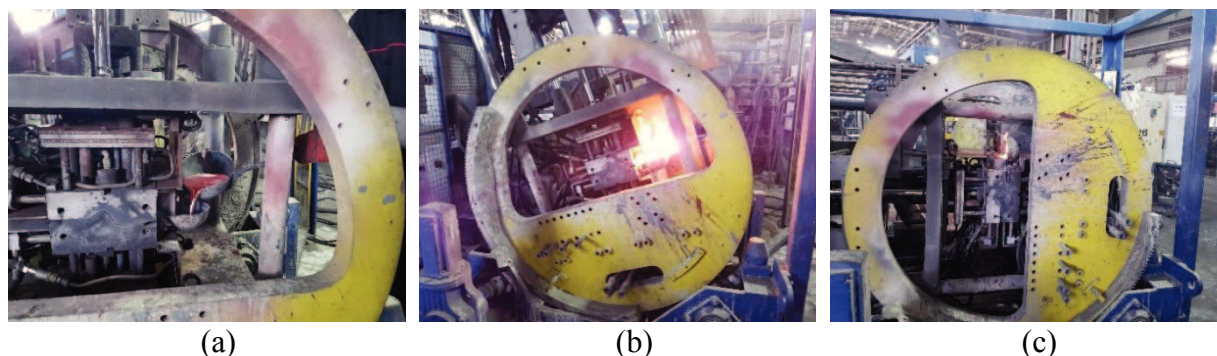


Slika 38. Uzorak za ispitivanje kemijskog sastava

3.2. Gravitacijsko lijevanje sa zakretanjem AlSi7Mg0,3 legure

Nakon provedenog ispitivanja sastava taline provodi se gravitacijsko lijevanje sa zakretanjem (*engl. gravity tilt casting*). Alat (kalup) je čelični i hlađen je vodom. Talina za

lijevanje uzima se iz peći za držanje taline i lijeva u uljevnu čašu nakon čega se stroj za lijevanje zakreće za 90° kako je prikazano na slici 39.



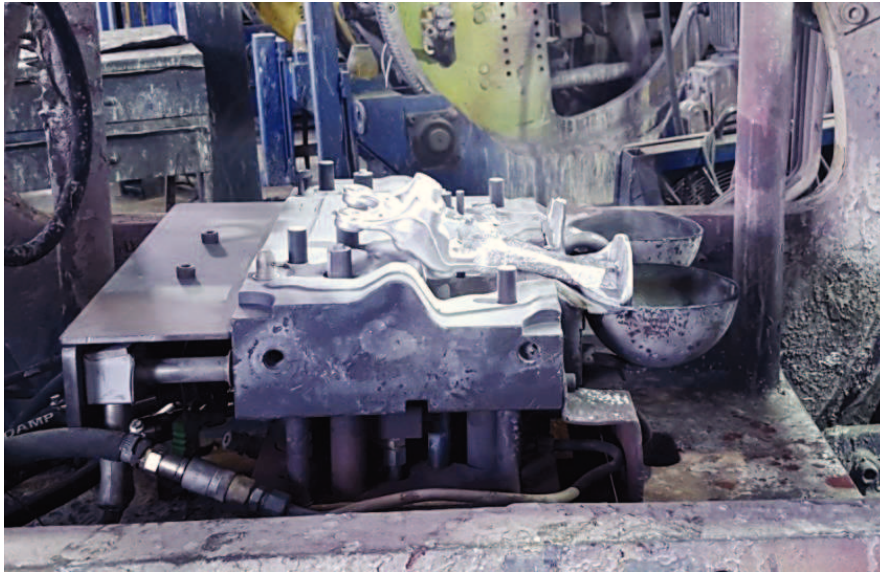
Slika 39. Postupak lijevanja AlSi7Mg0,3 legure gravitacijskom tehnologijom sa zakretanjem: (a) lijevanje taline u kalup, (b) početak zakretanja stroja, (c) konačna pozicija stroja pri zakretanju (90°)

Lijevanje je podijeljeno u tri slučaja. U prvom slučaju lijevanje je provedeno sa standardnim parametrima lijevanja tvrtke SJI koji su prikazani u tablici 6. U drugom slučaju lijevanja nema hlađenja kalupa. U trećem slučaju provedeno je lijevanje u kojem se mijenja brzina zakretanja kalupa odnosno ukupno vrijeme zakretanja kalupa. Za svaki slučaj provedena su četiri lijevanja (oznake uzorka: 1-1 do 1-4, 2-1 do 2-4, 3-1 do 3-4). U svakom lijevanju odlivena su po dva odljevka (oznake na uzorcima su A i B). U tablici 6 prikazani su parametri lijevanja.

Tablica 6. Parametri lijevanja

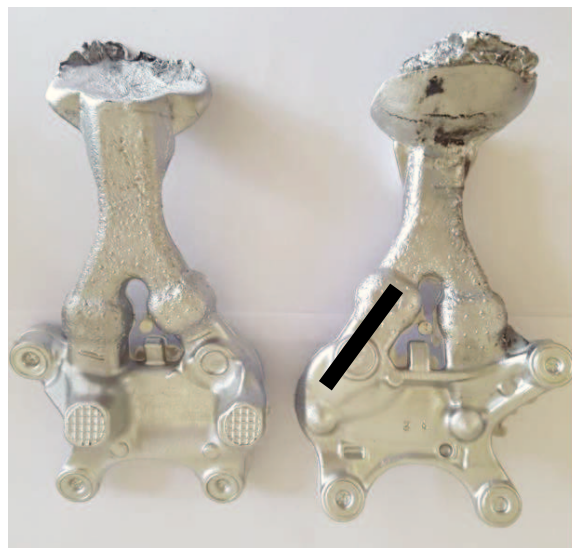
	Prvi slučaj (I)	Drugi slučaj (II)	Treći slučaj (III)
Temperatura taline u peći [°C]	720-730	720-730	720-730
Vrijeme zakretanja kalupa [s]	10	10	7
Materijal kalupa	Alatni čelik	Alatni čelik	Alatni čelik
Hlađenje kalupa vodom	Uključeno	Isključeno	Uključeno
Temperatura donjeg kalupa [°C]	350	350	350
Temperatura gornjeg kalupa [°C]	330	330	330

Nakon završenog skrućivanja stroj za lijevanje se vraća u početni položaj te se odljevak vadi iz kalupa (slika 40). Tijekom lijevanja praćena je krivulja hlađenja.



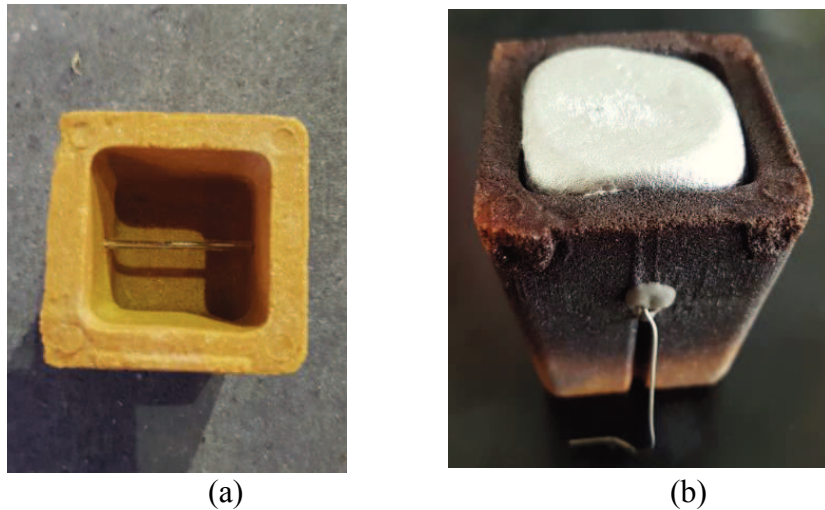
Slika 40. Vađenje odljevka iz kalupa nakon skrućivanja

Termopar je postavljan na najdeblje mjesto u odljevku kako bi se prikupljali podaci o promjeni temperature. Na slici 41 prikazan je odljevak s uljevnim sustavom i označenim mjestom (crnom crtom) na kojem je termo par bilježio promjenu temperature.



Slika 41. Odljevak od AlSi7Mg0,3 legure dobiven gravitacijskom tehnologijom lijevanja sa zakretanjem

S ciljem određivanja utjecaja brzine hlađenja na razvoj mikrostrukture, paralelno s lijevanjem u trajne kalupe provedeno je lijevanje u lončić izrađen po croning postupku (QuickCup, slika 42). Lončić ima svoj termopar koji je spojen na modul za mjerenje temperature. S obzirom na materijal QuickCup-a odvođenje topline u njemu je znatno sporije nego kod lijevanja u trajni kalup.



Slika 42. Croning lončić QuickCup: a) prazan QuickCup, (b) QuickCup s talinom

3.3. Ispitivanje jednostavnom toplinskom analizom

Jednostavna toplinska analiza (JTA) provedena je s uređajem za prikupljanje podataka za mjerenje temperature „National Instruments“ NI-9211 koji je opremljen modulom NI cDAQ-9172. Termopar se spaja na višestruki analogno-digitalni modul koji je povezan računalnim paketom LabViewer Full Development System. Na slici 43 prikazani su uređaji za mjerenje temperature. Jednostavna toplinska analiza provedena je na odljercima iz I, II, i III slučaja te u croning lončiću.



Slika 43. Uređaj za prikupljanje podataka s modulom za temperaturu

3.4. Ispitivanje lijevanih uzoraka AlSi7Mg0,3 legure

3.4.1. Rendgensko ispitivanje

Kako bi se utvrdilo da li je odljevak sukladan potrebama proizvodnje provodi se rendgensko snimanje. Rendgensko snimanje provedeno je na uređaju YXLON MU 2000 u SJI. Ako odljevak ne zadovoljava ASTM E-155 [38] normu tada taj odljevak predstavlja škart koji se ponovo vraća u ciklus proizvodnje.

3.4.2. Ispitivanja mikrostrukturnih značajki

Ispitivanja mikrostrukturnih značajki nakon lijevanja provedena su na odljevcima iz slučaja I, II, III i cronong lončića. Nakon mehaničkih ispitivanja epruveta iz slučaja I, II i III dobivenih strojnom obradom odljevka, provedena su mikrostrukturna ispitivanja na pokidanim epruvetama. Ispitivanja su provedena na svjetlosnom mikroskopu te na pretražnom elektronskom mikroskopu. Za mikrostrukturna ispitivanja, osim ispitivanja fraktografije, provedena je priprema uzoraka u SJI i na Metalurškom fakultetu Sveučilišta u Zagrebu.

3.4.2.1. Priprema uzoraka za metalografska ispitivanja

Metalografska priprema uzoraka sastoji se od rezanja uzoraka (slika 44) iz I, II i III slučaja lijevanja te iz QuickCup-a, nakon čega se provodi ulaganje u vodljivu masu.



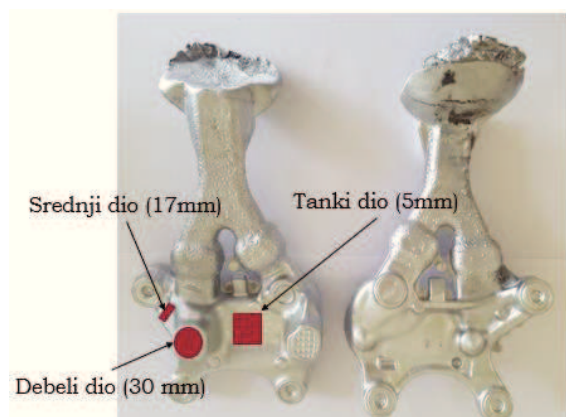
(a)



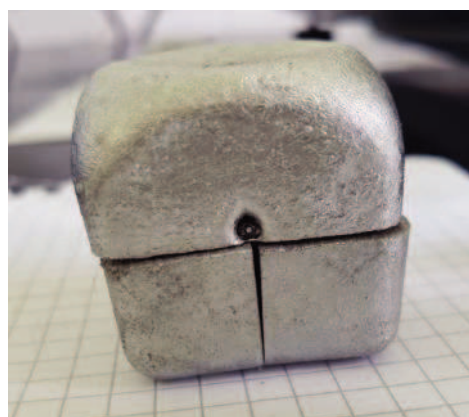
(b)

Slika 44. Uređaji za rezanje uzoraka: (a) pila za rezanje odljevaka većih dimenzija, (b) rezalica za rezanje uzoraka

Uzorci za metalografsku analizu pripremljeni su iz tri različite debljine stijenki (slika 45 a), za svaki pojedini slučaj tehnoloških parametara (I, II, III). Debljina tanke stijenke je 5 mm, srednje 17 mm i debele stijenke 30 mm. Uzorak QuickCup-a dobiven je rezanjem na pili i rezalici i prikazan je na slici 45 b).



(a)



(b)

Slika 45. Uzorkovanje za metalografsku i mikrostrukturnu analizu: (a) priprema uzorka iz različitih debljina stijenki, (b) uzorak iz QuickCup-a nakon rezanja

U sljedećem koraku provodi se postupak toplinskog ulaganja uzoraka u vodljivu masu kako bi se mogla raditi analiza na svjetlosnom i elektronskom mikroskopu. Postupak se provodi u uređaju BUEHLER SimpliMet® 1000. Na slici 46 prikazana je priprema uzorka vrućim ulaganjem. Postupak se provodi pri tlaku 25 000 kPa, u sljedećim koracima:

- predgrijavanje,
- zagrijavanje 2,5 min,
- hlađenje 2 min.



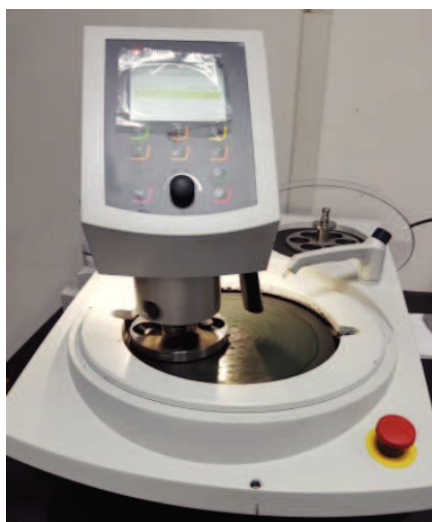
(a) (b) (c)
Slika 46. Priprema uzorka vrućim ulaganjem: (a) postavljanje uzorka u komoru, (b) uređaj za vruće ulaganje, (c) uloženi uzorak

Dobiveni uzorak nakon vrućeg ulaganja prikazan je na slici 46 c).

Nakon ulaganja u masu uzorci se bruse i poliraju. Uzorci iz I, II, i III slučaja brušeni su i polirani u SJI na uređaju za brušenje i poliranje Struers Force-100 koji je prikazan na slici 47. Postupak brušenja i poliranja provodi se u nekoliko koraka:

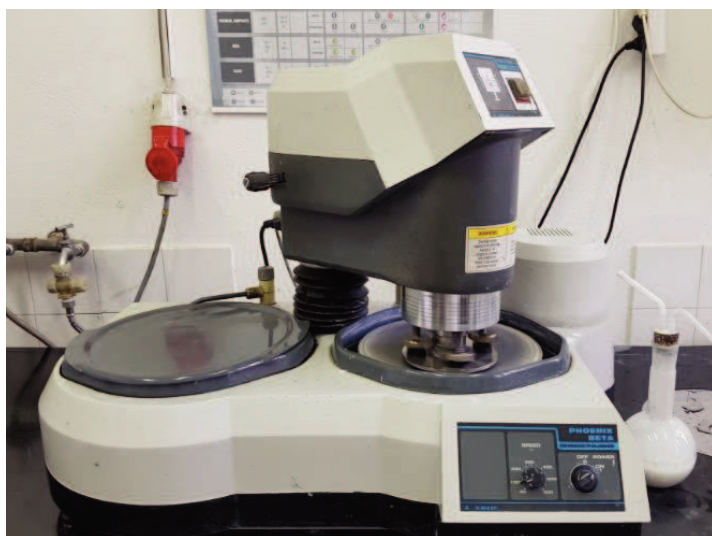
- brusni papir 320 (2 min),
- MD-Largo (fino brušenje) + dijamantna pasta (5 min),
- MD-Mol (tkanina za poliranje) + dijamantna pasta (3 min),
- MD-Chem (tkanina za finalno poliranje) + glinica (0,45 min).

