

Utjecaj obrade taline cijepljenjem na razvoj mikrostrukture i mehanička svojstva AlSi12 legure

Mašinović, Dario

Master's thesis / Diplomski rad

2018

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:115:758742>

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

Download date / Datum preuzimanja: **2025-02-12**



Repository / Repozitorij:

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



SVEUČILIŠTE U ZAGREBU
METALURŠKI FAKULTET

Dario Mašinović

DIPLOMSKI RAD

Sisak, rujan 2018.

SVEUČILIŠTE U ZAGREBU
METALURŠKI FAKULTET

Dario Mašinović

UTJECAJ OBRADE TALINE CIJEPLJENJEM NA RAZVOJ
MIKROSTRUKTURE I MEHANIČKA SVOJSTVA AISi12 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 Almos d.o.o., Kutina: Dalibor Drobňjak, dipl.ing.

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: doc.dr.sc. Martina Lovrenić-Jugović

Sisak, rujan 2018.

ZAHVALA

Posebno se zahvaljujem mentorici diplomskog rada izv. prof. dr. sc. Zdenki Zovko Brodarac na nesebičnom trudu, velikoj pomoći pri izradi rada i savjetima.

Velike zahvale stručnom voditelju Tomislavu Rupčiću, mag. ing. met. i stručnom suradniku Franji Kozini, mag. ing. met na velikoj pomoći oko izrade diplomskog rada.

Također zahvaljujem stručnom voditelju iz tvrtke Almos d.o.o., Kutina, Daliboru Drobnjaku, dipl. ing. na upoznavanju s tehnologijom u ljevaonici, organizaciji i provedbi eksperimentalnog dijela rada u skladu s postavljenom hipotezom što je uvelike olakšalo izradu ovog rada.

UTJECAJ OBRADJE TALINE CIJEPLJENJEM NA RAZVOJ MIKROSTRUKTURE I MEHANIČKA SVOJSTVA AISi12 LEGURE

Sažetak:

Zahvaljujući širokoj lepezi povoljnih svojstava, aluminijske legure pronalaze primjenu u svim industrijskim granama. Radi poboljšanja mehaničkih, fizikalnih i korozijskih svojstva aluminijskih legura osnovnom elementu dodaju se legirajući elementi poput silicija, bakra ili magnezija te elementi u tragovima poput željeza, mangana, titana, bora, stroncija ili natrija. Njihov primarni utjecaj, ali i međusobna interakcija doprinijet će ciljanom razvoju mikrostrukture koja će indirektno utjecati na poboljšanje zahtijevanih svojstava. Važnu ulogu pritom ima i odabir tehnologije koja će utjecati na brzine hlađenja i/ili skrućivanja te pritom sinergijski s dodanim elementima činiti osnovu razvoja mikrostrukture i konačnu upotrebnu vrijednost odljevaka.

U ovome radu ispitana je EN AC AlSi12 (DIN 230) legura namijenjena visokotlačnom lijevanju. Proizvedena je i praćena kvaliteta AlSi12 legure s različitom obradom taline: AlSi12 s dodatkom modifikatora AlSr10 te AlSr12 s dodatkom modifikatora AlSr10 i cjepiva AlTi5B1. Hipoteza istraživanja bazira se na pretpostavci da se ciljanom obradom taline utječe na slijed skrućivanja, razvoj mikrostrukturnih značajki, a time i postignuta mehanička svojstva legure.

Ključne riječi: AlSi12 legura, cijepljenje, modifikacija, mikrostruktura, mehanička svojstva

INFLUENCE OF MELT TREATMENT BY INOCULATION ON MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES DEVELOPMENT OF AISi12 ALLOY

Abstract:

Due to a wide array of favourable properties, aluminium alloys are used in all industrial branches. Elements like silicon, copper or magnesium, along with trace elements such as iron, manganese, titan, boron, strontium or sodium are added in order to improve mechanical, physical and corrosion properties of aluminium alloys. Their primary effect, as well as their interaction will lead to the development of microstructure, thus resulting in improvement of desired properties. The choice of technology which will impact the speed of cooling and/or solidification, along with making the base for the improvement of microstructure and final worth of the casts in synergy with added elements, is of great importance.

This paper examines EN AC AlSi12 (DIN 230) alloy intended for high pressure casting. Produced alloy AlSi12 with different way of melt processing was monitored for quality. Different ways of melt processing were AlSi12 with addition of AlSr10, and AlSr12 with addition of AlSr10 and AlTi5B1 refiner. Hypothesis of the examination is based on the assumption that targeted processing of melts can influence the sequence of solidification, development of microstructural characteristics and finally the acquired mechanical properties of the alloy.

Key words: AlSi12 alloy, inoculation, modification, microstructure, mechanical properties

SADRŽAJ

POPIS SLIKA

POPIS TABLICA

1. UVOD	1
2. TEORIJSKI DIO	2
2.1. Aluminij i aluminijske legure	2
2.1.1. Sustav označavanja	5
2.1.2. Aluminijske legure za lijevanje na bazi silicija	6
2.2. Utjecaj legirajućih elemenata na aluminijske legure na bazi silicija	8
2.2.1. Silicij	8
2.2.2. Željezo	8
2.2.3. Bakar	8
2.2.4. Mangan	8
2.2.5. Magnezij	9
2.2.6. Titan	9
2.2.7. Bor	9
2.2.8. Nikal	9
2.2.9. Berilij	9
2.2.10. Cink	9
2.2.11. Natrij	10
2.2.12. Stroncij	10
2.3. Skrućivanje aluminijskih legura	10
2.3.1. Termodinamika skrućivanja	14
2.3.2. Pothlađenje metala	15
2.3.3. Osnove nukleacije aluminijskih legura	17
2.3.4. Rast kristala i formiranje kristalnih zrna	21
2.3.5. Rast primarnog aluminijskog zrna	25
2.3.6. Modifikacija podeutektskih aluminij – silicij legura	32
2.3.7. Slijed skrućivanja AlSi12 legure	38

2.3.8.	Interakcija kemijskog usitnjavanja, hlađenja i modifikacije.....	39
2.4.	Primjena AlSi12 legure	41
3.	EKSPERIMENTALNI DIO	42
3.1.	Metodologija rada	43
3.2.	Ispitivanje uzoraka osnovne AlSi12 + AlSr10 legure i obrađene AlSi12 + AlSr10 + AlTi5B1 legure.....	48
3.2.1.	Ispitivanje mehaničkih svojstava	48
3.2.2.	Ispitivanje mikrostrukturnih značajki osnovne AlSi12 + AlSr10 legure i obrađene AlSi12 + AlSr10 + AlTi5B1 legure.....	50
3.3.	Numerička simulacija lijevanja u programskom paketu ProCAST	55
3.4.	Jednostavna toplinska analiza	55
4.	REZULTATI I DISKUSIJA	56
4.1.	Kemijski sastav	56
4.2.	Numerička simulacija lijevanja.....	57
4.3.	Metalografska i mikrostrukturna ispitivanja	59
4.4.	Jednostavna toplinska analiza	71
4.5.	Statički vlačni pokus	73
5.	ZAKLJUČAK	74
6.	LITERATURA	76
ŽIVOTOPIS	78

POPIS SLIKA

Slika 1. Najčešće primjenjivane legure aluminija podijeljene prema naknadnoj obradi [7]	3
Slika 2. Aluminijski kut Al – Si faznog dijagrama s naznačenim rasponima sadržaja silicija prema kojima se klasificiraju legure [8]	6
Slika 3. Ravnotežni binarni Al – Si dijagram i mikrostrukture lijevanih čistih elemenata i legura različitih sastava [9]	7
Slika 4. Shematski prikaz granične površine čvrsto - tekuće kod [11]	11
Slika 5. Sheme dendrita [11]	12
Slika 6. Shematski prikaz krivulje hlađenja i skrućivanja čistog metala [12]	13
Slika 7. Shematski prikaz krivulje hlađenja i skrućivanja binarne legure [12]	13
Slika 8. Shematski prikaz pravilnog rasporeda dugog (lijevo) i kratkog (desno) dosega [12]	15
Slika 9. Dijagram promjene slobodne energije u ovisnosti o temperaturi [12]	16
Slika 10. Promjena slobodne energije prilikom nastajanja nukleusa radijusa r [13]	18
Slika 11. Promjena kritičnog radijusa nastajanja s pothlađenjem [12]	18
Slika 12. Heterogena nukleacija klice u obliku odsječka kugle [13]	19
Slika 13. Shematski prikaz slobodne energije homogene i heterogene nukleacije [13]	20
Slika 14. Heterogena nukleacija u šuljini kalupa [14]	21
Slika 15. Modeli fazne granice krutina/talina [15]	22
Slika 16. Vrste kristalnih ravnina [15]	23
Slika 17. Rast kristala u talini [14]	23
Slika 18. Temperaturna inverzija za vrijeme skrućivanja [15]	24
Slika 19. Shematski prikaz dendritnog rasta [15]	24
Slika 20. Shematski prikaz nastajanja sekundarnih dendritnih grana [15]	25
Slika 21. Shematski prikaz razvoja lijevane strukture [2]	26
Slika 22. Shematski prikaz raspodjele atoma u dva susjedna zrna [2]	26
Slika 23. Shematski prikaz nastajanja ćelijaste strukture [12]	27
Slika 24. Konstitucijsko pothlađenje [15]	28
Slika 25. Ćelijasta struktura (dendritni rast) [15]	28
Slika 26. Fotografija ćelijaste strukture [15]	29
Slika 27. Shematski prikaz vrste eutektika [16]	30
Slika 28. Shematski prikaz temperature i koncentracije u blizini eutektika [16]	31
Slika 29. Shematski prikaz vrsta nestabilnosti eutektičke granice [16]	32
Slika 30. Dijagram povezanih zona Al-Si legura [16]	33
Slika 31. Shematski prikaz nastajanja eutektika prema postojećim mehanizmima [17]	34
Slika 32. Utjecaj brzine rasta na morfologiju Si faze [18]	35
Slika 33. Nastala morfologija Si kao funkcija temperaturnog gradijenta i brzine rasta u zoni povezanog rasta eutektika [18]	35
Slika 34. Shematski prikaz razvoja nemodificirane (lijevo) i modificirane (desno) strukture Al-Si eutektika [20]	37
Slika 35. Usporedba morfologija eutektičke Si faze [21]	37

Slika 36. Raspodjela željeznih faza u AlSi12 leguri u ovisnosti od sadržaja Si i Fe te 0.38 % Mn [23].....	39
Slika 37. Interakcija kemijskog usitnjavanja, hlađenja i modifikacije [24].....	40
Slika 38. Shematski prikaz visokotlačnog lijeva [26].....	42
Slika 39. Peć za taljenje legura aluminija u ljevaonici Almos d.o.o.....	43
Slika 40. Lonac za talinu spojen s peći.....	44
Slika 41. 3D model odljevka lijevanog u ASTM kokilu.....	44
Slika 42. Predgrijavanje ASTM kokile na vratima peći.....	45
Slika 43. Infracrveni termometar Proscan 530 Dual Focus Infrared.....	45
Slika 44. Lijevanje taline u ASTM kokilu.....	46
Slika 45. Miješanje taline u lončiću za lijevanje nakon dodatka cjepiva.....	46
Slika 46. Odljevak iz ASTM kalupa.....	47
Slika 47. Spektrometar SPECTROMAXx.....	47
Slika 48. Digitalni prikaz ASTM odljevka.....	48
Slika 49. Kidalica Zwick 50 kN.....	49
Slika 50. Epruveta za ispitivanje.....	50
Slika 51. Izrezani odljevak iz Croning lončića.....	51
Slika 52. Rezalica Buehler za izradu uzoraka.....	51
Slika 53. Uređaj tipa Buehler za zalijevanje uzoraka na toplo.....	52
Slika 54. Uređaj za brušenje i poliranje Vektor LC proizvođača Buehler.....	52
Slika 55. Pripremljeni uzorci iz Croning lončića za metalografska ispitivanja.....	53
Slika 56. Pripremljeni uzorci iz epruveta iz ASTM kokile za metalografska ispitivanja.....	53
Slika 57. Svjetlosni mikroskop tipa Olympus GX51 opremljen digitalnom kamerom Olympus DP70 [4].....	54
Slika 58. Pretražni elektronski mikroskop Tescan VEGA TS 5136 MM [4].....	54
Slika 59. Uređaj za mjerenje temperature.....	55
Slika 60. Prikaz udjela krute faze u intervalu skrućivanja odljevka.....	57
Slika 61. Prikaz poroznosti unutar ProCAST programa.....	58
Slika 62. Metalografske snimke uzoraka dobivenih iz Cronig lončića.....	60
Slika 63. Fraktografske snimke A, B, C i D uzoraka.....	61
Slika 64. Metalografske snimke A i B uzoraka.....	63
Slika 65. EDS analiza uzorka A.....	64
Slika 66. EDS analiza uzorka B.....	65
Slika 67. Metalografske snimke C i D uzoraka.....	67
Slika 68. EDS analiza uzorka C.....	68
Slika 69. EDS analiza uzorka D.....	69
Slika 70. Usporedni prikaz krivulja hlađenja za C1A i C1B uzorke.....	71