Tijekom brušenja provodi se hlađenje vodom i dijamantnom pastom konstantnim mlazom. Uzorak se hladi vodom kako ne bi došlo do zagrijavanja površine. Poliranje se provodi dijamantnom pastom sitnije granulacije nego kod brušenja te se u zadnjem koraku dodaje glinica. Nakon brušenja i poliranja provodi se nagrizanje Keller-ovom otopinom.



Slika 47. Uređaj za brušenje i poliranje Struers Force-100

QuickCup uzorak je nakon rezanja brušen i poliran na Metalurškom fakultetu. Za brušenje se koristi uređaj Phoenix Vector LC proizvođača Buehler (slika 48). Brušenje se provodi pri slijedećim gradacijama papira: 120,240,400,600 i 1000. Brušenje se provodi pri brzini od 120 ⁰/min, sili od 10 N, u trajanju 2,5 minute i pri konstantnim hlađenjem vodom. Za poliranje na tkanini koristi se otopina Al₂O₃ granulacije 0,3 μm u trajanju 2,5 min pri sili od 10 N. Uzorci se nakon poliranja ispiru vodom te se nagrizzaju Keller-ovom otopinom, nakon čega se suše.



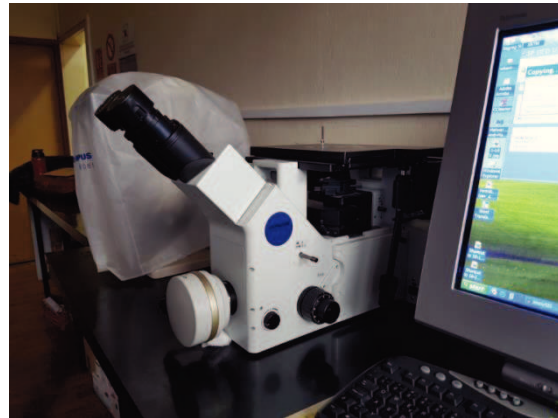
Slika 48. Uređaj za brušenje i poliranje Vektor LC Buehler Phoenix

3.4.2.2. Metalografska ispitivanja AlSi7Mg0,3 legure

Metalografska ispitivanja provedena su u SJI i na Metalurškom fakultetu. U SJI metalografska ispitivanja provedena su na svjetlosnom mikroskopu Olympus GX53 (slika 49 a). Uzorci su snimljeni pri povećanju od 50x, 100x, 200x, 500x i 1000x. Analizom snimki određeni su glavni mikrostrukturni konstituenti. Na Metalurškom fakultetu metalografska ispitivanja provedena su na svjetlosnom mikroskopu Olympus GX51 (slika 49 b) na kojem je mjeran razmak sekundarnih dendritnih grana (SDAS), udio α_{Al} faze te su pronađene i prepoznate intermetalne faze.



(a)

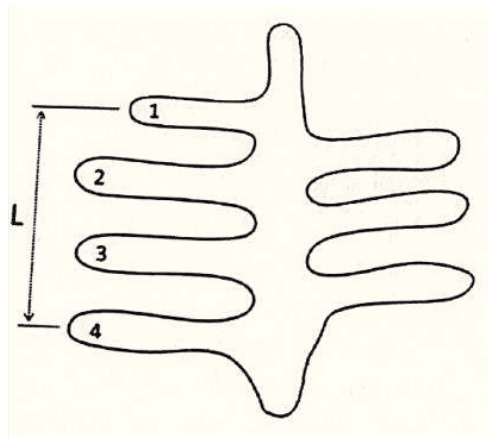


(b)

Slika 49. Svjetlosni mikroskopi za metalografsku analizu: (a) Olympus GX53, (b) Olympus GX51

3.4.2.2.1. Izračun SDAS-a

Vrijednosti sekundarnih dendritnih grana određuju se na način da se mjeri duljina primarne dendritne (L) grane od sredine prve sekundarne dendritne grane do sredine zadnje sekundarne dendritne grane [39], slika 50.



Slika 50. Shematski prikaz mjerenja SDAS-a [39]

Broj grana (N) broji se sa strane na kojoj ima više sekundarnih dendritnih grana. Duljina dendritnih grana mjeri se pri povećanju 100x.

SDAS se izračunava prema jednadžbi (23):

$$SDAS = \frac{L}{N - 1} \quad (23)$$

3.4.2.3. Mikrostrukturna ispitivanja AlSi7Mg0,3 legure

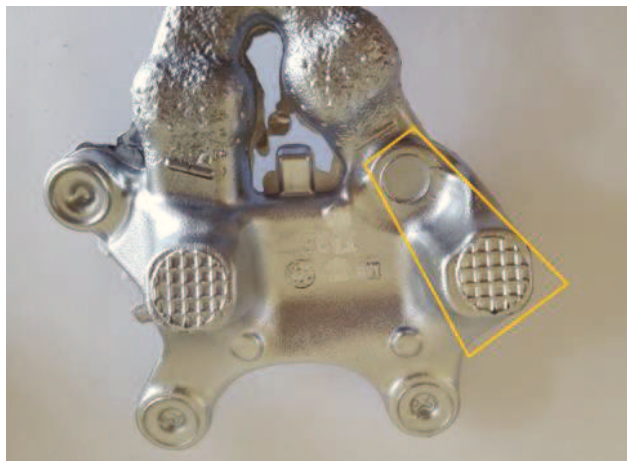
Mikrostrukturna ispitivanja provedena su na pretražnom elektronskom mikroskopu Tescan VEGA TS 5136 MM koji je prikazan na slici 51. Elektronski pretražni mikroskop (SEM) opremljen je energijskim disperzivnim spektrometrom (EDS) proizvođača Bruker. Pomoću mikroskopa određen je kemijski sastav pojedinih faza koje su uočene na svjetlosnom mikroskopu. Fraktografska analiza uzorcima nakon mehaničkih ispitivanja također je provedena na pretražnom elektronskom mikroskopu.



Slika 51. Pretražni elektronski mikroskop Tescan VEGA TS 5136 MM

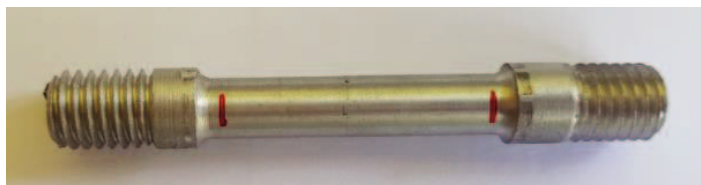
3.4.2.4. Ispitivanje mehaničkih svojstava

Mehanička ispitivanja provedena su na epruvetama koje su dobivene iz odljevaka strojnom obradom. Epruvete se izrađene iz najdebljeg dijela odljevka, a područje izrade epruvete prikazano je na slici 52.



Slika 52. Područje za izradu epruvete

Izgled epruvete za kidanje prikazan je na slici 53. Na epruveti je označeno mjerno područje čija se dužina mjeri prije i poslije ispitivanja. Nadalje, prije ispitivanja mjeri se i promjer epruvete u blizini navoja i na sredini.



Slika 53. Epruveta nakon strojne obrade

Nakon što je završeno početno mjerenje slijedi postavljanje epruvete u kidalicu. Ispitivanja su provedena na kidalici Zwick 50 kN prema normi EN 10002-1 [40]. Uzorak se na kidalici statički kontinuirano opterećuje do loma. Prilikom ispitivanja prati se sila koja je potrebna za nastanak loma. Nakon loma mjeri se konačna duljina uzorka te se računa produljenje ispitivanog uzorka. Na slici 54 prikazana je kidalica u kojoj je postavljena epruveta za ispitivanje.



Slika 54. Kidalica Zwick 50 kN

4. REZULTATI I DISKUSIJA

4.1. Kemijska analiza

Rezultati kemijske analize dobiveni spektrometrom prikazani su u tablici 7. Iz tablice se može vidjeti kako se koncentracija svih elemenata nalazi u dozvoljenim granicama propisanim normom za leguru EN AC 42100 [8].

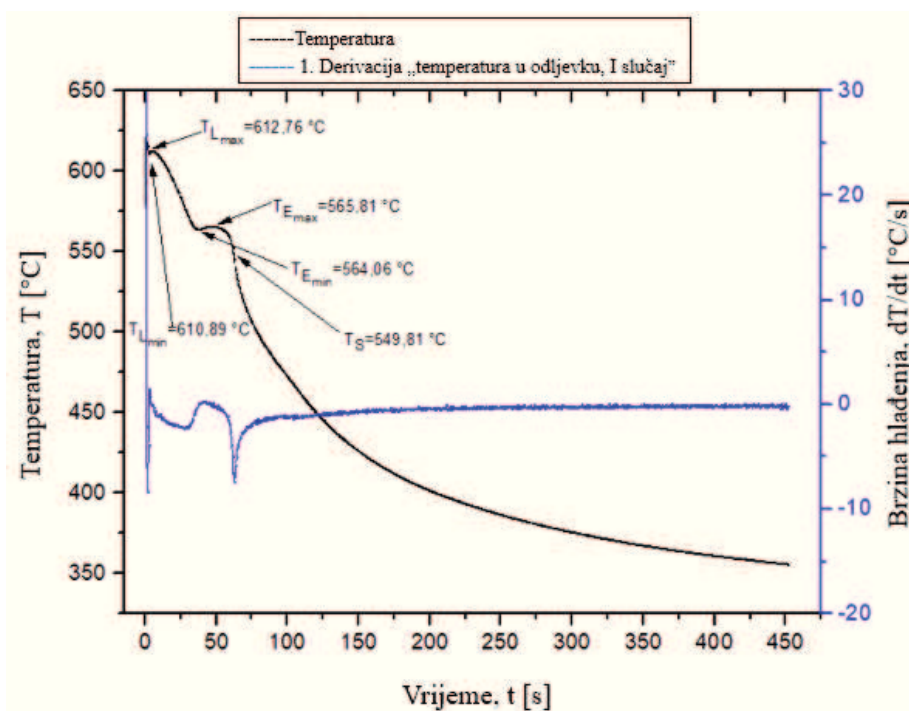
Tablica 7. Kemijski sastav AlSi7Mg0,3 legure

Element	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Sr	Ti	Zn
[mas.%]	92,6232	6,6989	0,1027	0,0047	0,0058	0,3570	0,0188	0,1414	0,0099
Dozvoljene vrijednosti[8]		6,5-7,5	max 0,15	max 0,03	max 0,10	0,30-0,45	max 0,03	0,10-0,18	max 0,07

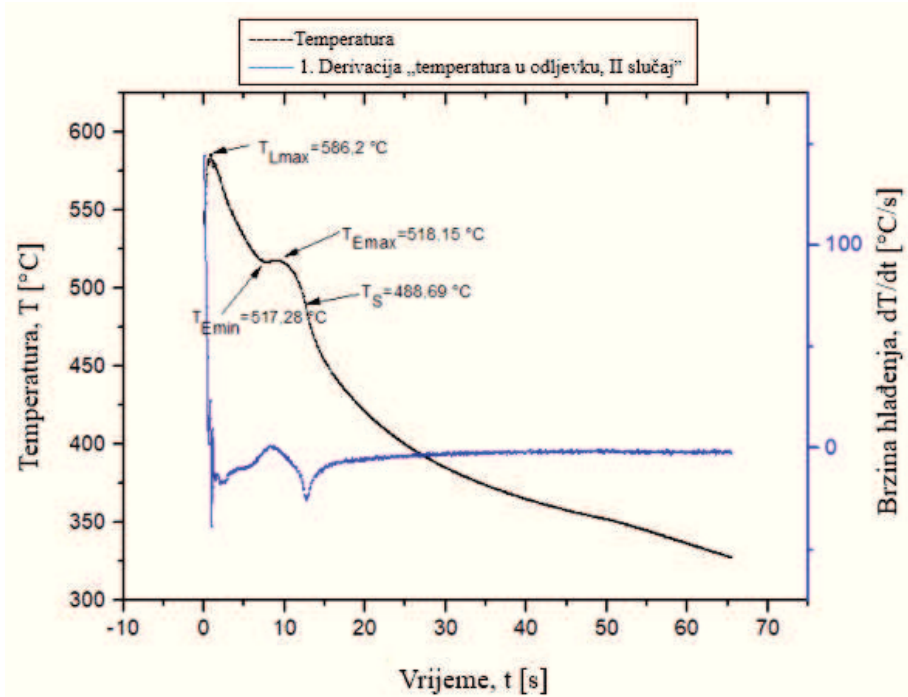
Navedeni kemijski sastav osigurava dobru livljivost taline jer je silicij u granicama propisanim normom. Sadržaj magnezija je također u rasponu propisanom normom te se na taj način omogućuje nastanak Mg_2Si precipitata koji su odgovorni za poboljšana mehanička svojstva legure.

4.2. Jednostavna toplinska analiza

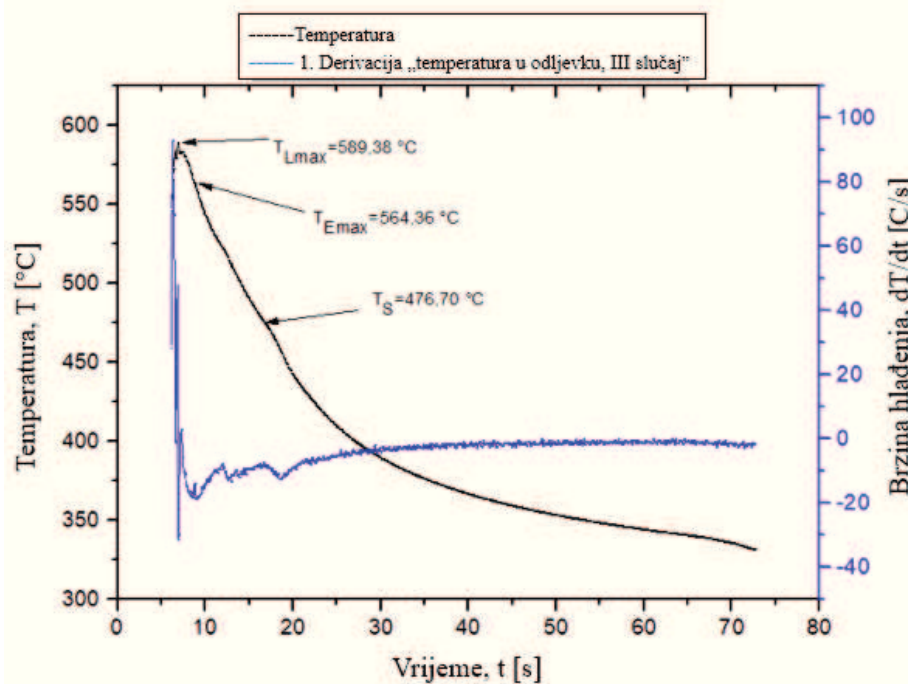
Jednostavnom toplinskom analizom dobivene su krivulje hlađenja za odljevke u slučajevima I, II i III (slike 55-57) te krivulje hlađenja za uzorak lijevan u croning lončić QuickCup (slika 58).



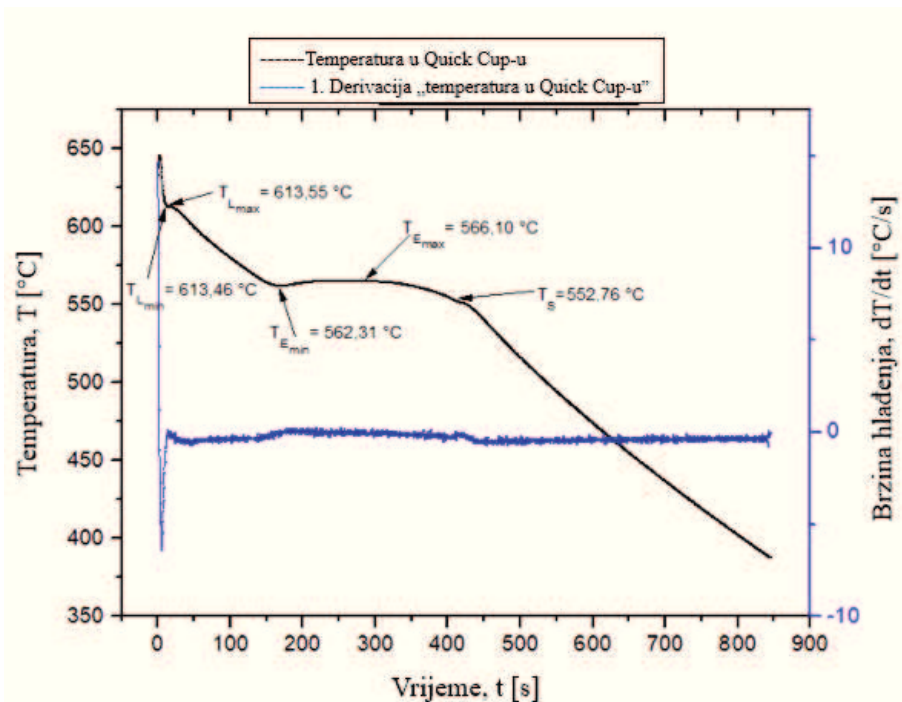
Slika 55. Krivulja hlađenja odljevka za I slučaj



Slika 56. Krivulja hlađenja odljevka za II slučaj



Slika 57. Krivulja hlađenja odljevka za III slučaj



Slika 58. Krivulja hlađenja croning lončića (QuickCup)

Na navedenim krivuljama interpretirane su karakteristične temperature faznih transformacija za danu leguru, a to su likvidus temperatura, temperatura eutektičke reakcije i solidus temperatura. Kako bi se mogle precizno odrediti karakteristične temperature izračunata je prva derivacija krivulje hlađenja.