POPIS TABLICA

Tablica 1. Karakteristična svojstva aluminija [6]	2
Tablica 2. Vrijednosti određenih svojstava legura aluminija [7]	4
Tablica 3. Svojstva elemenata koji se koriste za modifikaciju Al-Si legura [19]	36
Tablica 4. Reakcije koje se odvijaju tijekom skrućivanja AlSi12 legure [22]	38
Tablica 5. Kemijski sastav preliminarne taline	56
Tablica 6. Kontrolni kemijski sastav taline prije lijevanja probe	56
Tablica 7. Kemijski sastav cijepljenog odljevka	56
Tablica 8. Rezultati SDAS mjerenja	70
Tablica 9. Temperature faznih transformacija za C1A i C1B uzorke	72
Tablica 10. Mehanička svojstva A, B, C i D uzoraka	73

1. UVOD

U današnje doba, cijeli svijet se suočava s velikim izazovima u promjenama ljudskih gospodarskih djelatnosti, poslova i načina života, a razlog tomu je omogućavanje održivog puta kroz 21. stoljeće. Izazove dijele svi narodi, industrija i zajednica, a najvažniji su poboljšavanje kvalitete života, očuvanje okoliša kao i prevencija za kvalitetniji i sigurniji ekološki razvitak. Mnogobrojni ljudski proizvodi, uključujući industrijsku kreaciju kao što je svestrani metal aluminij, imaju iznimno bitnu ulogu da bi se riješili navedeni izazovi [1].

Postoje mnogobrojni razlozi zbog kojih se zahtijeva ubrzani i održivi rast upotrebe aluminija i njegovih legura [2]. Dobivanje aluminija se odvija tako da se njegova primarna ruda boksit preradi u aluminijev oksid (glinica), a nakon toga dobiveni aluminijev oksid se podvrgava elektrolizi. Bitno je naglasiti da je postupak elektrolize bitan potrošač električne energije. Aluminij se može gotovo 100 % reciklirati što uvelike smanjuje potrebu za primarnim postupkom dobivanja i ekološki je puno prihvatljivije [3].

Aluminij kao čisti metal ima dosta usku primjenu za razliku od aluminijskih legura. Radi dobrih svojstava kao što su niska gustoća, dobra mehanička svojstva pri niskim temperaturama, dobra toplinska vodljivost, visoka otpornost na koroziju i mnoga druga svojstva, aluminijske legure imaju sve veću primjenu [4].

Zbog nepovoljnih svojstava čistog aluminija, za tehničku upotrebu se koriste aluminijske legure [5]. Da bi se poboljšala svojstva aluminijskih legura za lijevanje dodaje se silicij, bakar ili magnezij. Upravo radi utjecaja kemijskih elemenata u određenim količinama i njihovim interakcijama može se značajno utjecati na svojstva metala, odnosno legura. Legiranje i metalurška obrada taline su iznimno važan čimbenik za dobivanje odgovarajućeg kemijskog sastava. Također treba paziti na uvjete skrućivanja koji su predefimirani tehnologijom lijevanja. Zbog zahtjeva za poboljšanje određenih svojstava potrebne su naknadne obrade odljevaka kao što su toplinska obrada, lakiranje, itd. Nužnost poznavanja svojstava materijala i primijenjene tehnologije proizvodnje ima sinergijski učinak na konačnu upotrebnu vrijednost odljevaka. Mikrostrukturne značajke često su pokazatelj provedenih postupaka i služe kao kontrolni faktor u serijskoj proizvodnji odljevaka [4].

2. TEORIJSKI DIO

2.1. Aluminij i aluminijske legure

Aluminij je relativno nov materijal, čija je povijest tek nešto duža od jednog stoljeća. Od svih tehnički upotrebljivanih metala u sastavu Zemljine kore najviše ima aluminija i to približno 8.0 %, a više od njega ima samo kisika i silicija. U prirodi se ne nalazi kao metal, već kao oksid pomiješan s oksidima željeza, silicija, vanadija itd [4].

Neka od osnovnih svojstava su prikazana tablicom 1. Čisti aluminij ima talište na 660 °C, kristalizira u plošno centriranoj kubnoj rešetki. Aluminij i aluminijske legure su oko 2.9 puta lakše od čelika (gustoća čelika iznosi oko 7850 kg/m³), mehanička svojstva aluminijskih legura ne mijenjaju se pri niskim temperaturama, toplinska vodljivost, ovisno o čistoći, je oko 13 puta veća od one kod nehrđajućeg čelika, a 4 puta veća od toplinske vodljivosti valjanog ugljičnog čelika. Aluminij nije otrovan i nema negativan utjecaj na okoliš, a prirodno se zaštićuje slojem oksida, čime postiže samozaštitu u normalnoj atmosferi.

Tablica 1. Karakteristična svojstva aluminija [6]

Svojstvo	Al
Specifična masa [kg/dm ³]	2.7
Atomska težina	26.98
Redni broj	13
Električna provodljivost [Sm/mm ²]	34.8-38
Temperaturni koeficijent istežanja, [1/K]	24x10 ⁻⁶
Talište [°C]	660
Vrelište [°C]	2470
Toplinska vodljivost [W/Km ¹]	209.3
Latentna toplina taljenja [kWs/kg]	396
Temperaturni koeficijent otpora, [1/K]	4.2x10 ⁻³

Aluminij i aluminijske legure mogu se klasificirati prema:

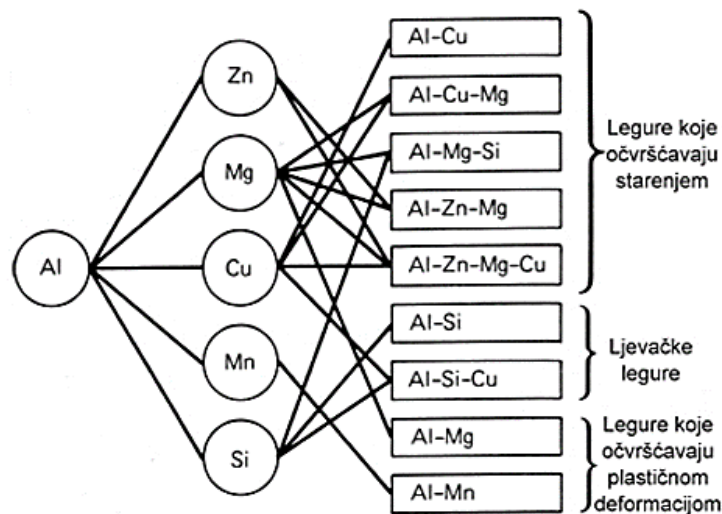
1. kemijskom sastavu,
2. načinu prerade.

U pogledu klasifikacije aluminija i aluminijskih legura prema kemijskom sastavu, podjela je jednostavna. Definiran je nelegirani aluminij, osnovni metal u koji nisu dodani drugi elementi u cilju promjene njegovih svojstava, a podjela nelegiranog aluminija je na:

1. primarni aluminij – Al dobiven elektrolizom glinice,
2. aluminij posebne čistoće – primarni Al kod kojeg je sadržaj Al iznad 99.995 %,
3. aluminij visoke čistoće – primarni Al kod kojeg je sadržaj Al jednak ili veći od 99.9 %, a manji od 99.995 %,
4. sekundarni aluminij – otpadni Al nastao u procesu prerade i potrošnje,
5. aluminij tehničke čistoće – primarni i sekundarni Al kod kojih je sadržaj osnovnog metala najmanje 99.9 %.

Nastavno na klasifikaciju aluminija i aluminijskih legure prema kemijskom sastavu, druga skupina su legure aluminija u čijem sastavu prevladava sadržaj aluminija, ali su dodani i drugi elementi u cilju promjene njegovih svojstava. Razlog zašto su legure aluminija zastupljenije od samog čistog aluminija je u dobroj livljivosti, lakoj obradi pomoću plastične deformacije, višoj otpornosti na koroziju i kemijske utjecaje. Radi male gustoće koje posjeduju aluminijske legure, optimalan omjer mase i mehaničkih svojstava, idealan su izbor za proizvodnju lakih strukturno opterećenih komponenti. Legurama aluminija se smatraju smjese koje minimalno sadrže 50 % aluminija, a ostatak su ciljano dodani legirajući elementi koji poboljšavaju mehanička i tehnološka svojstva. Primarni legirajući elementi u aluminijskim legurama su silicij, bakar i magnezij. Ciljanim kombinacijama legirajućih elemenata postižu se razna svojstva legura aluminija [4]. Legure aluminija se mogu podijeliti u tri osnovne skupine (slika 1):

1. legure koje očvršćavaju starenjem,
2. ljevačke legure,
3. legure koje očvršćavaju plastičnom deformacijom.



Slika 1. Najčešće primjenjivane legure aluminija podijeljene prema naknadnoj obradi [7]

Legure aluminija za lijevanje namijenjene su za izradu poluproizvoda i proizvoda (odljevaka) različitim postupcima lijevanja. Ovu skupinu aluminijskih legura odlikuje dobra livljivost, odnosno dobro popunjavanje odgovarajućih oblika kalupnih šupljina i neosjetljivost na tople pukotine pri lijevanju.

Najčešći postupci lijevanja legura aluminija su:

1. lijevanje u pijesak,
2. lijevanje u trajni kalup (gravitacijsko lijevanje),
3. niskotlačno lijevanje u trajni kalup,
4. visokotlačno lijevanje u trajni kalup,
5. centrifugalno lijevanje.

Zahvaljujući širokoj lepezi povoljnih svojstava, aluminijske legure mogu pronaći primjenu u svim industrijskim granama. Započevši s limenkama koje se koriste u prehrambenoj industriji pa sve do svemirske tehnologije. Ako se usporede neka svojstva aluminijskih legura s čelicima, može se zaključiti zašto se primjena aluminijskih legura tako brzo proširila. Primjerice modul elastičnosti aluminijskih legura je 65 – 80 GPa, što znači da se mogu tri puta više deformirati od čelika. Iako su prosječni čelici čvršći od aluminijskih legura, čvrstoća po jedinici mase aluminijskih legura je bolja nego u čelika. No najveća prednost ljevačkih aluminijskih legura je niska temperatura lijevanja (650 – 750 °C) i uski interval skrućivanja. Svojstva aluminijskih legura prikazana su u tablici 2 [4].

Tablica 2. Vrijednosti određenih svojstava legura aluminija [7]

R _m	Vlačna čvrstoća [MPa]	70 – 505
R _{p0,2}	Granica razvlačenja [MPa]	20 – 455
A	Istezanje [%]	1 – 30
HB	Tvrdoća [HB] po Brinellu	30 – 150
G	Električna vodljivost [S]	18 – 60
λ	Toplinska vodljivost [W/mK] pri 25°C	85 – 175
RD	Dinamička izdržljivost [MPa]	55 – 145
α	Koeficijent linearne toplinske ekspanzije pri 20 – 100 °C	(17,6 – 24,7) · 10 ⁻⁶
τ	Smična čvrstoća [MPa]	42 – 325
E	Modul elastičnosti [GPa]	65 – 80
ρ	Gustoća [g/cm ³]	2,57 – 2,95

Značajan udio predstavlja skupina aluminijskih legura za gnječenje pogodnih za obradu plastičnom deformacijom u hladnom ili toplom stanju. Najčešći postupci su: valjanje, istiskivanje (ekstruzija), kovanje, provlačenje, savijanje i duboko izvlačenje. Postupak lijevanja je prva operacija kojom se izrađuju blokovi i trupci, nakon čega slijedi valjanje ili istiskivanje. Postupci savijanja i dubokog izvlačenja spadaju u obradu limova, a njima uvijek prethodi valjanje. Tipični valjani poluproizvodi od aluminijskih legura su: limovi, trake i folije. Tipični poluproizvodi izrađeni istiskivanjem su: profili, cijevi, šipke i žica. Kod aluminijskih legura za gnječenje ukupni sadržaj legirajućih elemenata kreće se u području od 0.5 - 6.0 %.

2.1.1. Sustav označavanja

Aluminij i legure aluminija sistematiziraju se gotovo u svim svjetskim standardima prema AA (*eng. Aluminum Association*) normi kod koje prva znamenka definira glavne sastavnice legure, pri čemu se definiraju sljedeće kategorije:

- 1xx.x, čisti aluminij (99.00 % ili više),
- 2xx.x, aluminij – bakar,
- 3xx.x, aluminij – silicij + bakar i / ili magnezij,
- 4xx.x, aluminij – silicij,
- 5xx.x, aluminij – magnezij,
- 7xx.x, aluminij – cink,
- 8xx.x, aluminij – kositar,
- 9xx.x, aluminij i drugi elementi,
- 6xx.x, neiskorištene serije.

U oznakama tipa 1xx.x, druga i treća znamenka označavaju minimalni sadržaj aluminija (99.00 % ili veći); te znamenke predstavljaju minimalni postotak aluminija izražen na najbližu 0.01 % decimalu. Primjerice, legura 170.0 sadrži najmanje 99.70 % Al.

U oznakama od 2xx.x do 8xx.x za aluminijske legure, druga i treća znamenka nemaju numerički značaj, nego samo proizvoljno identificiraju pojedine legure u kategoriji.