Vrijednosti koje su očitane sa slika (55-58) prikazane su u tablici 8. Iz očitanih temperatura može se odrediti temperaturni i vremenski interval skrućivanja legure.

Tablica 8. Temperature faznih transformacija odljevaka i croning lončića

OZNAKA	FIZIKALNO ZNAČENJE	QuickCup	Odljevak, I slučaj	Odljevak, II slučaj	Odljevak, III slučaj
T_{Lmin}	Minimalna likvidus temperatura [°C]	613,46	610,89	-	-
T_{Lmax}	Maksimalna likvidus temperatura [°C]	613,55	612,76	586,22	589,38
ΔT_L	Promjena likvidus temperature [°C]	0,9	1,87	-	-
T_{Emin}	Minimalna eutektička temperatura [°C]	562,31	564,06	517,28	-
T_{Emax}	Maksimalna eutektička temperatura [°C]	566,10	565,81	518,15	564,36
ΔT_E	Promjena eutektičke temperature [°C]	3,79	0,71	0,87	-

OZNAKA	FIZIKALNO ZNAČENJE	QuickCup	Odljevak, I slučaj	Odljevak, II slučaj	Odljevak, III slučaj
T_s	Solidus temperatura [°C]	552,76	549,81	488,69	476,70
$\Delta T_{(L-S)}$	Temperaturni interval skrućivanja [°C]	60,79	70,81	97,53	112,68
$\Delta t_{(L-S)}$	Vremenski interval skrućivanja [s]	492,0	46,4	11,7	9,7

Vremenski interval skrućivanja u QuickCup-u je 492,0 s zbog croning postupka proizvodnje lončića koji je izrađen od pijeska. Vremenski interval skrućivanja odljevka u I slučaju je 46,4 s. Odljevak je lijevan u čeličnu kalup stoga se očekuje kraći interval skrućivanja zbog bržeg odvođenja topline za razliku od vremenskog intervala skrućivanja QuickCup-a. Vrijeme skrućivanja u II slučaju je 11,7 s, a u III slučaju 9,7 s. Dobiveni rezultati mjerenja za II i III slučaj nisu relevantni zbog kasnog odziva termopara s obzirom da je došlo do pogreške prilikom mjerenja i slijedom navedenog nižih karakterističnih temperatura faznih transformacija.

U tablici 9 izračunata je brzina hlađenja u QuickCup-u i odljencimaza sva tri slučaja.

Tablica 9. Brzina hlađenja u QuickCup-u i u odljencima

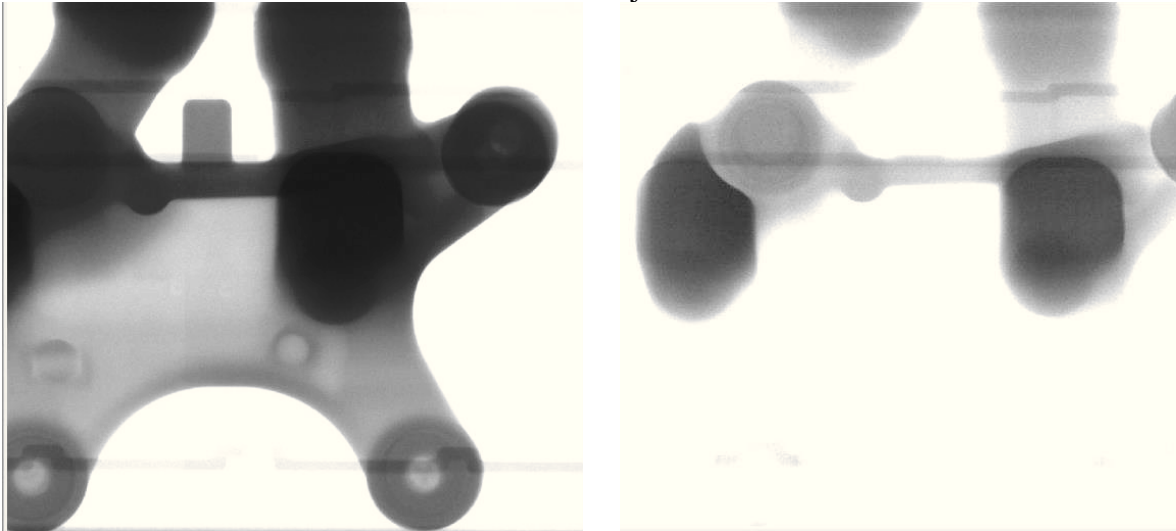
	T_{Lmax} [°C]	T_{Emax} [°C]	ΔT [°C]	Δt [s]	$\frac{\Delta T}{\Delta t}$ [°C/s]	$\frac{\Delta T}{\Delta t}$ [°C/min]
QuickCup	613,55	566,10	47,45	239,0	0,19	11,91
I slučaj	612,76	565,81	46,95	43,0	1,09	65,51
II slučaj	586,22	518,15	68,05	8,1	8,40	504,07
III slučaj	589,38	564,36	25,02	1,8	13,90	834,0

Iz navedenih podataka može se usporediti brzina hlađenja u QuickCup-u s brzinom hlađenja odljevka u čeličnom kalupu. Brzina hlađenja u QuickCup-u je manja u odnosu na brzinu hlađenja u čeličnom kalupu zbog različitih koeficijenata prijenosa topline karakterističnih za materijal kalupa. Vrijednosti za drugi i treći slučaj ukazuju na povećanje temperaturnog gradijenta u II te pogotovo u III slučaju.

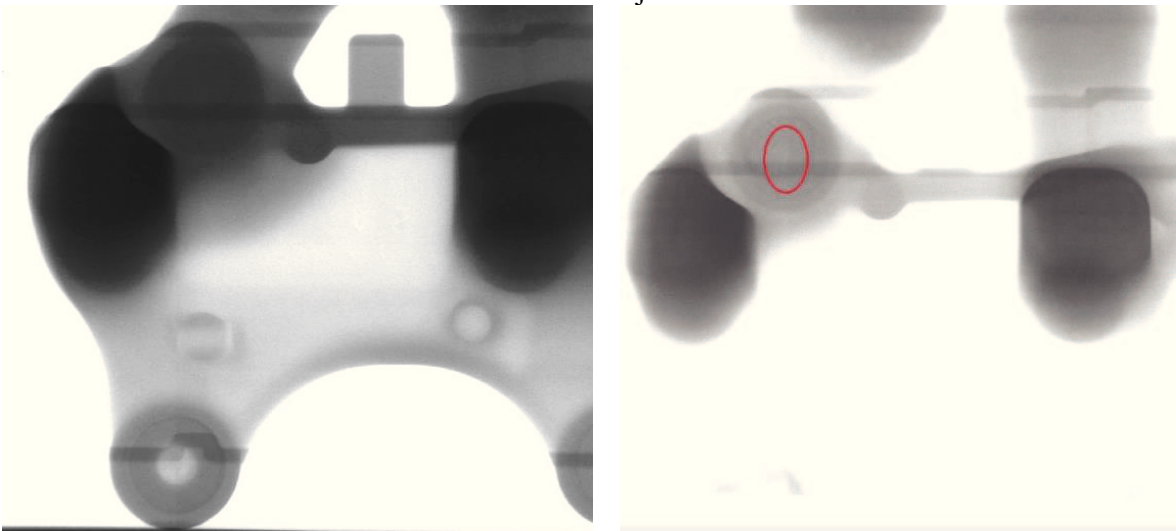
4.3. Rendgenska analiza

Na slici 59 prikazane su rendgenske snimke odljevaka za I, II i III slučaj. Prema snimkama može se vidjeti kako u I i III slučaju nije došlo do pojave poroznosti jer je u tim slučajevima osigurano usmjereno skrućivanje hlađenjem kalupa. U II slučaju u kojem je hlađenje isključeno, došlo je do pojave poroznosti u najdebljem dijelu odljevka što se može vidjeti na slici. Poroznost na odljevku je identificirana kao ASTM 2 [38] te odljevak kao takav ne zadovoljava kvalitetu obzirom na zahtjev za ASTM 1 [38].

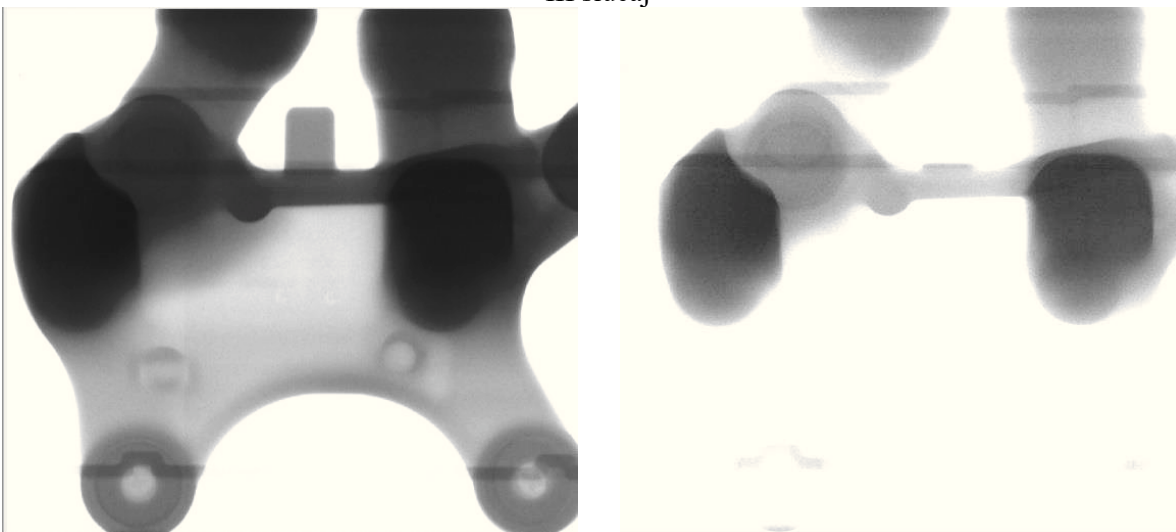
I slučaj



II slučaj



III slučaj

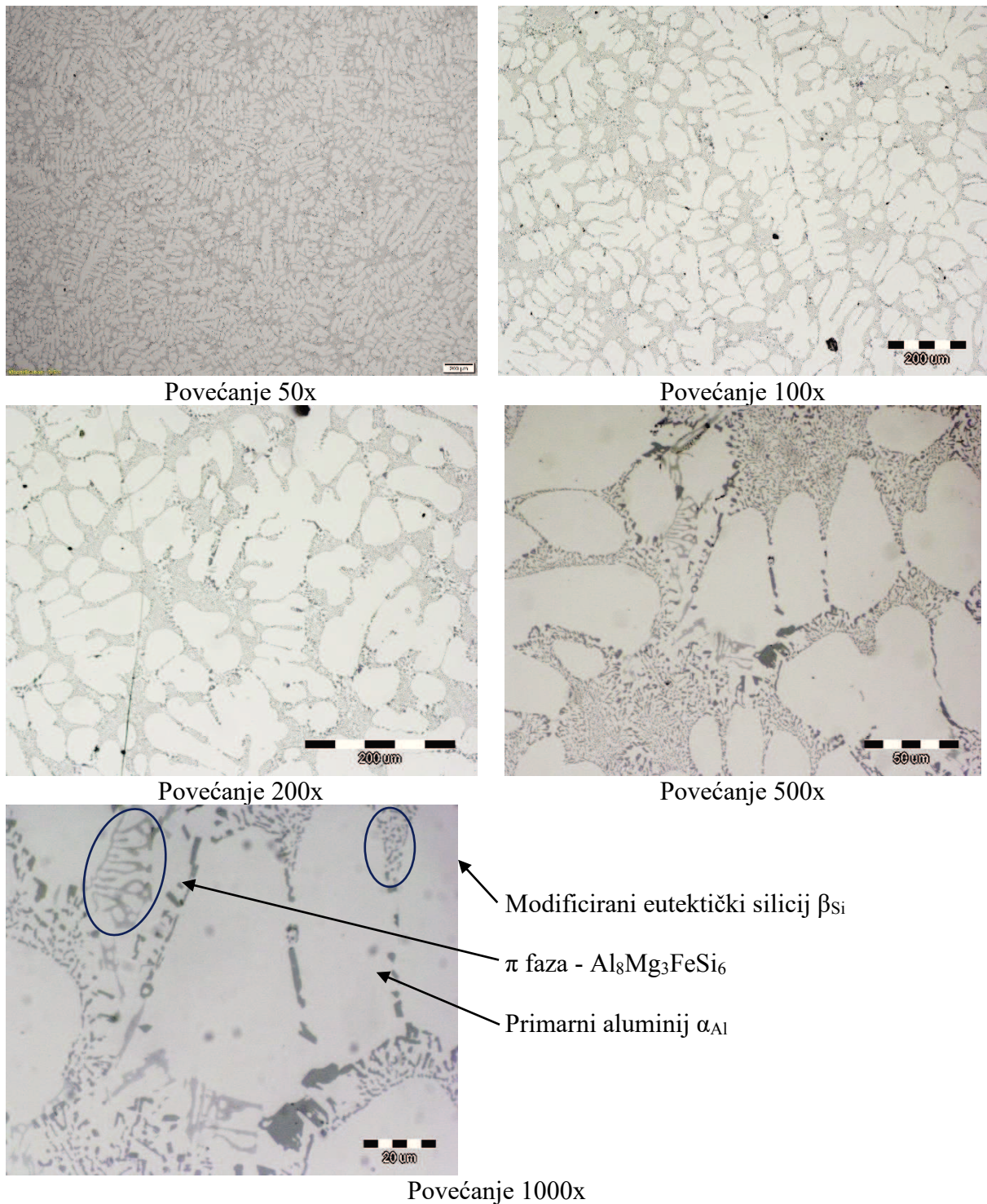


Slika 59. Rendgensko ispitivanje odljevaka za I, II i III slučaj

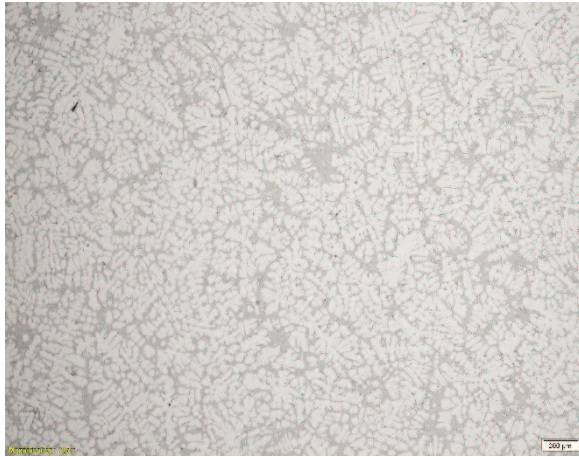
4.4. Metalografska analiza

Identifikacija faza provedena je na uzorcima iz odljevaka za slučajeve I, II, III te na uzorku iz QuickCup-a. Na svjetlosnom mikroskopu provedena je vizualna procjena mikrostrukture koja se uspoređuje s atlasom mikrostruktura [6].

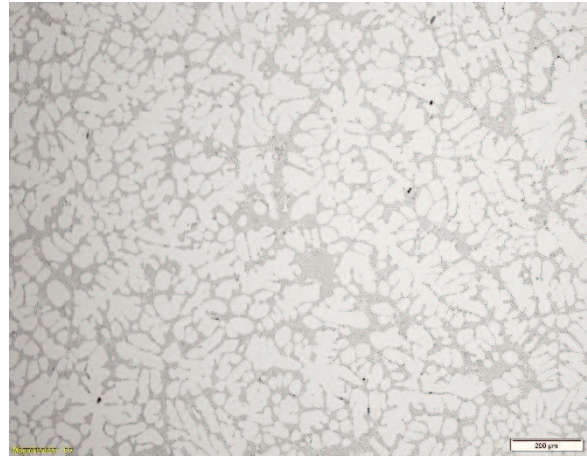
Na slikama 60-62 prikazane su karakteristične mikrostrukture uočene u slučajevima I, II i III pri različitim povećanjima.