U svim oznakama ljevačkih legura, četvrta znamenka, koja je s desne strane decimalne točke, označava oblik proizvoda:

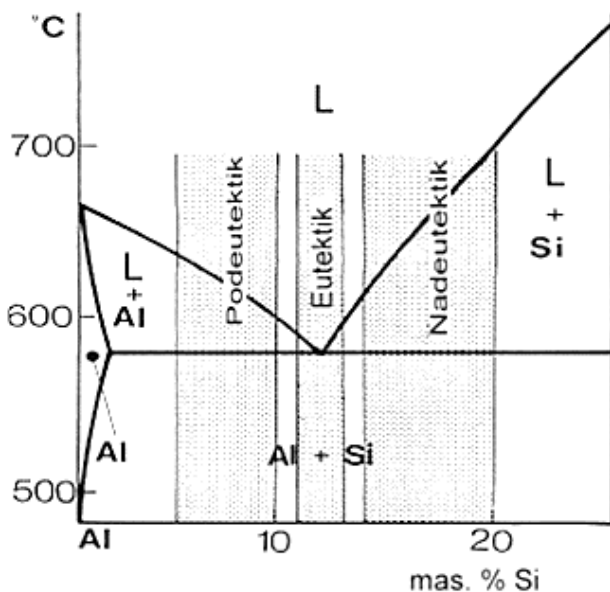
- 0 odljevak,
- 1 standardni ingot,
- 2 ingot s rasponom sastava koji je uži od standardnih ingota.

2.1.2. Aluminijske legure za lijevanje na bazi silicija

Silicij je osnovni legirajući element u Al-Si legurama, pa obzirom na njegovu koncentraciju, legure dijelimo na:

1. podeutektičke (4 – 7 mas. % Si),
2. eutektičke (10 – 13 mas. % Si),
3. nadeutektičke (18 – 24 mas. % Si).

Legure aluminij – silicij posjeduju dobru livljivost, dobru zavarivost i visoku otpornost na koroziju te nisku specifičnu težinu. Najviše se primjenjuje legura $AlSi12$, legura eutektičkog sastava koja služi za izradu kompliciranih odljevaka i odljevaka otpornih na koroziju, nepropusnih odljevaka, plinskih ventila itd. Posebno važno kod ove legure je usitnjavanje zrna i modificiranje oblika eutektički izlučenog silicija. Učinak silicija u aluminijskim legurama je na poboljšanje svojstava lijevanja, otpornosti na tople pukotine i sposobnost napajanja. Komercijalne legure Al-Si obuhvaćaju podeutektike i nadeutektike sve do oko 24 mas. % Si (slika 2).

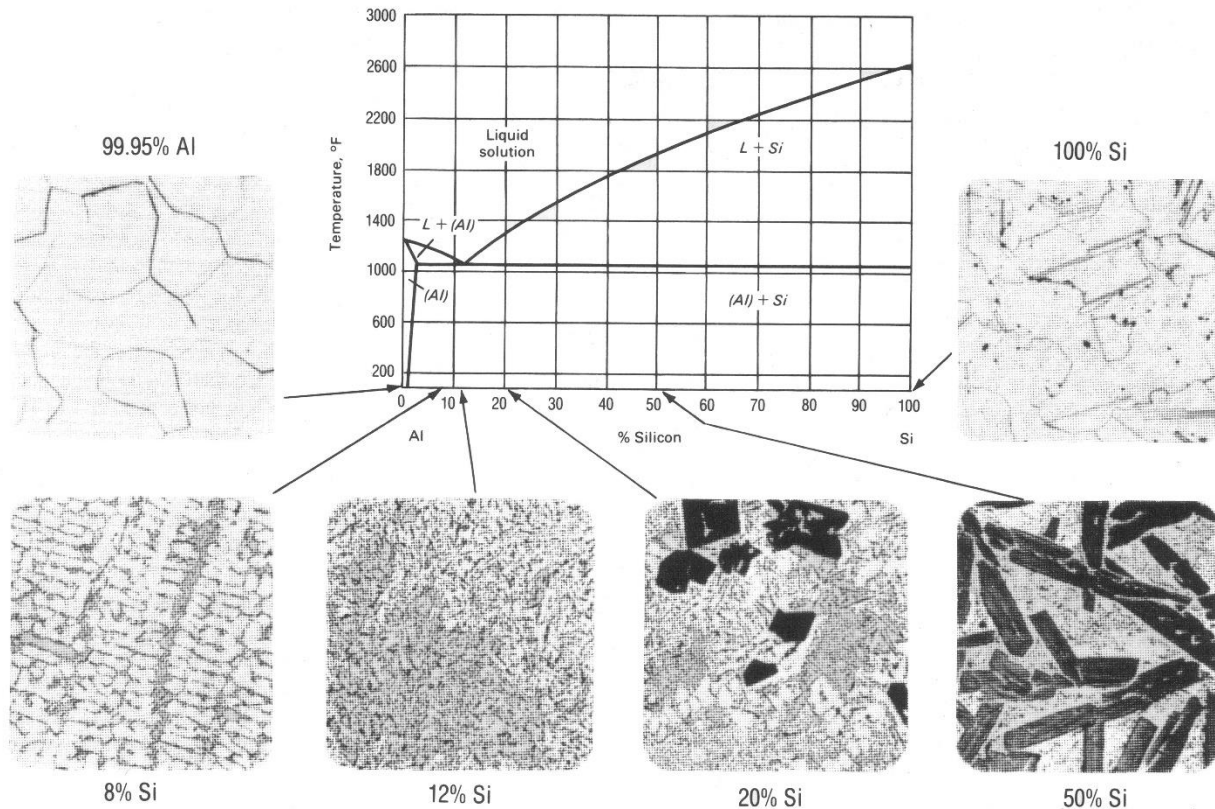


Slika 2. Aluminijski kut Al – Si faznog dijagrama s naznačenim rasponima sadržaja silicija prema kojima se klasificiraju legure [8]

Optimalan opseg koncentracije silicija ovisno od postupka lijevanja:

1. za postupke sa sporom brzinom raspon je 5 – 7 mas. %,
2. za trajne kalupe raspon je 7 – 9 mas. %,
3. za tlačno lijevanje u alate raspon je 8 – 12 mas. %.

Čisti aluminij ima talište na 660 °C, a silicij na 1414 °C, a eutektička reakcija gdje iz taline nastaju 2 krute faze se odvija pri temperaturi 576 °C i udjelom silicija od 12.7 mas. %. Binarni dijagram aluminij – silicij sustava prikazan je na slici 3.