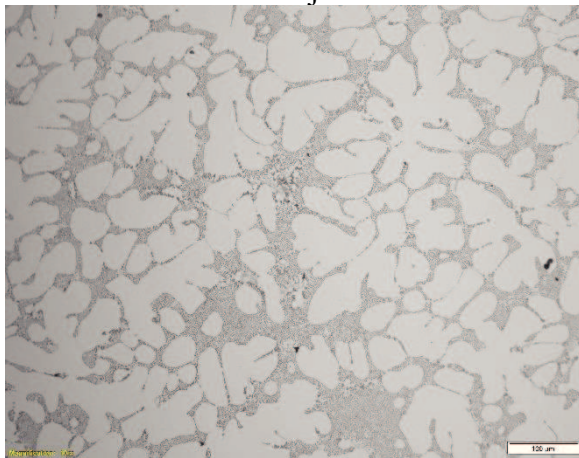
Slika 60. Mikrostrukture odljevka iz I slučaja



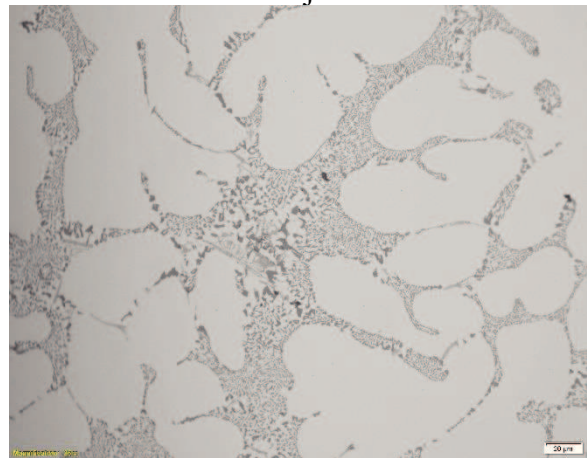
Povećanje 50x



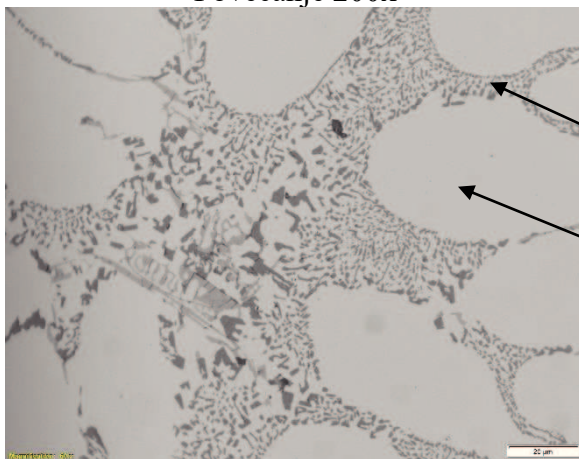
Povećanje 100x



Povećanje 200x



Povećanje 500x

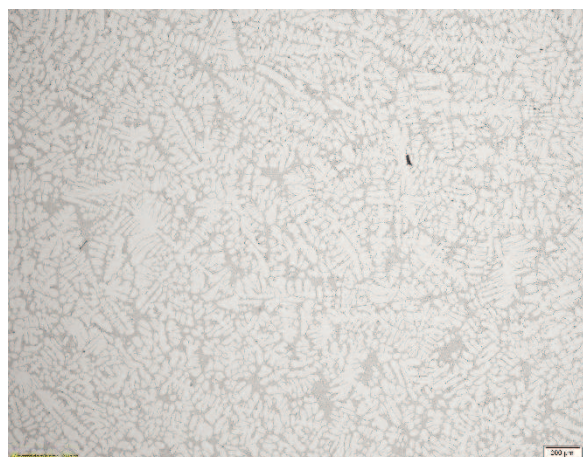


Modificirani eutektički silicij β_{Si}

Primarni aluminij α_{Al}

Povećanje 1000x

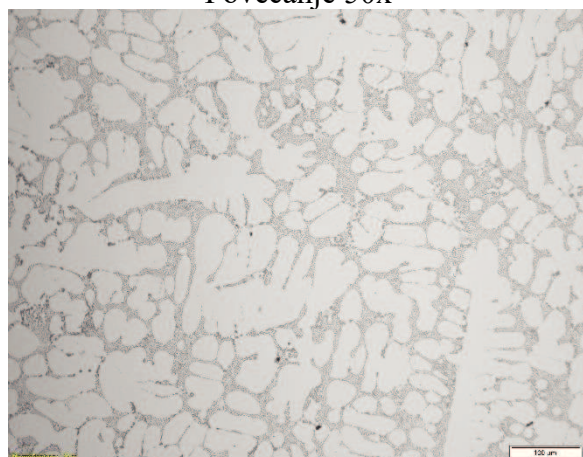
Slika 61. Mikrostrukture odljevka iz II slučaja



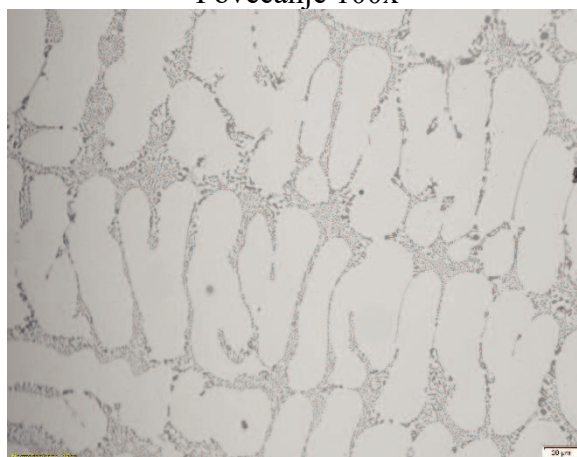
Povećanje 50x



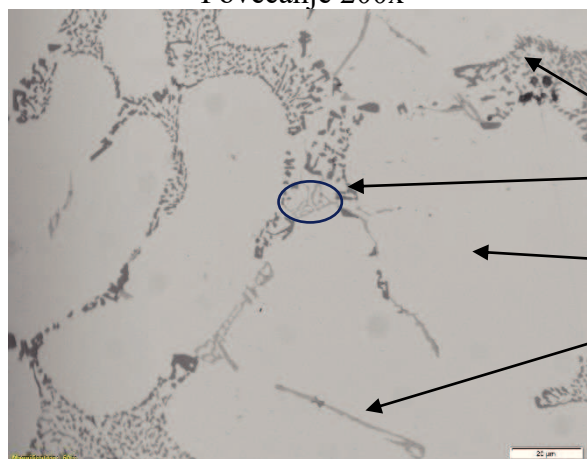
Povećanje 100x



Povećanje 200x



Povećanje 500x



Povećanje 1000x

Modificirani eutektički silicij β_{Si}

π faza - $Al_8Mg_3FeSi_6$

Primarni aluminij α_{Al}

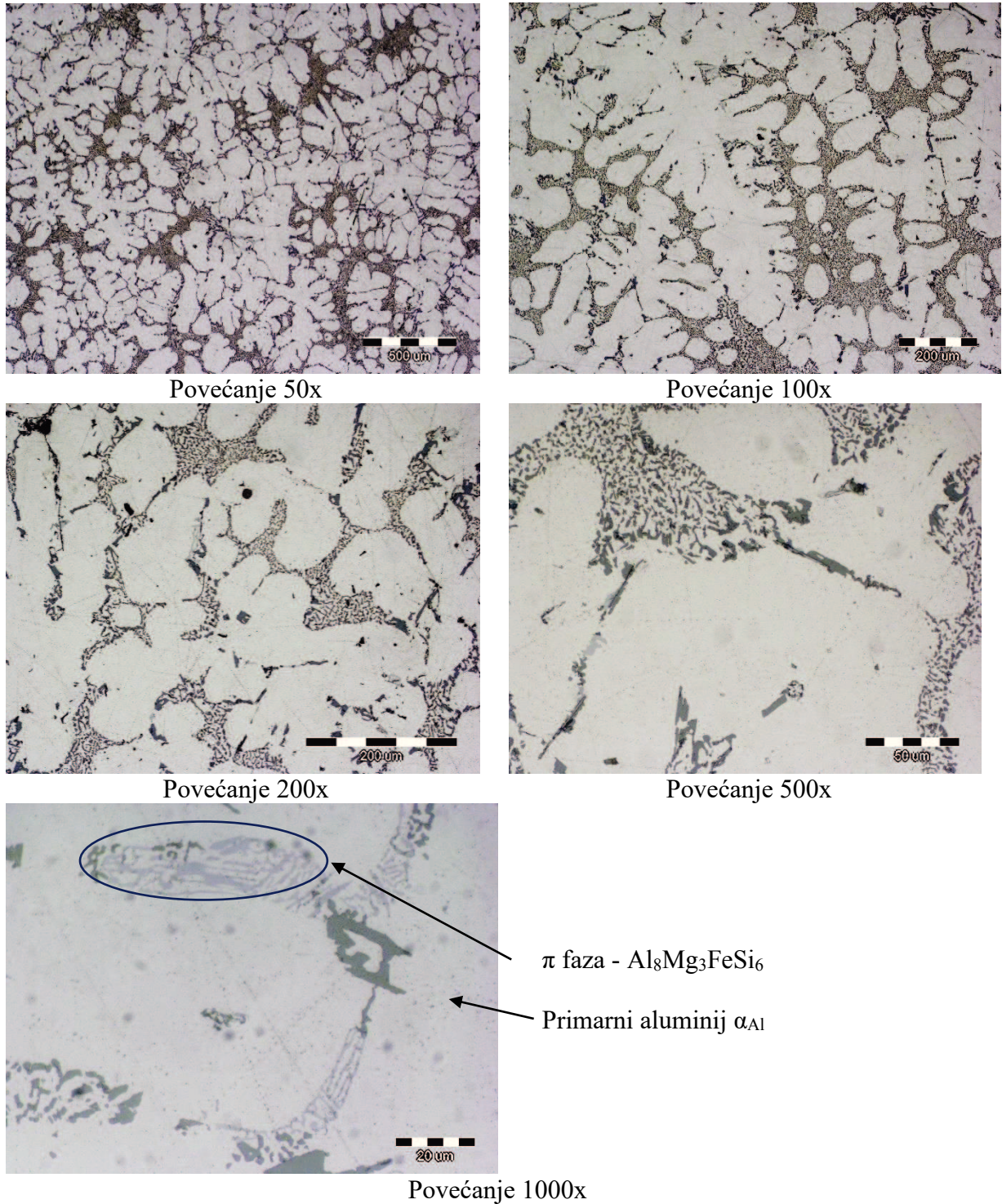
$\beta-Al_5FeSi$

Slika 62. Mikrostrukture odljevka iz III slučaja

Ako usporedimo mikrostrukture za slučajeve I, II i III pri povećanju 50x mogu se uočiti razlike u strukturi dendrita. S obzirom na različite parametre lijevanja, dendritna mreža je jednoliko raspoređena. Uočava se usitnjavanje dendritne mreže od I prema III slučaju što upućuje na povećanje brzine hlađenja i skrućivanja. U I slučaju dendriti su izduženi u odnosu na II slučaj u kojem je većina dendrita istoosna. Eutektičke kolonije u interdendritnim prostorima pokazuju različiti stupanj modifikacije. I slučaj ukazuje na podmodificirani eutektik (lamelarni i vlaknasti) dok je u mikrostrukтури za II i III slučaj prisutan potpuno modificirani vlaknasti eutektik. Takav razvoj eutektika uz istu pripremu taline također

upućuje na utjecaj brzine hlađenja na promjenu morfologije. U interdendritnim prostorima uočavaju se i intermetalne faze na osnovi Fe: prva se nakon primarnog aluminija izdvaja igličasta β - Al_5FeSi , dok π faza - $\text{Al}_8\text{Mg}_3\text{FeSi}_6$ raste iz β - Al_5FeSi faze nakon eutektika.

Na slici 63 prikazane su mikrostrukture dobivene lijevanjem uzorka AlSi7Mg0,3 u QuickCup.

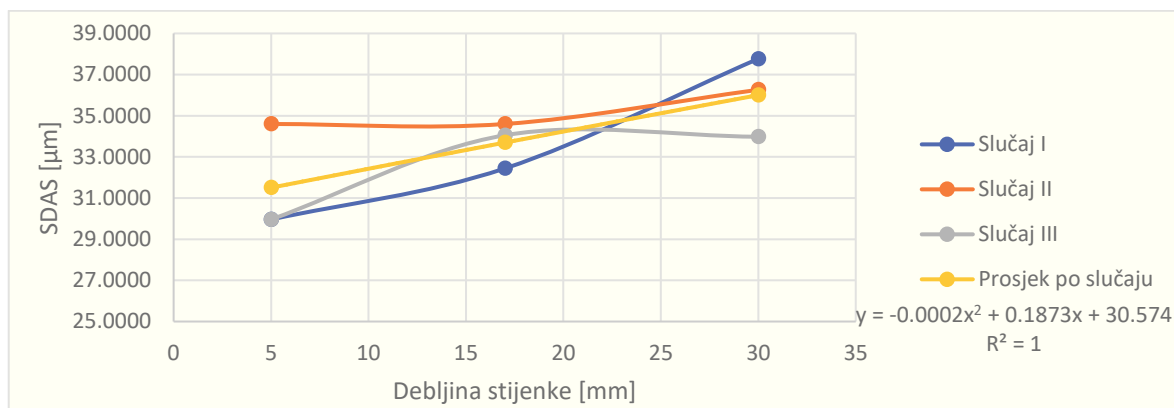


Slika 63. Mikrostruktura dobivena lijevanjem AlSi7Mg0,3 u QuickCup

Metalografskom analizom utvrđeni su mikrostrukturni konstituenti: primarni aluminij (α_{Al}), eutektik ($\alpha_{Al} + \beta_{Si}$), intermetalne željezne faze Al_5FeSi i intermetalne π faze $Al_8FeMg_3Si_6$. Veća povećanja ukazuju da se intermetalne faze na osnovi željeza Al_5FeSi pojavljuju u blizini primarnih dendrita što ukazuje na njihovu neposrednu sljedivost u izdvajanju. Intermetalna π faza $Al_8FeMg_3Si_6$ uočava se u okruženju eutektičkih čelija i na granicama zrna što ukazuje da se radi o posljednjim skrućujućim fazama. Razlika mikrostrukture između uzorka iz QuickCup lončića i iz odljevaka odražava se u veličini mikrokonstituenta koji su u QuickCup-u puno grublji jer je brzina hlađenja sporija obzirom na materijal lončića.

4.4.1. SDAS i udio primarne α -aluminij faze

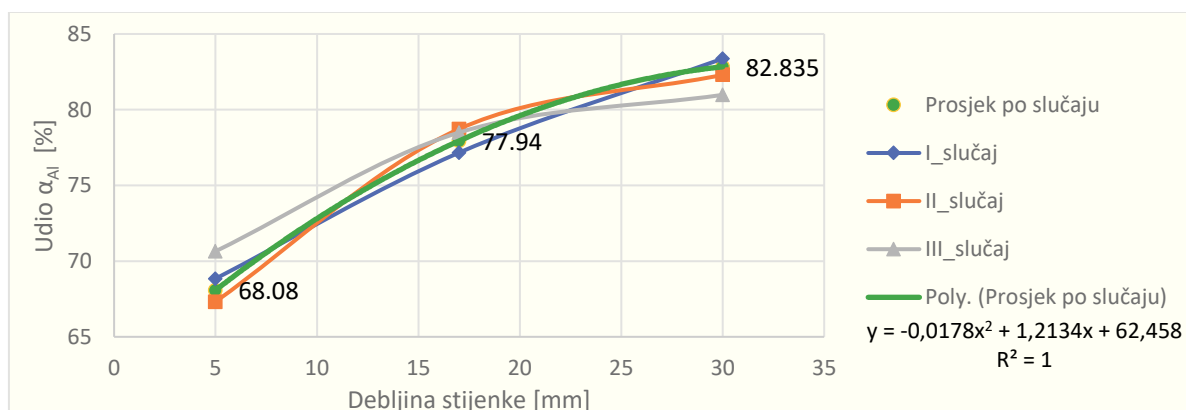
Na slici 64 prikazana je srednjavrijednost SDAS-a prema debljini stijenke za slučajeve I, II i III.



Slika 64. Vrijednost SDAS-a prema debljini stijenke za slučajeve I, II, III

Vrijednosti SDAS-a rastu s povećanjem debljine stijenke. Za najmanju debljinu stijenke (5 mm) najmanju vrijednost SDAS-a ima slučaj I, dok za najveću debljinu stijenke (30 mm) najmanju vrijednost SDAS-a ima slučaj III. Može se zaključiti da se povećanjem brzine hlađenja smanjuje SDAS. Usmjereno skrućivanje primjenom hlađenja djelotvorno je za debljine stijenke do 25 mm pri čemu se uočava finija dendritna struktura primarne faze s nižim vrijednostima SDAS-a.

Na slici 65 prikazane su srednje vrijednosti udijela primarnog α_{Al} prema debljini stijenke za slučajeve I, II i III.



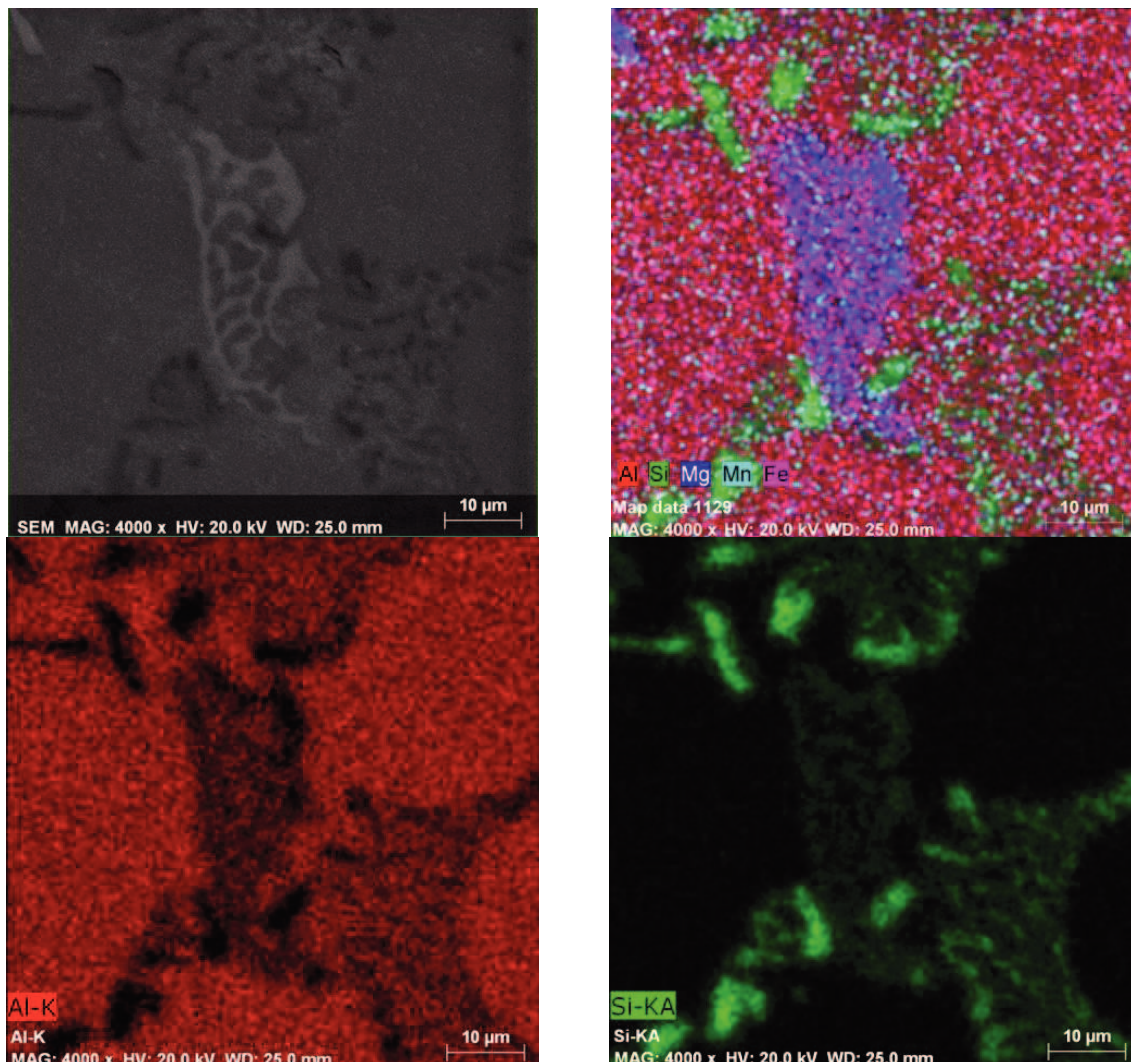
Slika 65. Udio primarnog α_{Al} prema debljini stijenke za slučajeve I, II, III

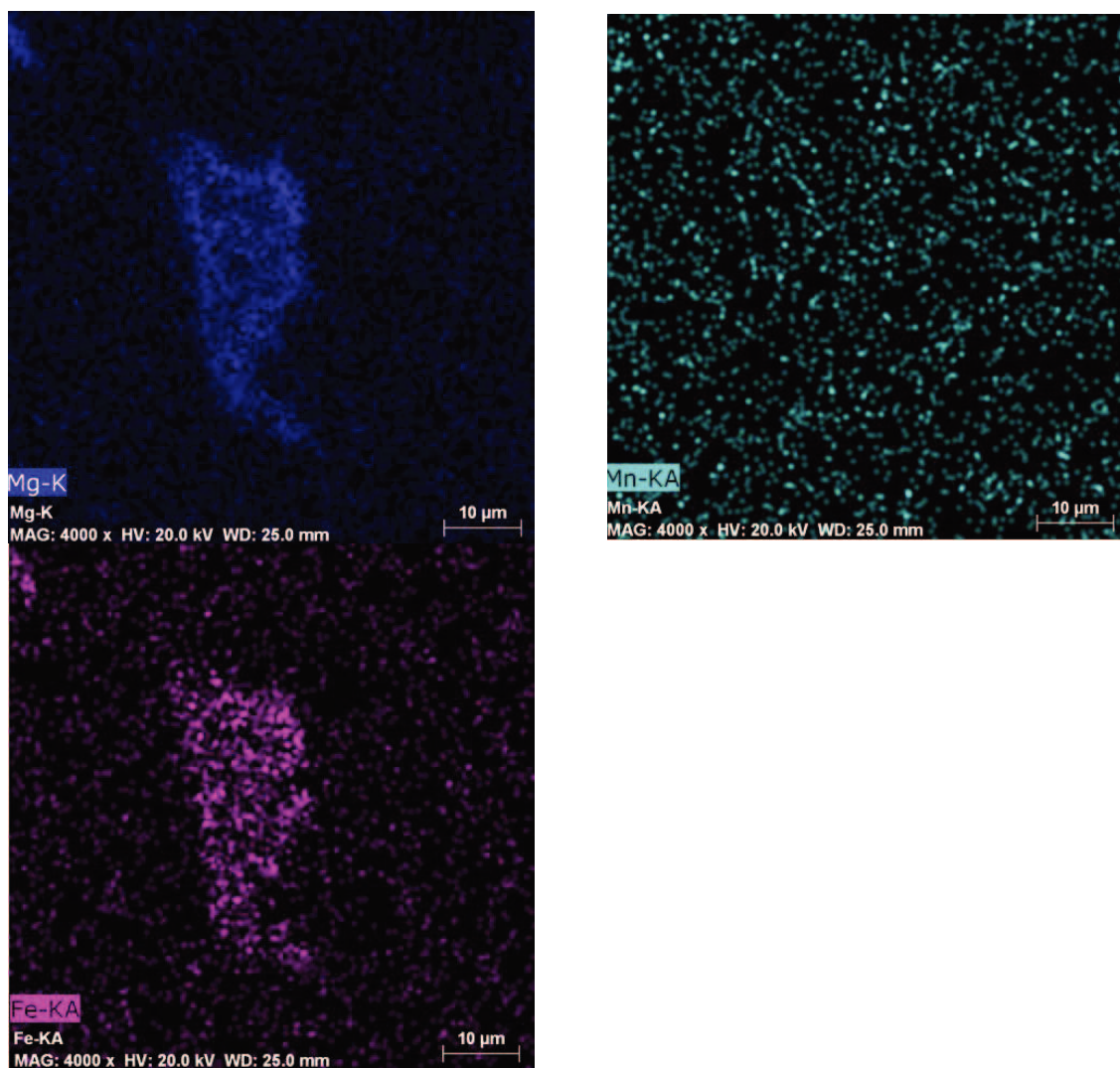
Razvoj mikrostrukture otkriva povećanje udjela α_{Al} u prosjeku od 68,08 – 82,84 % površine s povećanjem debljine stijenke od 5 do 30 mm. Usporedba slučaja I, II i III ne otkriva značajan rast u udjelu α_{Al} . Slučaj II bez hlađenja pokazuje najnižu vrijednost udjela primarnog α_{Al} za najtanju, dok slučaj III s bržim punjenjem pokazuje najnižu vrijednost za najdeblju stijenku.

S debljinom stijenke povećava se interval skrućivanja primarne α_{Al} faze i posljedično smanjuje mogućnost razvoja eutektika ($\alpha_{Al} + \beta_{Si}$) odgovornog za poboljšanje svojstava legure. Usmjerenom skrućivanju primjenom hlađenja djelotvorno je do 25 mm debljine stijenke pri čemu održava udio primarne faze nižim u korist nastanka eutektika.

4.5. Mikrostrukturna analiza

Na slici 66 prikazana je raspodjela karakterističnih kemijskih elemenata na najdebljoj stijenci ispitnog uzorka iz prvog slučaja (1-4).



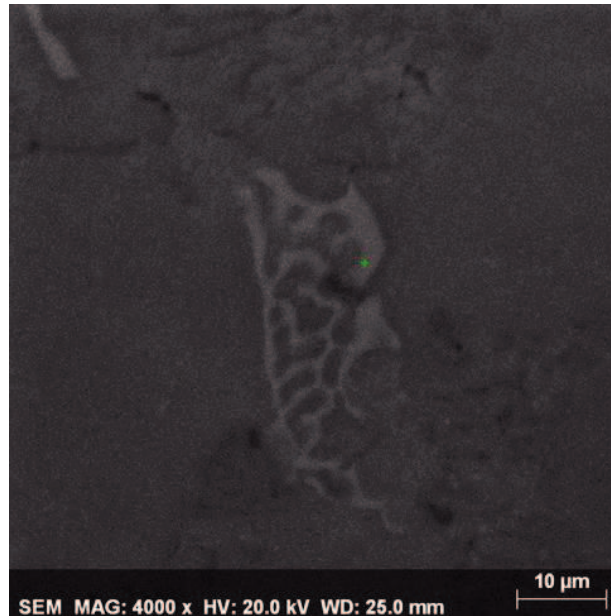


Slika 66. Prikaz raspodjele kemijskih elemenata dobivenih mapping analizom pomoću EDS-a

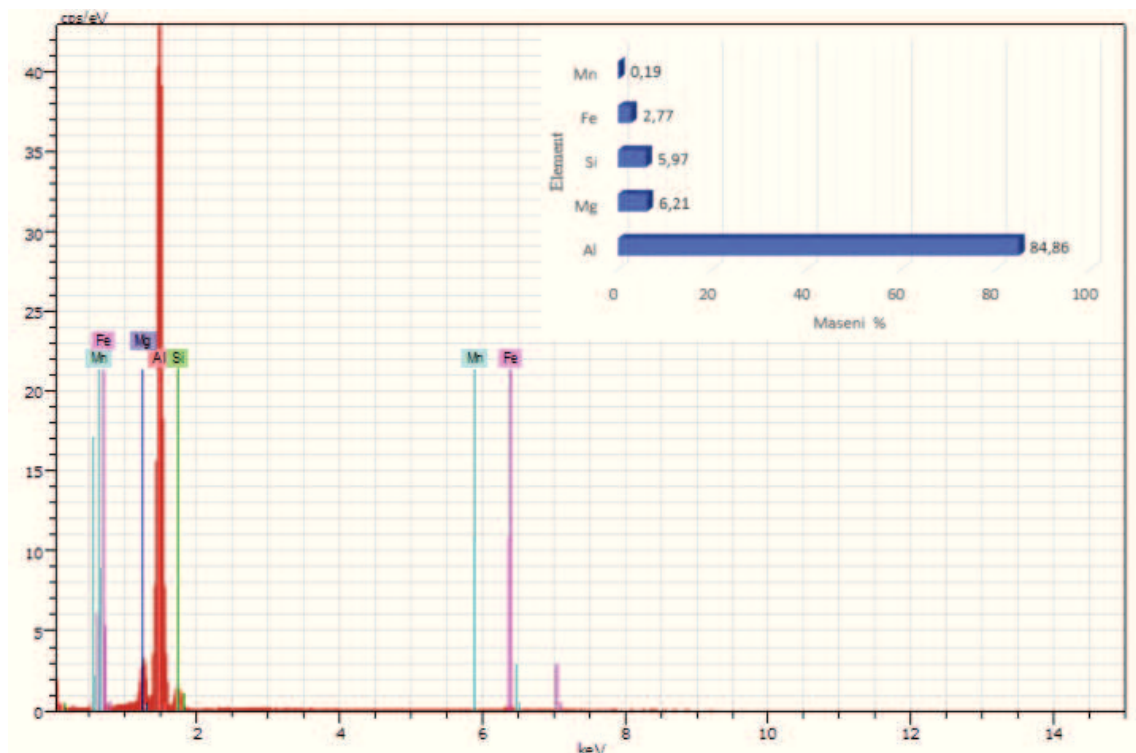
Uz primjenu energetske disperzivne spektrometrije (*EDS*, engl. *energy dispersive spectrometry*) dobivena je raspodjela kemijskih elemenata na analiziranoj površini uzorka iz I slučaja (1-4). Analizirana površina uzorka otkriva metalnu osnovu (α_{Al}), eutektik ($\alpha_{Al} + \beta_{Si}$) te intermetalnu fazu na osnovu Al-Fe-Mn-Mg-Si sastava.

4.5.1. EDS analiza uzorka

EDS analizom elemenata u točki utvrđen je kemijski sastav karakterističnih mikrostrukturnih konstituenata uzorka 1-4 na najdebljem presjeku stjenke, slika 67 a). Na slici 68 b) prikazani su dobiveni rezultati koji ukazuju da se faza sastoji od Al, Si, Mg, Fe i Mn.



(a)



(b)

Slika 67. Mikrostrukturna analiza uzorka iz 1-4: (a) mikrostruktura s pretražnog elektronskog mikroskopa, (b) analiza sastava u točki

Prema kemijskom sastavu dobivenom analizom u točki može se utvrditi kako faza prikazana na slici 67 a) predstavlja intermetalnu π fazu $\text{Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$.

4.6. Mehanička ispitivanja

Mehanička ispitivanja provedena su prema normi EN 10002-1 [40], a dobiveni rezultati prikazani su u tablici 10. Iz rezultata mjerenja dobivene su vrijednosti za vlačnu čvrstoću R_m i izduženje A_{50} . Može se uočiti kako standardni uvjeti lijevanja pridonose najboljim rezultatima srednje vrijednosti vlačne čvrstoće. U II slučaju, u kojem nema hlađenja dolazi do pada mehaničkih svojstava (srednje vrijednosti vlačne čvrstoće i izduženja). Može se primijetiti kako u ovom slučaju srednja vrijednost vlačne čvrstoće ima najmanje vrijednosti. U III slučaju u kojem je uključeno hlađenje odljevka prilikom skrućivanja, ali i primijenjena veća brzina zakretanja tj. punjenja odljevka, srednja vrijednost vlačne čvrstoće je viša nego u II slučaju, ali i dalje niža od I slučaja koji se lijeva prema standardnim parametrima SJI.