Slika 3. Ravnotežni binarni Al – Si dijagram i mikrostrukture lijevanih čistih elemenata i legura različitih sastava [9]

Izuzevši silicij kao legirajući element, koji uvelike poboljšava ljevačka svojstva, mogu se dodati i ostali legirajući elementi s ciljem poboljšavanja upotrebni svojstava legure. Primjerice, dodatkom magnezija u količini 0.3 – 0.7 mas. % bilo kojoj aluminij – silicij leguri poboljšavaju se njezina mehanička svojstva te ju čini toplinski obradivom, što rezultira ostavljanjem prostora za dodatna poboljšanja svojstava. Kada se mehanička svojstva poboljšavaju s magnezijem dolazi do precipitacijskog očvršćivanja za vrijeme toplinske obrade. Modificiranjem eutektika se također poboljšavaju mehanička svojstva (kod toplinski obrađenih i ne obrađenih legura), a ujedno se stvaraju uvjeti za poboljšanje mehaničkih svojstava toplinskom obradom. Legure obrađene navedenim postupcima postižu vrijednosti vlačne čvrstoće više od 300 MPa, istezanja iznad 10 %, a tvrdoće postižu oko 100 HB [4].

2.2. Utjecaj legirajućih elemenata na aluminijske legure na bazi silicija

Prilikom lijevanja aluminijske legure, koriste se primarne i sekundarne sirovine. Radi visokih cijena primarnih sirovina u upotrebi su sve češće sekundarne koje imaju povišeni udio nečistoća. Kada se definira kemijski sastav aluminijskih legura prati se određeni redoslijed legirajućih elemenata: Si, Fe, Cu, Mn, Mg, Cr, Ni, Zn, Pb, Ti i ostali [10].

2.2.1. Silicij

Osnovni učinak silicija u aluminijskim legurama je poboljšavanje tečljivosti, jer dodatak silicija iznimno poboljšava tečljivost, otpornost na tople pukotine i sposobnost napajanja. Rezultat dodavanja silicija je dobra korozivna postojanost, ali kod većih udjela silicija dolazi do širenja silicija prema granici zrna, a tako nastaje interkristalna korozija.

2.2.2. Željezo

Dodatkom željeza poboljšava se otpornost na tople pukotine, smanjuje se lijepljenje legure za stijenke alata kod tlačnog lijeva, smanjuje se istezanje i žilavost, a moguća je i pojava poroznosti u odljevcima. U aluminij – silicij legurama željezne nečistoće stvaraju krhke, tvrde intermetalne faze koje rezultiraju smanjenom duktilnošću i manjom čvrstoćom.

2.2.3. Bakar

S dodatkom bakra poboljšava se tvrdoća i čvrstoća u lijevanom i toplinski obrađenom stanju (legure koje imaju 4 – 6 mas. % Cu su pogodnije za toplinsku obradu), smanjuje se otpornost na koroziju, otpornost na tople pukotine i livljivost. Velika prednost dodatka bakra je poboljšanje obradivosti legura povećanjem tvrdoće metalne osnove.

2.2.4. Mangan

Mangan do 0.5 mas. % povoljno utječe na unutarnju ispravnost odljevka, poboljšava vlačnu čvrstoću te značajno povećava otpor na zamor, kao i korozivnu otpornost. Uglavnom se dodaje proizvodima namijenjenim za gnječenje.

2.2.5. Magnezij

Magnezij je osnovni legirajući element koji razvija čvrstoću stvaranjem čvrste otopine i Mg_2Si faze te poboljšava očvršćivanje u toplinski obrađenim aluminij – silicij legurama.

2.2.6. Titan

Titan se koristi u svrhu usitnjavanja zrna primarnog aluminija, vrlo često u kombinaciji s borom. Dodatkom titana smanjuje se sklonost nastanku toplih pukotina te poboljšava korozijska otpornost. U suvišku titana dolazi do pogrubljanja zrna i javljaju se poteškoće pri lijevanju.

2.2.7. Bor

U kombinaciji s drugim metalima bor tvori boride koji smanjuju vijek trajanja alata prilikom strojne obrade, a uključci u obliku grubih čestica štetno djeluju na mehanička svojstva i duktilnost. Kod visokih koncentracija bora, boridi potiču taloženje u peći, aglomeraciju čestica i stvaranje uključaka u odljevku.

2.2.8. Nikal

Nikal povoljno utječe na toplo očvršćivanje aluminij – silicij legura te poboljšava čvrstoću na povišenim temperaturama.

2.2.9. Berilij

Dodavanjem berilija mijenja se morfologija spojeva koji su obogaćeni željezom u obliku Kineskog pisma i mnogokuta. Legure koje sadrže berilij ne pokazuju nikakve promjene vezane za poboljšanje mehaničkih svojstva.

2.2.10. Cink

Uvelike povećava čvrstoću te omogućava precipitacijsko očvršćivanje, ali smanjuje korozijsku otpornost, duktilnost i zavarljivost.

2.2.11. Natrij

Natrij primarno reagira s prisutnim fosforom te tako reducira njegovu učinkovitost u modifikaciji eutektika i usitnjavanju primarne silicijeve faze.

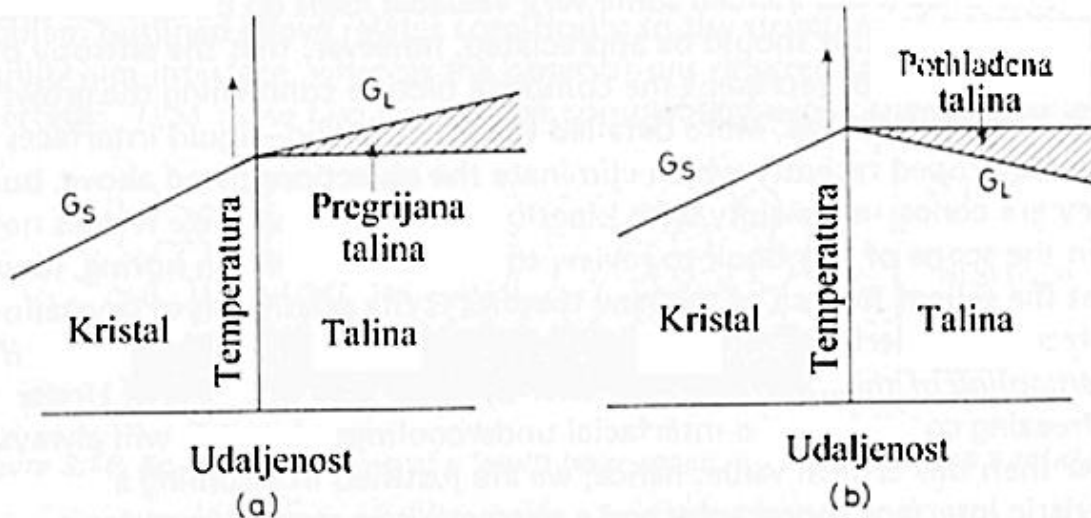
2.2.12. Stroncij

Stroncij se koristi za modifikaciju aluminij – silicij eutektika, a to se postiže pri vrlo niskim koncentracijama stroncija. Višak stroncija uzrokuje poroznost odljevaka, izrazito kod debelostijenih i odljevaka proizvedenih tehnologijama karakteriziranim niskom brzinom skrućivanja te također nepovoljno djeluje na učinkovitost otplinjavanja [10].

2.3. Skrućivanje aluminijskih legura

Većina kristaliničnih metala i legura dobiva se procesom skrućivanja iz taline. U tekućoj fazi najlakše se provodi miješanje komponenata - legiranje i rafinacija metala, a postupkom lijevanja materijalu se može naknadno dati željeni oblik. Na mikrostrukturu metala dominantan utjecaj ima način skrućivanja. Kristalizacija započinje stvaranjem klica (nukleusa) čvrste faze, koje daljnjim rastom smanjuju količinu taline do potpune transformacije.

Temperatura stacionarne, ravnotežne granične površine između taline i čvrstog metala po definiciji je T_L . Kod ove temperature postoji neprestano kretanje atoma unutar granične površine i svojevrsna ravnotežna izmjena atoma između čvrste i tekuće faze, pa pritom kristali ne rastu niti se otapaju (taljenje). Da bi kristali počeli rasti temperatura granične površine mora biti niža od T_L . Tada više atoma dolazi iz taline na ovu površinu nego što s nje odlazi u talinu. Pothlađenje granične površine predstavlja pokretačku silu koja inicira kinetičke procese u smjeru kristalizacije. Što je veće pothlađenje, to su veće i pokretačke sile pogodne za rast kristala, a sukladno tome veća je i brzina kristalizacije. Brzina rasta kristala ovisi isključivo o temperaturi granične površine, dok stvarni oblik rasta kristala ovisi o temperaturnim uvjetima u talini ispred nje. Stoga se razlikuje rast kristala u talini kod dvaju alternativnih uvjeta: kod pozitivnog, odnosno negativnog temperaturnog gradijenta u talini (slika 4) [11].



Slika 4. Shematski prikaz granične površine čvrsto - tekuće kod [11]
 a) pozitivnog temperaturnog gradijenta u talini
 b) negativnog temperaturnog gradijenta u talini

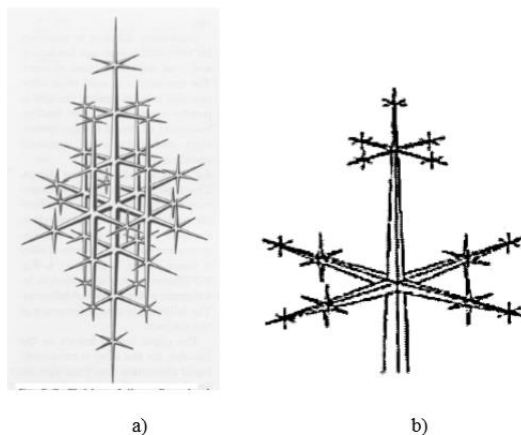
Kod rasta kristala kod pozitivnog temperaturnog gradijenta (slika 4 a) latentna toplina kristalizacije (ili taljenja), koja se izdvaja na graničnoj površini čvrsto-tekuće, odvodi se kroz krutinu tj. niz temperaturni gradijent. Kako napredovanje (pomicanje) granične površine ovisi o brzini odvođenja topline kroz krutinu, njezin rast će se usporavati i konačno zaustaviti kada temperatura granične površine dostigne temperaturu taljenja T_L . Drugim riječima, granična površina treba biti izotermna i pomiče se istovremeno. Svako slučajno izbočenje (slika 4 a) će nestati, jer je put za odvođenje latentne topline kristalizacije L_k na tom mjestu dulji, pa se usporava rast kristala u odnosu na neki drugi, ravni dio. Stoga se rast odvija u obliku manje ili više ravne plohe, koja napreduje paralelno svom prethodnom položaju. Ovi argumenti vrijede za sve orijentacije granične površine čvrsto-tekuće. Njezina tri karakteristična svojstva pri rastu metala kod pozitivnog temperaturnog gradijenta su [11]:

1. granična površina nije kristalografska - atomski gledano je hrapava,
2. granična površina je planarna tj. nema izbočina ili vršaka,
3. granična površina je izotermna i pothlađena za određeni iznos ΔT ispod T_L .

Kod rasta kristala kod negativnog temperaturnog gradijenta (slika 4 b) latentna toplina kristalizacije može se odvoditi kroz čvrstu ili tekuću fazu. Ako na graničnoj površini postoji neko slučajno izbočenje (slika 4 b) ono će rasti okruženo talinom pri nižoj temperaturi. Na tom mjestu kristal raste brže, jer je kraći put za odvođenje latentne topline kristalizacije kroz talinu. Zbog toga je planarna granična površina kod negativnog temperaturnog gradijenta nestabilna i ona brzo prelazi u niz šiljaka koji se produžuju u talinu. Brzina rasta pojedinog šiljaka ne povećava se kontinuirano, kao što se očekuje u pothlađenoj talini. Između topline oslobođene na graničnoj površini i odvedene topline uspostavlja se stanje ravnoteže, pa šiljci nastavljaju rasti s konstantnom

brzinom. Oni se razvijaju iz približno paraboličnih oblika. Na njima mogu rasti i drugi sekundarni šiljci te šiljci višeg reda, kao što je prikazano na slici 5 a i b [11].

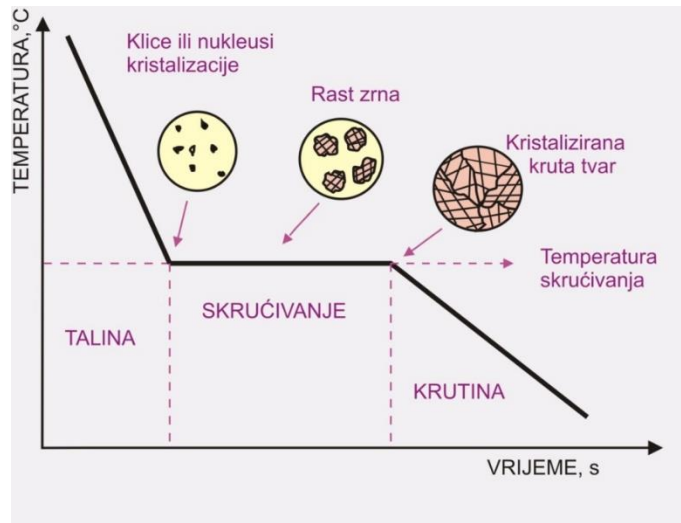
Ovakvi oblici kristala nazivaju se dendriti. Dendritni rast nije jednostavan rast slučajnih izbočenja na graničnoj površini. Naime, grane dendrita rastu u određenim specifičnim kristalografskim smjerovima koji su određeni s kristalnom strukturom danog materijala. Na slici 5 prikazani su neki dendriti.