Tablica 10. Mehanička svojstva I, II i III slučaja

Slučaj	Redni broj	Oznaka uzorka	S_0 [mm ²]	A_{50} [%]	R_m [N/mm ²]
I slučaj	1	1-1	27,90	5,09	183,36
	2	1-2A	27,90	14,66	231,14
	3	1-2B	27,81	6,57	137,10
	4	1-4	27,81	5,50	170,59
	Srednja vrijednost				7,96
II slučaj	5	2-1A	27,03	1,62	118,59
	6	2-1B	27,71	7,31	182,83
	7	2-2A	27,81	11,04	175,52
	8	2-2B	27,81	4,23	141,69
	9	2-3A	27,81	2,24	101,86
	10	2-3B	27,81	3,28	158,96
	11	2-4	27,81	4,10	180,46
	Srednja vrijednost				4,83
III slučaj	12	3-1A	27,99	5,04	176,80
	13	3-1B	27,99	5,04	176,80
	14	3-2B	27,90	2,55	116,97
	15	3-3B	27,62	5,56	199,77
	16	3-4A	27,25	5,74	205,01
	17	3-4B	27,25	8,48	214,00
	Srednja vrijednost				4,88

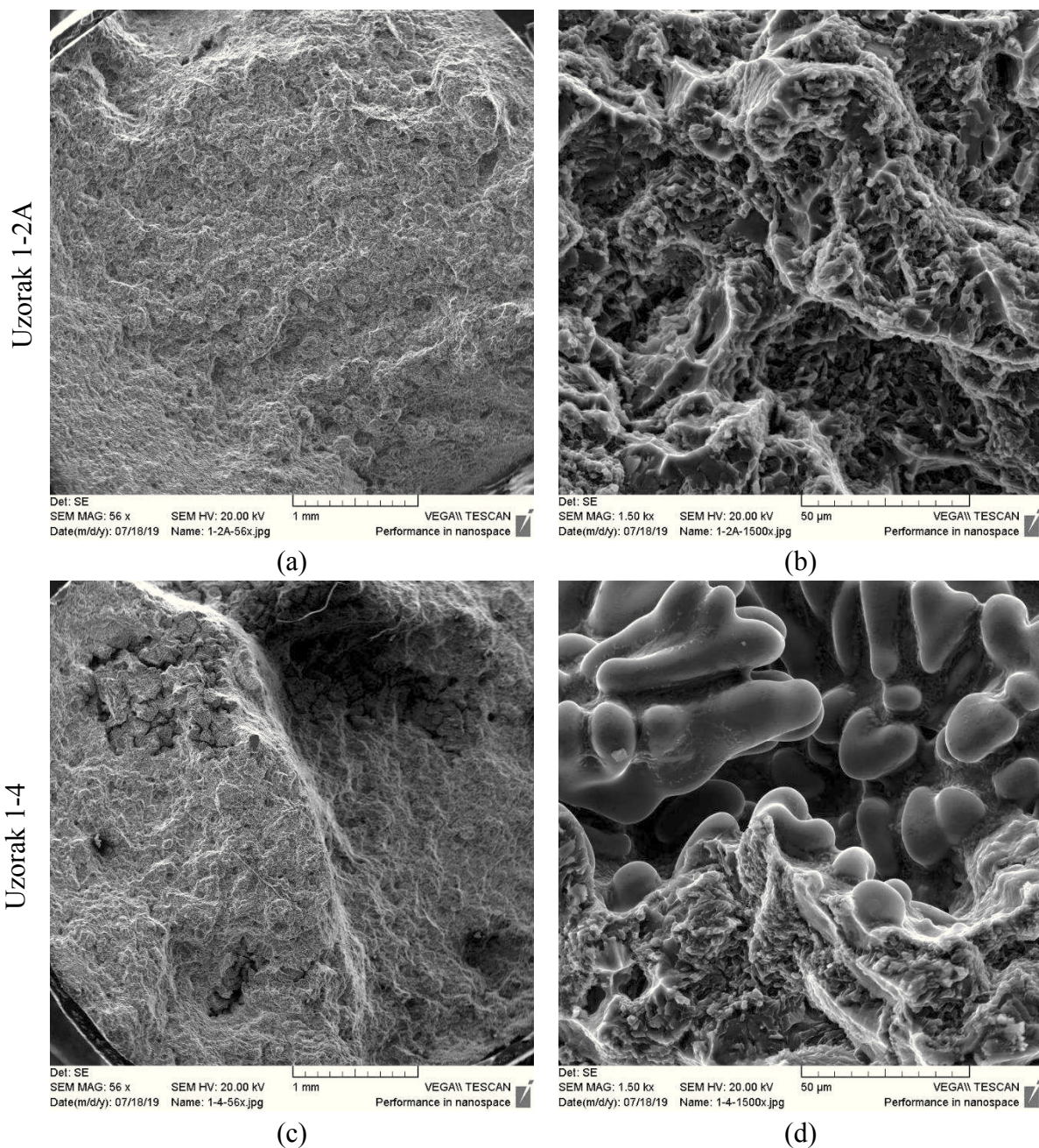
U I slučaju srednja vrijednost vlačne čvrstoće iznosi 180,55 N/mm². Promjenom parametara lijevanja došlo je i do promjene vlačne čvrstoće. Srednja vrijednost vlačne čvrstoće u II slučaju iznosi 151,41 N/mm², a u III 165,19 N/mm². Najveća srednja vrijednosti izduženja je u I slučaju te iznosi 7,96%, zatim slijedi III slučaj s 4,88%, U II slučaju srednja vrijednost izduženja je 4,83%. Prema navedenim rezultatima može se vidjeti kako parametri lijevanja poput brzine lijevanja i hlađenja kalupa imaju značajnu ulogu u kvaliteti odljevka. Hlađenje znatno utječe na vlačnu čvrstoću pa se u slučaju kada nema hlađenja može očekivati najniža vrijednost vlačne čvrstoće. Brzina lijevanja također utječe na kvalitetu odljevka. Veća brzina lijevanja skraćuje ciklus lijevanja čime se povisuje temperatura kalupa. Zbog više

temperature kalupa sporije je odvođenje topline što rezultira nižim mehaničkim svojstvima (vlačnom čvrstoćom i izduženjem).

4.7. Fraktografska analiza

Kako bi se odredio mehanizam loma ispitivana je površina loma na pretražnom elektronskom mikroskopu (SEM). Nakon provedenih mehaničkih ispitivanja uočene su razlike u vlačnoj čvrstoći između slučajeva I, II i III. Fraktografskom analizom može se uočiti kako se odvijao lom. Kako bi se pojasnile razlike koje su dobivene mehaničkim ispitivanjem u slučajevima I, II i III u nastavku slijedi prikaz fraktografskih snimki uzoraka s višim i nižim vrijednostima vlačne čvrstoće.

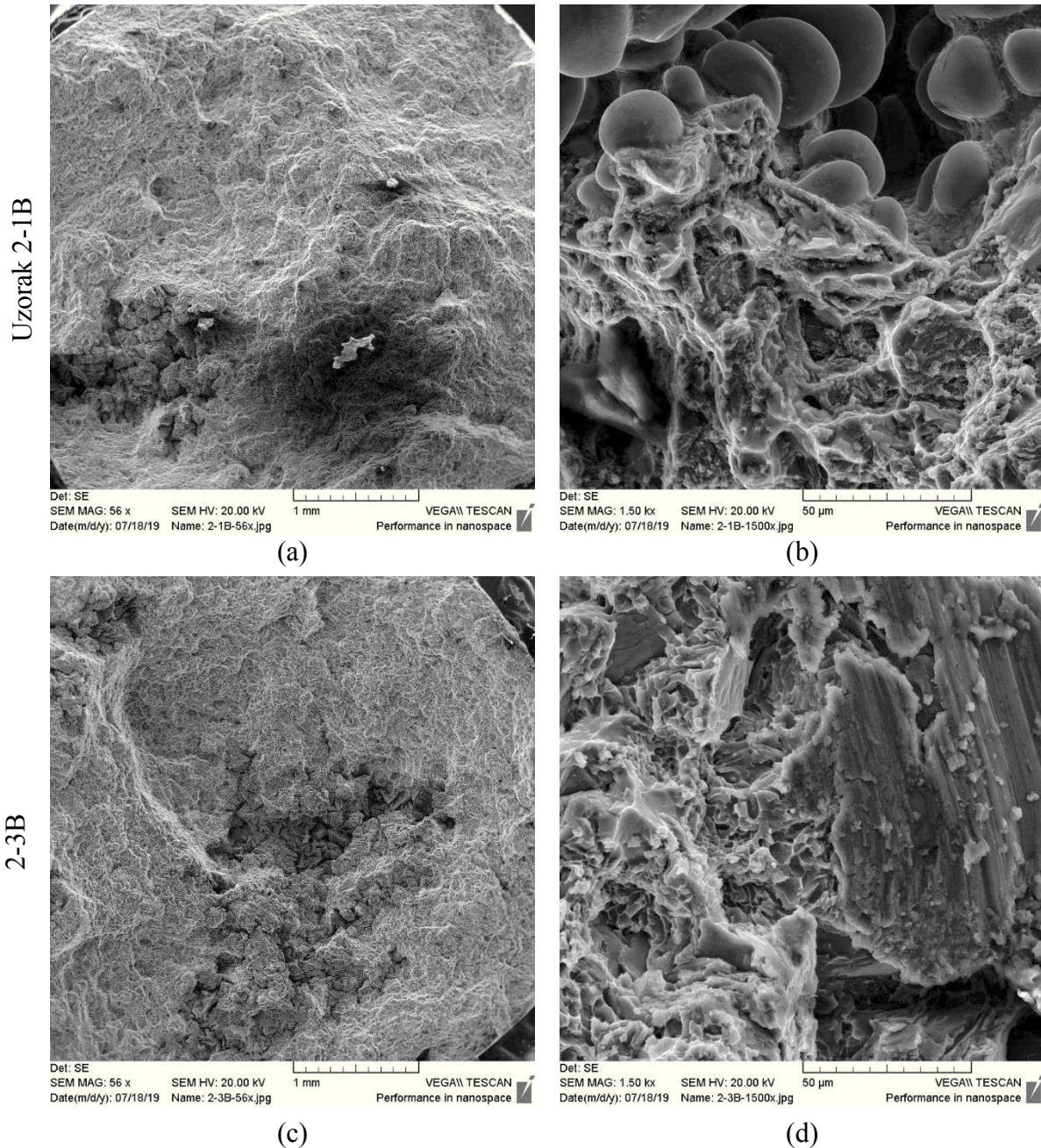
Na slici 68 prikazana je fraktografija uzorka 1-2A i uzorka 1-4 iz I slučaja.



Slika 68. Fraktografija loma za I slučaj

U uzorku 1-2A s visokom vrijednošću vlačne čvrstoće na slici 68 a) može se uočiti jednolika fraktografija koja upućuje na duktilan lom, za razliku od uzorka 1-4 na slici 68 c) u kojem se uočava slojeviti lom koji ukazuje na mješovitu duktilno-krtu prirodu. Na slici 68 b) prikazan je detalj pri povećanju od 1500x jednog dijela fraktografije sa slike 68 a) gdje se jasnije uočava kako se lom odvijao preko eutektika što potvrđuje da je lom duktilan. Veća povećanja prijelomne površine prikazuju lom djelomično preko eutektika te drugim dijelom preko primarnih dendrita.

Na slici 69 prikazana je fraktografija uzorka 2-1B i 2-3B iz II slučaja.

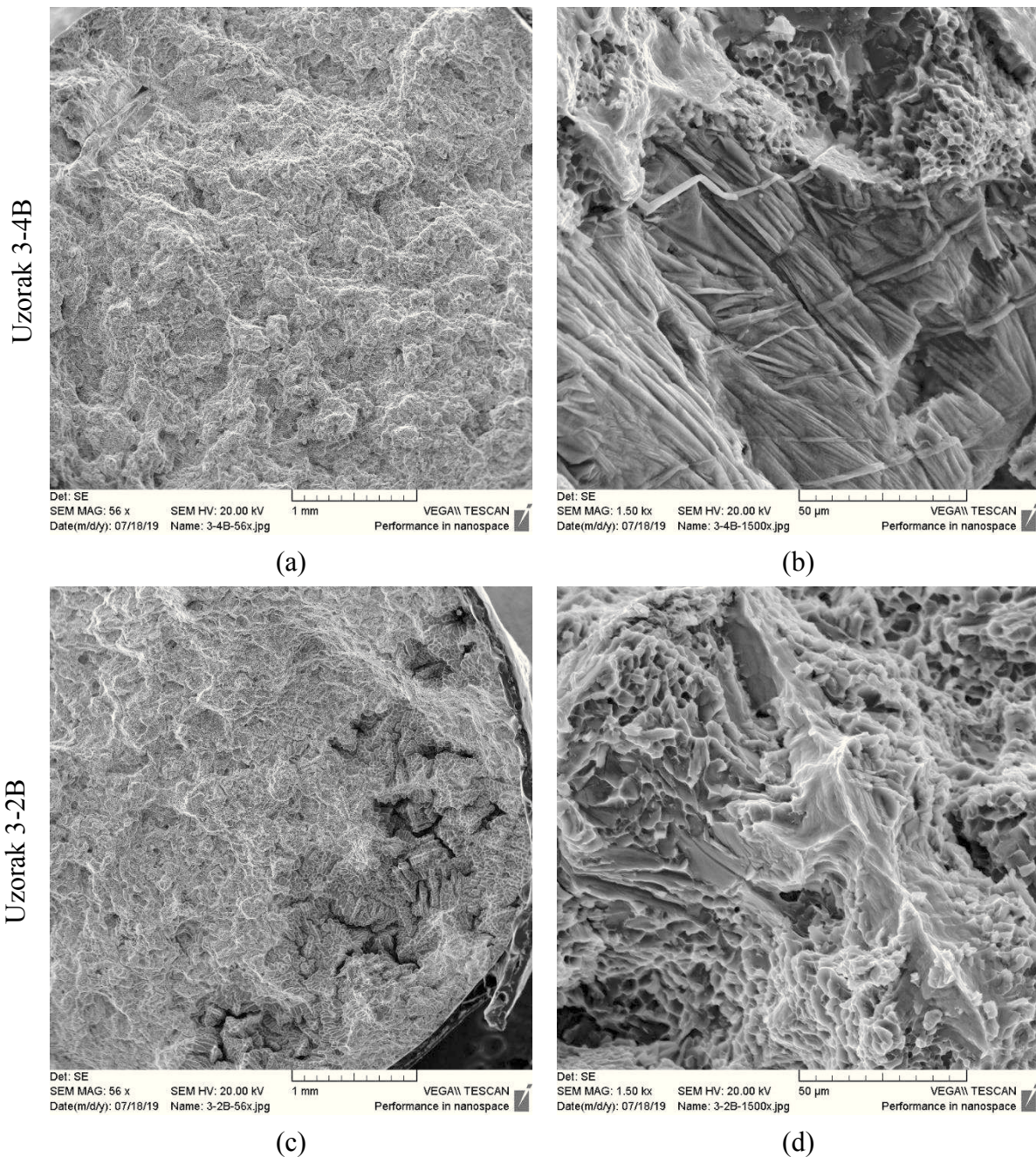


Slika 69. Fraktografija loma za II slučaj

S obzirom da su i u II slučaju dobivene različite vrijednosti vlačne čvrstoće na slici su prikazana dva uzorka u kojima je uzorak 2-1B (slika 69 a) s višom vlačnom čvrstoćom, a

uzorak 2-3B (slika 69 c) s nižom vlačnom čvrstoćom. Slike 69 b) i d) su snimane pri povećanju 1500x. U oba uzorka može se uočiti različita priroda loma. U uzorku 2-1B lom se odvijao preko eutektika i preko primarnog aluminija što upućuje na mješoviti duktilno-krti lom. Uzorak 2-3B pokazuje isključivo duktilni lom preko eutektika međutim ima nižu vlačnu čvrstoću zbog poroznosti uslijed stezanja pri skrućivanju. Poroznosti su uočene pri manjim povećanjima.

Na slici 70 prikazane su fraktografije uzorka 3-4B i 3-2B iz slučaja III.

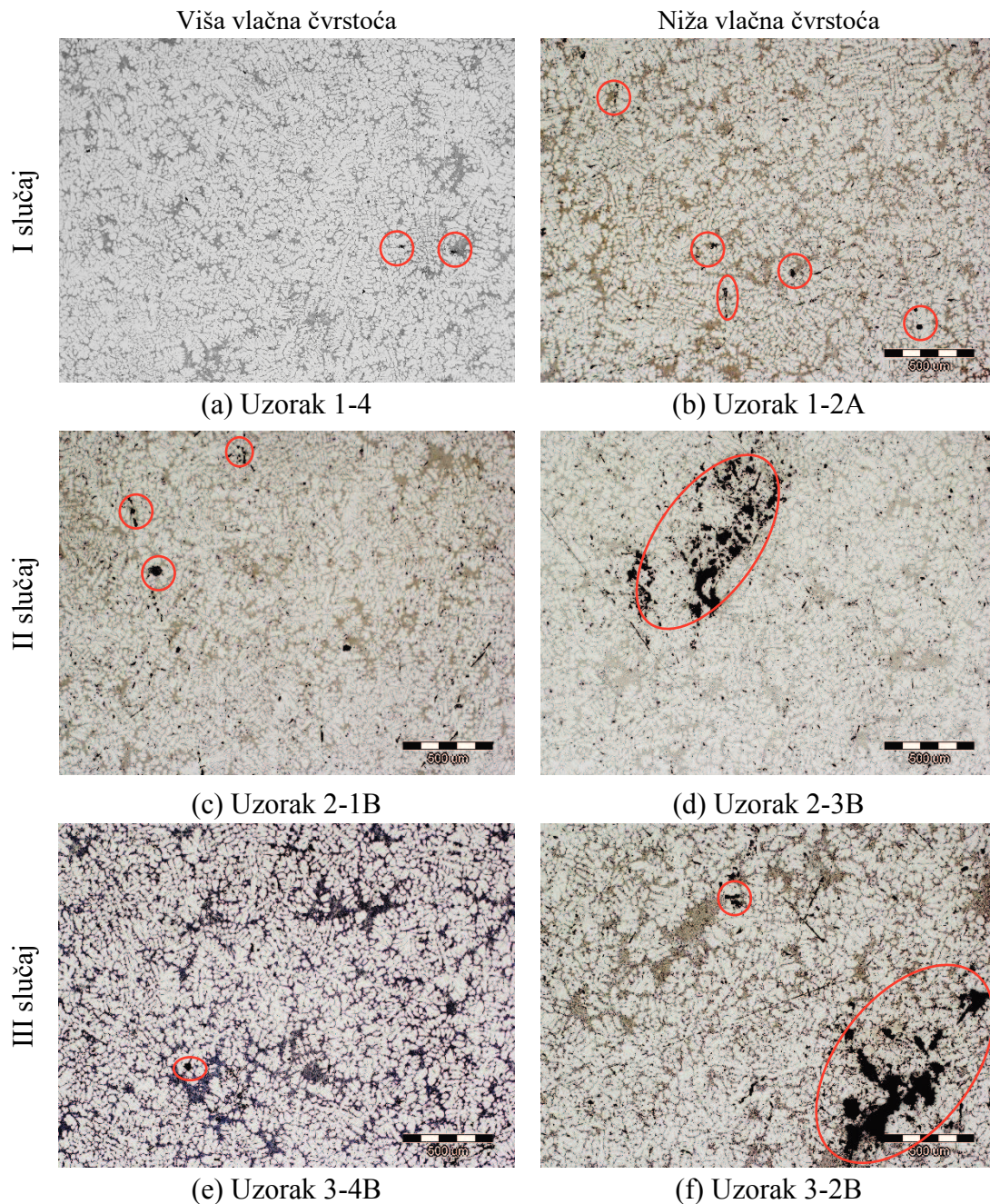


Slika 70. Fraktografija loma za III slučaj

Na slici 70 a) prikazana je fraktografija uzorka 3-4B koji je imao visoku vlačnu čvrstoću te se može uočiti kako je fraktografija jednolika u jednom sloju i usmjerena za razliku od uzorka 3-2B s nižom vlačnom čvrstoćom prikazanim na slici 70 c) gdje se uočava

različita usmjerenost eutektika. Oba uzorka pokazuju lom preko eutektika koji se karakterizira duktilnim. Na slici 70 d) prikazano je povećanje jednog dijela uzorka 3-2B sa slike 70 c). Uzorak 3-2B sadrži poroznost uslijed stezanja pri skrućivanju što uvjetuje nižu vrijednost vlačne čvrstoće.

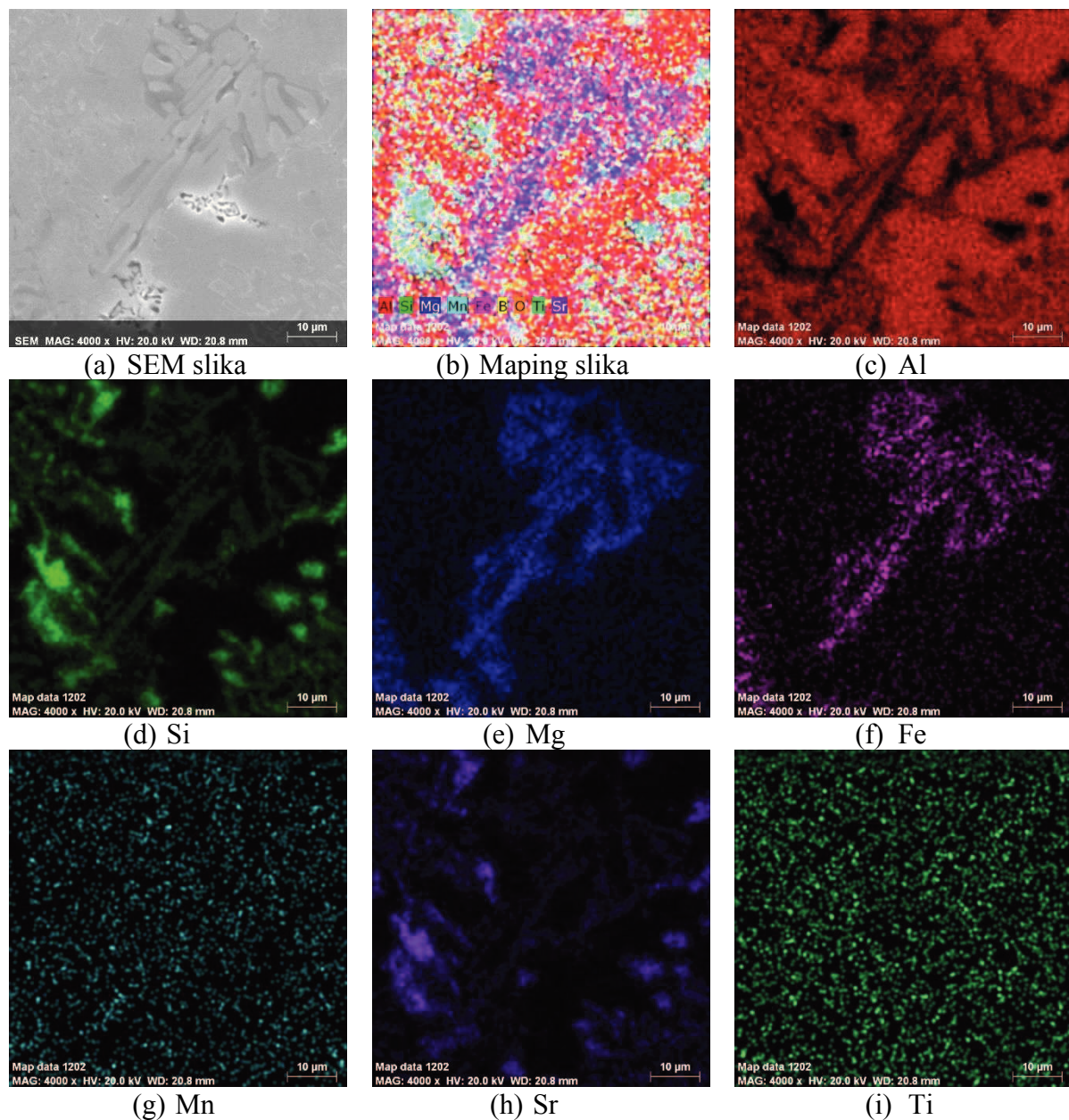
Drugi dio uzoraka nakon loma pripremljen je ulaganjem u masu i provedeno je snimanje uzoraka na svjetlosnom i na pretražnom elektronskom mikroskopu. S obzirom na različite rezultate nakon mehaničkih ispitivanja na slici 71 prikazane su mikrostrukture epruveta nakon loma za uzorke s višim i nižim vrijednostima vlačne čvrstoće. Mikrostrukture su prikazane pri povećanju 50x.



Slika 71. Mikrostruktura epruveta nakon mehaničkih ispitivanja

U I slučaju prisutna je najmanja količina uglavnom plinske poroznosti, dok II i III slučaj pokazuju više poroznosti pretežito uslijed stezanja pri skrućivanju te manji udio plinske poroznosti. Usporedbom mikrostrukture s postignutim mehaničkim svojstvima uočava se povezanost većeg udjela poroznosti sa smanjenjem vrijednosti vlačne čvrstoće i izduženja. Primjer toga je uzorak 3-2B (III slučaj) s najnižom vlačnom čvrstoćom i velikim područjem poroznosti. Na uzorku 1-2A (I slučaj) zabilježena je najviša vrijednost vlačne čvrstoće, a mikrostruktura otkriva vrlo mali udio poroznosti.

Nakon metalografskih ispitivanja na svjetlosnom mikroskopu uzorci su analizirani na pretražnom elektronskom mikroskopu (SEM). Na slici 72 prikazan je mapping intermetalne faze uzorka 3-3B iz III slučaja.



Slika 72. Raspodjela elemenata dobivenih mapping analizom uzorka 3-3B

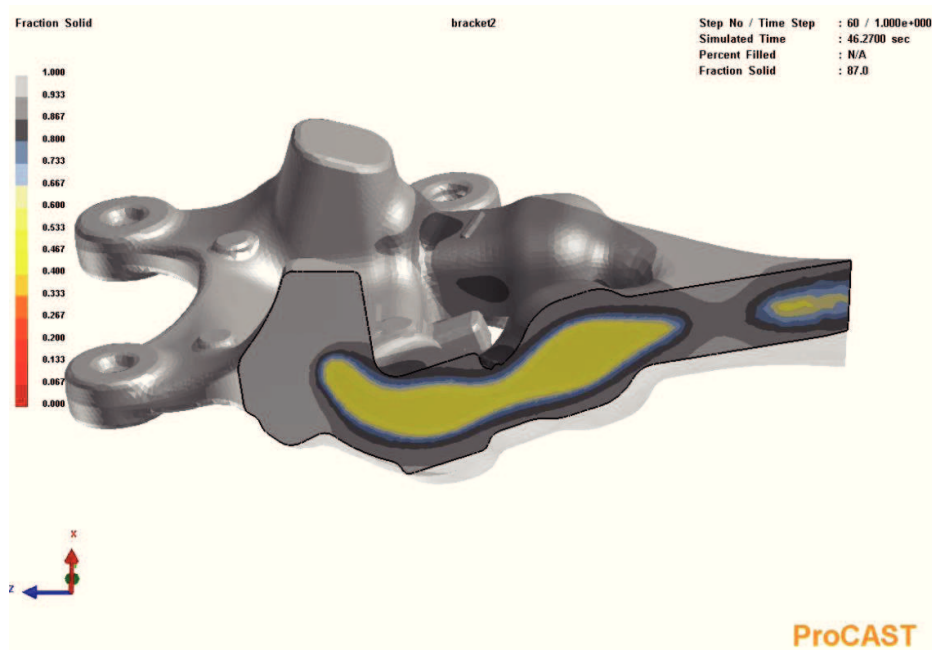
Pronađena faza je π faza ($\text{Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$) što se može pretpostaviti prema raspodjeli i udjelima silicija, magnezija i željeza. Na području faze može se uočiti osiromašenje

aluminija. Raspodjela titana i stroncija je ravnomjerna po cijelom presjeku površine što ukazuje na dobru obradu taline cijepljenje i modifikacijom.

4.8. Numerička simulacija odljevka

Da bi uvidjeli zašto su nastale poroznosti uočene rendgenskim snimanjem odljevka u II slučaju provedena je numerička simulacija u ESI ProCAST programskom paketu.

U prvom koraku CAD model odljevka uvežen je u ESI ProCAST program, da bi se generirala površinska mreža, a nakon toga volumna mreža. Zatim se u program unose tehnološki parametri poput temperature taline, koeficijenta toplinske vodljivosti, vremena ulijevanja, temperature kalupa i drugi parametri. Nakon toga definirana je tehnologija lijevanja. Nakon provedene simulacije određen je uzrok poroznosti. Na slici 73 nalazi se presjek dijela odljevka u kojem je prikazan udio krute faze tijekom skrućivanja AlSi7Mg0,3 legure. Zbog geometrije odljevka tj. različitih debljini stijenki dolazi do bržeg ili sporijeg skrućivanja odljevka. Debelostijene zone skrućuju sporije od tankostijenih što uzrokuje nastanak poroznosti uslijed stezanja pri skrućivanju.

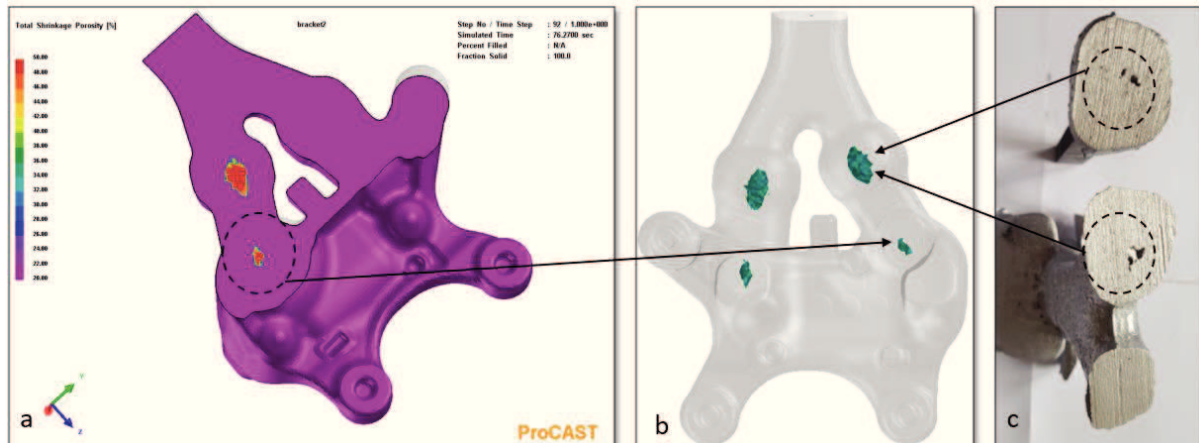


Slika 73. Udio krute faze tijekom skrućivanja odljevka (II. slučaj)

Skrućivanje u II slučaju je neusmjereno i nepovezano te na taj način nastaju izolirana topla mjesta (*engl. hot spot*) koja ujedno čine i potencijalna mjesta za nastanak poroznosti. Neusmjereno skrućivanje i topla mjesta pronalaze se na spojevima stijenki različitih debljina. Da bi se omogućilo usmjereno skrućivanje zadnja mjesta koja skrućuju trebaju biti napajana dodatnom talinom iz pojila. S obzirom na tehnologiju lijevanja odljevak nema pojila stoga uljevni sustav ima svrhu pojila. Skrućivanje bi trebalo završiti u uljevnom sustavu, ali simulacija otkriva da dio poroznosti zaostaje u najdebljim dijelovima odljevka koji se ujedno i najsporije hlade.

S obzirom da debelostijene zone odljevka sporije skrućuju, na tim mjestima može doći do pojave grešaka ukoliko se zone ne napajaju talinom. Na slici 74 prikazana su mjesta

na kojima je došlo do pojave poroznosti zbog stezanja pri skrućivanju, a uzrok tome je što dolazi do prestanka napajanja debelostijenih zona odljevka dodatnom talinom.



Slika 74. Primjer pojave poroznosti za II slučaj: (a) poprečni presjek odljevka s mjestima poroznosti, (b) mjesta poroznosti u odljevku, (c) poroznost u odljevku

Na slici 74 a) prikazan je segment simulacije poroznosti u završnoj fazi skrućivanja na poprečnom presjeku odljevka na pretpostavljenom presjeku nastanka poroznosti. Površinski veća zona poroznosti, iako ukazuje na 50% vjerojatnosti pojave, nije toliko problematična jer se nalazi u uljevnom sustavu. Zona s manjom površinom poroznosti i vjerojatnosti pojave od 50% nalazi se u najdebljoj zoni odljevka (*hot spot*) i ona predstavlja potencijalno mjesto nastanka greške koja odljevak može učiniti nesukladim. Na slici 74 b) prikazana su mjesta na kojima se pretpostavlja nastanak poroznosti pomoću numeričke simulacije programskim paketom ProCAST. Na slici 74 c) prikazane su poroznosti koje su pronađene u uljevnom sustavu prilikom pripreme uzoraka za mehanička i metalografska ispitivanja.

5. ZAKLJUČAK

U ovom radu provedeno je ispitivanje mikrostrukturnih i mehaničkih svojstava EN AC AlSi7Mg0,3 legure pri različitim parametrima proizvodnje. Proizvedena je talina AlSi7Mg0,3 koja je obrađena standardnom metalurškom obradom, cijepjenjem, modifikacijom i otplinjavanjem. Provedeno je lijevanje taline u trajni kalup gravitacijskim lijevanjem sa zakretanjem u tri slučaja: u I slučaju provedeno je lijevanje taline sa standardnim parametrima, a u II slučaju provedeno je lijevanje taline pri čemu je isključeno hlađenje kalupa i u III slučaju provedeno je lijevanje taline u trajni kalup s ubrzanim punjenjem kalupa. Nadalje provedeno je lijevanje taline u croning lončić. Lijevanjem u različite kalupe mogu se proučavati fazne transformacije i slijed skrućivanja. Rezultati dobiveni ispitivanjima u okviru diplomskom rada daju slijedeće zaključke:

- Različiti slučajevi lijevanja potvrdili su da promjena tehnoloških parametara lijevanja bitno utječe na prijenos topline, slijed skrućivanja, razvoj i nastanak mikrostrukture. Ispitivanja provedena na uzorcima uzetim s različitih mjesta u odljevku ukazuju na značajan utjecaj brzine hlađenja na razvoj mikrostrukture i mehaničkih svojstava. Uzorci uzeti za mehanička ispitivanja pripremljeni su iz dijela odljevka s najvećim presjekom. Dobiveni rezultati ispitivanja pokazuju velike razlike u vrijednostima vlačne čvrstoće. Očekivano, najbolja mehanička svojstva dobivena su u I slučaju, dok su II slučaju najlošija.
- Metalografskom analizom uočeno je pravilno i homogeno raspoređena dendritna mreža α_{Al} . Uočava se usitnjavanje dendritne mreže od I prema III slučaju što upućuje na povoljan utjecaj povećanja brzine hlađenja i skrućivanja. Dendriti su okruženi eutektičkim ćelijama koje sadrže modificirani vlaknasti eutektički silicij. U I slučaju uočava se podmodificirani eutektik (lamelarni i vlaknasti), a u II i III slučaju prisutan je potpuno modificirani vlaknasti eutektik. Veća povećanja ukazuju na intermetalne faze na osnovi željeza Al_5FeSi u blizini primarnih dendrita što ukazuje na njihovu sljedivost u izdvajanju. Intermetalne π faze $Al_8FeMg_3Si_6$ uočavaju se u okruženju eutektičkih ćelija i na granicama zrna što ukazuje na posljednje skrućivanje faze. Razlika u mikrostrukтури QuickCup-a i odljevaka odražava se u veličini mikrokonstituenata koji su grublji zbog sporije brzine hlađenja obzirom na materijal QuickCup lončića.
- Rezultatima toplinske i metalografske analize utvrđen je se slijed skrućivanja AlSi7Mg0,3 legure: primarni aluminij (α_{Al}) \rightarrow intermetalne željezne faze $Al_5FeSi \rightarrow$ eutektik ($\alpha_{Al} + \beta_{Si}$) \rightarrow intermetalna π faza $Al_8FeMg_3Si_6$. Iz dobivenih rezultata može se vidjeti da povećanje brzine hlađenja i skrućivanja nije promijenilo slijed skrućivanja ispitivane legure iako je lijevanje provedeno u različitim kalupima (trajni kalup i croning lončić). Veća brzina hlađenja utjecala je na usitnjavanje mikrostrukturnih konstituenata i homogeniju raspodjelu u mikrostrukтури što ima utjecaj i na razvoj mehaničkih svojstava ispitivane legure. Određivanjem udjela α_{Al} uočeno je kao kako pri debljim stijenkama 10-25 mm primjena hlađenja i usmjeravanje skrućivanja utječe na smanjenje udjela α_{Al} . Vrijednost SDAS-a raste s povećanjem debljine stijenke. Najmanju vrijednost SDAS-a ima I slučaj za debljinu stijenke 5 mm, dok za najdeblju stijenku (30 mm) najmanju vrijednost SDAS-a ima III slučaj.

- Rezultati mehaničkih ispitivanja pokazuju kako I slučaj ima najvišu srednju vrijednost vlačne čvrstoće nakon čega slijedi III slučaj. II slučaj ima najlošiju srednju vrijednost vlačne čvrstoće što se može povezati s isključenim hlađenjem kalupa čime se povećava interval skrućivanja u kritičnim najdebljim stijenkama te dolazi do pojave poroznosti uslijed skrućivanja. Na svjetlosnom mikroskopu pronađene su poroznosti koje se povezuju s lošijim mehaničkim svojstvima. Poroznost u III slučaju je plinska koja nastaje zbog bržeg lijevanja taline u odnosu na prva dva slučaja. Fraktografskom analizom uzoraka može se vidjeti kako uzorci koji imaju lošija mehanička svojstva imaju mješovito duktilno-krtu prirodu loma. Uzorci koji imaju bolja mehanička svojstva imaju sitnija zrna i finiju mikrostrukturu koja se sastoji od primarnih dendrita α_{Al} i eutektika $\alpha_{Al} + \beta_{Si}$. Najvišu vlačnu čvrstoću imaju uzorci iz I slučaja, dok najnižu u II slučaju. Dobiveni rezultati izduženja razlikuju se u sva tri slučaja. Najviši srednji rezultat izduženja pokazuju uzorci iz I slučaja, zatim slijedi III slučaj. Najniži srednji rezultat izduženja je u II slučaju.
- U II slučaju u kojem je isključeno hlađenje odljevka utvrđena je poroznost koja je klasificirana kao klasa ASTM 2, a dopuštena klasa je ASTM 1. Odljevak se smatra nesukladnim, stoga takav odljevak se ne može isporučiti kupcu već se koristi kao povratni materijal u ljevaonici. Kako bi se utvrdio uzrok poroznosti provedena je simulacija lijevanja i skrućivanja u ESI ProCAST programu. Prema simulaciji može se vidjeti kako poroznost nastaje prilikom stezanja pri skrućivanju i neusmjerenog skrućivanja u promatranom toplom mjestu.

6. LITERATURA

- [1] D. Skejić, I. Boko, N. Torić, Aluminium as a material for modern structures, *Građevinar*, **67**(2015),pp. 1075-1085.
- [2] The Auto Industry's Aluminum Usage Is Increasing, Dostupno na: <https://marketrealist.com/2015/12/auto-industrys-aluminum-usage-increasing/>
Pristup 15.6.2019.
- [3] ASM HandBook, Volume 2, Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials, Ohio: ASM InternationalThe Materials Information Company, 1990.
- [4] ASM HandBook, Volume 15, Casting,Ohio: ASM International The Material Information Company, 1992.
- [5] B. Dybowski, B. Adamczyk-Cieslak, K. Rodak, I. Bednarczyk, N. Kielbus, J. Mizera, The Microstructure if AlSi7Mg alloy in as cast condition, *Solid State Phenomenia*, **229** (2015), pp. 3-10.
- [6] L. Backerud, G. Chai, J. Tamminen, Solidification Characteristics of Aluminium Alloys, Vol.2, Foundry Alloys, USA: AFS/SKANAluminium, 1990.
- [7] ASM Handbook, Volume 9, Metallography and Microstructures, Ohio: ASM International The Materials Information Company, 2004.
- [8] UNI EN 1706:2008, Aluminium and aluminium alloys castings chemical composition and mechanical properties.
- [9] Infographic: History of Metals Timeline, Dostupno na: <http://www.makin-metals.com/about/history-of-metals-infographic/>
Pristup 15.6.2019.
- [10] F. M. Mazzolani, Aluminium Structural Design, New York: Springer-Verlag Wien GmbH, 2003.
- [11] The History of Aluminium Industry,
Dostupno na: https://www.aluminiumleader.com/history/industry_history/
Pristup 16.6.2019.
- [12] Alcoa, Dostupno na: <https://www.alcoa.com/global/en/home.asp>
Pristup 16.6.2019.
- [13] N. Dolić, Metalurgija aluminija, Sveučilište u Zagrebu Metalurški fakultet, Sisak, 2015.
- [14] H. Kvande, P. A. Drablos, The Aluminium Smelting Process and Innovative Alternative Technologies, *Journal of Occupational and Enviromental Medicine*,**56** (2014), 23-32.
- [15] Primary aluminium production,
Dostupno na: <http://www.world-aluminium.org/statistics/primary-aluminium-production/#/histogram>
Pristup 19.6.2019.
- [16] J. Hirsch, Aluminium in Inovative Light-Weight Car Design, *Materials Transactions*, **52** (2011)5. pp. 818-824.
- [17] S. Wenlong, C. Xiaokai, W. Lu, Analysis of Energy Saving and Emission Reduction of Vehicles Using Light Weight Maaterials, *Energy Procedia*, **88** (2016), pp. 889-893.
- [18] G. E. Totten, D. Scot MacKenzie, Handbook of Aluminium, Volume 1 Physical Metallurgy and Processes, New York: Marcel Dekker, 2003.
- [19] J. R. Davis, Metals Handbook, Desk Edition, Ohio: ASM International, 1998.
- [20] V. S. Zolotovskiy, N. A. Belov, M. V. Glazoff, Casting Aluminum Alloys, Moscov,

- Pittsburgh: Elsevier, 2007.
- [21] F. C. Robles-Hernandez, J. M. Herra Ramirez, R. Mackay, *Al-Si Alloys Automotive, Aeronautical and Aerospace Application*, Cham, Switzerland: Springer, 2017.
- [22] European Aluminium, European Aluminium Association, 2002. Dostupno na: <https://www.european-aluminium.eu/media/1526/aam-manufacturing-1-casting-methods.pdf>.
Pristup 19.7.2019.
- [23] B. Bryant, K. D. Carlson, S. Ou, C. Beckermann, *Tilt Pour Trails and Analysis*, 57th SFSA Technical and Operating Conference, Paper No. 2.6, Steel Founders' Society of America, Chicago, 2003.
- [24] W. Kurz, D. Fisher, *Fundamentals of solidification*, Treće izdanje, Aedermannsdorf, Switzerland: Trans Tech Publications, 1992.
- [25] D. Porter, K. Easterling, *Phase Transformations in Metals and Alloys*, Drugo izdanje, Springer-Science+Bussines Media, B.V., 1992.
- [26] R. Abbaschian, L. Abbaschian, R. E. Reed-Hill, *Physical Metallurgy Principles*, Četvrto izdanje, United States of America: Cengage Learning, 2009.
- [27] D. M. Stefanescu, *Science and Engineering of Casting Solidification*, Treće izdanje, Cham, Heidelberg, New York, Dordrecht, London: Springer, 2015.
- [28] W. Malgorzata, *Aluminium-Silicon Casting Alloys; Atlas of Microfractographs*, Ohio: ASM International The materijal Information Society, 2004.
- [29] K. Nogita, S. McDonald, A. Dahle, *Modification of Al-Si Alloys*, 9th International Conference on Aluminium Alloys, Brisbane, 2004.
- [30] G. Zhu, N. Gu, B. Zhou, *Effects of Combining Na and Sr additions on Eutectic Modification in Al-Si alloy*, International Conference on Materials Sciences and Nanomaterials, IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering **230** (2017)012015, doi:10.1088/1757-899X/230/1/012015, Barcelona.
- [31] C. J. Davidson, Q. G. Wang, *Solidification and precipitation behaviour of Al-Mg-Si*, *Journal of Material Science*, **36** (2001), 739-750.
- [32] L. F. Mondolfo, *Aluminium Alloys: Structure and Properties*, London, Boston Sydney, Wellington, Durban, Toronto: Butter Worths, 1976.
- [33] Z. Liu, L. Zhou, G. Li, *Effects of Cooling Rate on the Microstructure and Tensile Strength of A356 Alloy Wheels*, 3rd International Conference on Material, Mechanical and Manufacturing Engineering (IC3ME), Guangzhou, China, 2015.
- [34] A. Canales, J. Talamantes-Silva, D. Gloria, S. Valtierra, R. Colas, *Thermal Analysis during solidification of as cast Al-Si alloys*, *Thermodynamica acta*, **510** (2010), pp. 82-87.
- [35] Z. Glavaš, F. Unkić, *Lijevanje željeznih metala*, skripta, Sveučilište u Zagrebu Metalurški fakultet, Sisak, 2008.
- [36] E. Fiorese, F. Bonollo, G. Timelli, L. Arnberg, E. Gariboldi, *New Classification of Defects and Imperfections for Aluminium Alloys Castings*, *International Journal of Metalcasting*, **9** (2015)1, pp. 55-66.
- [37] S. Hasse, *Pogrješke na odljevima Prepoznavanje, tumačenje i sprječavanje pogrješaka na odljevima pri proizvodnji lijevanih komponenata*, Zagreb: Hrvatsko udruženje za ljevarstvo, 2003.
- [38] ASTM E155-15, *Standard Reference Radiographs for Inspection of Aluminum and Magnesium Castings*, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2015,

www.astm.org.

Pristup 6.08.2019

- [39] E. Vandersluis, C. Ravindran, Comparison of Measurement Method for Secondary Dendrite Arm Spacing, *Metallography, Microstructure and Analysis*, **6**(2017), pp. 89-94.
- [40] EN 10002-1:2001, *Metallic materials-Tensile testing-Part 1: Method of test at ambient temperature*.

ŽIVOTOPIS

OSOBNI PODACI

Ime i prezime: Ivana Gavranović

Datum i mjesto rođenja: 11.08.1993. Šurkovac, BiH

Adresa: Slovinci 96, 44210 SUNJA

E-mail: ivanagavranovic04@gmail.com

OBRAZOVANJE

2012.-2017. Sveučilište u Zagrebu Metalurški fakultet, univ.bacc.ing.met

2008.-2012. Ekonomska škola Sisak, Ekonomist

VJEŠTINE

Rad na računalu: Dobro poznavanje operativnog sustava Windows i korištenje paketnog programa MS Office. Poznavanje rada u programima SolidWorks, ProCAST, AutoCad.

Strani jezik: Engleski jezik

STRUČNI RADOVI

I. Gavranović, Utjecaj brzine hlađenja na mikrostrukturu i termodinamičke parametre skrućivanja AlSi7Mg0,3 legure, Sveučilište u Zagrebu Metalurški fakultet, Rektorova nagrada za akademsku godinu 2018. /2019.

I. Gavranović, Z. Zovko Brodarac, F. Kozina, T. Rupčić, Utjecaj uvjeta skrućivanja i debljine stijenke na razvoj primarnog α -Al u AlSi7Mg leguri, 18. Međunarodno savjetovanje ljevača – Suživot znanosti o materijalima i održive tehnologije u ekonomskom rastu, Studentska sekcija, ur. Ljerka Slokar, Sveučilište u Zagrebu Metalurški fakultet, Sveučilište Sjever Koprivnica, Univerza v Ljubljani Naravoslovnotehniška fakulteta, Technical University of Košice, Faculty of Materials, Metallurgy and Recycling, Elkem ASA Norveška, Sisak, 15.-17. svibnja 2019.

I. Gavranović, Primjena numeričke simulacije u lijevanju i skrućivanju odljevaka, Tehnologijada 2019, Sveučilište u Zagrebu Tekstilno-tehnološki fakultet, Makarska 6.-12. svibanj 2019.

A. Štrkalj, Z. Glavaš, I. Gavranović, Učinkovitost adsorpcije bakar (II) iona na otpadnoj čeličnoj sačmi, 1. Međunarodna konferencija-Cjeloviti pristup okolišu, A. Štrkalj ur. Sveučilište u Zagrebu Metalurški fakultet, Udruga za promicanje cjelovitog pristupa okolišu, Intergrative Biotechnics, Balkan Environmental Association, Veleučilište Velika Gorica, Sisak 13.-14. rujan 2018.

I. Gavranović, Z. Zovko Brodarac, Solarni električni automobil, 15. Međunarodno savjetovanje ljevača – Temelj konkurentne proizvodnje odljevaka, Studentska poster sekcija, ur. Ljerka Slokar, Sveučilište u Zagrebu Metalurški fakultet, Sveučilište Sjever, Univerza v Ljubljani Naravoslovnotehniška fakulteta, Elkem AS, Opatija, 11.-13. svibnja 2016.

I. Gavranović, Solarni električni automobil, Tehnologijada 2016, Sveučilište u Zagrebu Metalurški fakultet, Rovinj 2.-8. svibanj 2016.

I. Gavranović, Sačma više od streljiva, Tehnologijada 2015, Sveučilište u Zagrebu Fakultet kemijskog inženjerstva i tehnologije, Makarska, 4.-10. svibnja 2015.