*Slika 5. Sheme dendrita [11]
a) razgranati dendrit
b) jedan dendrit*

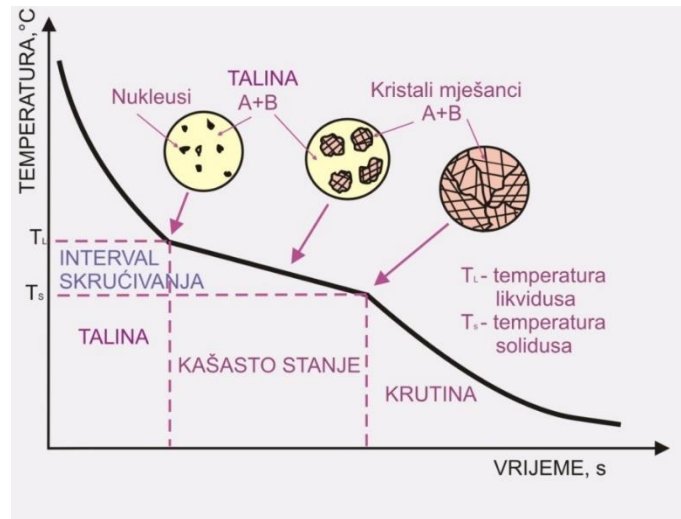
Zašto dendriti rastu u specifičnim kristalografskim smjerovima nije potpuno jasno, ali jedno je ipak sigurno, da je smjer rasta dendrita jednostavno najbrži mogući smjer rasta za svaku kristalnu strukturu kod danih uvjeta [11].

Tokom skrućivanja dolazi do oslobađanja latentne topline, a ona uzrokuje zastoj (slika 6) prilikom hlađenja, a krivulja odgovara hlađenju i skrućivanju čistog metala i/ili eutektika.



Slika 6. Shematski prikaz krivulje hlađenja i skrućivanja čistog metala [12]

Slikom 7 prikazana je krivulja hlađenja i skrućivanja binarne legure. U oba slučaja uočava se zastoje (plato) na krivulji hlađenja, koji predstavlja latentnu toplinu skrućivanja. Plato je kod binarnih legura strm (slika 7). Razlog tome je činjenica da se skrućivanje binarnih legura odvija u temperaturnom intervalu ($T_L - T_S$), dok kod skrućivanja čistih metala skrućivanje započinje i završava pri istoj temperaturi. Nakon što sva talina prijeđe u kruto stanje više se ne razvija latentna toplina. Brzina skrućivanja proporcionalna je brzini odvođenja topline [12].



Slika 7. Shematski prikaz krivulje hlađenja i skrućivanja binarne legure [12]

2.3.1. Termodinamika skrućivanja

Termodinamičkim načelima je moguće odrediti fazne konstituente legure, redosljed skrućivanja, svojstva legure itd. Sve ove stavke proizlaze iz Gibbs – ove slobodne energije, gdje je slobodna energija definirana kao funkcija tlaka, temperature i sastava. Skrućivanje se uglavnom, kao i ostale kemijske reakcije, odvija neravnotežno. Kada je slobodna energija najniža postiže se ravnotežno stanje, a iz toga proizlazi jednadžba:

$$dG(P, T, n_i, \dots) = \left(\frac{\partial G}{\partial T}\right)_{P, n_i, \dots} dT + \left(\frac{\partial G}{\partial P}\right)_{T, n_i, \dots} dP + \left(\frac{\partial G}{\partial n_i}\right)_{T, P, n_j, \dots} dn_i + \dots = 0 \quad (1)$$

gdje su: G – Gibbs-ova slobodna energija [J/mol], P – tlak [Pa], T – temperatura [K] i n_i – broj molova ili atoma komponente i . Deriviranjem izraza za slobodnu energiju dobiva se jednadžba za kemijski potencijal (μ):

$$\mu_i = \left(\frac{\partial G}{\partial n_i}\right)_{T, P, n_j, \dots} \quad (2)$$

U uvjetima ravnoteže i pod pretpostavkom da su temperatura i tlak konstantni, modifikacijom prethodnog izraza dobiva se jednadžba slobodne energije za sve prisutne konstituente:

$$dG = \mu_i dn_i + \mu_j dn_j + \dots = 0 \quad (3)$$

Uvjet ravnoteže za višekomponentne sustave je da kemijski potencijal svake komponente mora biti isti i dan je jednadžbom:

$$\mu_i^\alpha = \mu_i^\beta \quad (4)$$

α i β su eksponenti koji označavaju dvije različite faze.

U stvarnim procesima ravnotežni uvjeti su gotovo nemogući, primjerice kod skrućivanja. Ako se pretpostavi da postoji lokalna termodinamička ravnoteža, mogu se koristiti ravnotežni fazni dijagrami za određivanje sastava i udjela krutine i taline. A ako se pretpostavi da su brzine transformacija iznimno spore ili brzina difuzije iznimno brza, može se opisati struktura sustava, kao funkcija sastava i temperature, također pomoću ravnotežnih faznih dijagrama [4, 12].

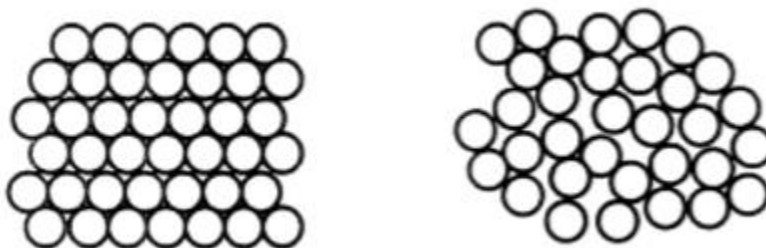
2.3.2. Pothlađenje metala

Promjena u Helmholtz – ovoj slobodnoj energiji je pokretačka sila bilo koje fazne transformacije, a može biti izražena po molu ili jedinici volumena te je dana izrazom:

$$F = E + PV - TS \quad (5)$$

gdje je: E – unutarnja energija, P – tlak [Pa], V – volumen [m^3], T – temperatura [K] i S – entropija [J/molK].

Unutar kristalnih rešetki atomi vibriraju oko ravnotežnih položaja i uzrokuju nered u strukturi. Entropija je mjera nereda unutar sustava. Sukladno tomu talina se nalazi u višem stanju neuređenosti radi atoma koji nedostaju na svojim mjestima u rešetci te se tako stvaraju praznine. Pri udjelu praznina od 1 % u gusto pakiranoj strukturi razara se pravilni raspored dugog dosega (slika 8). Struktura postaje nepravilna, razmak između atoma se poveća te se uspostavlja pravilni raspored kratkog dosega.

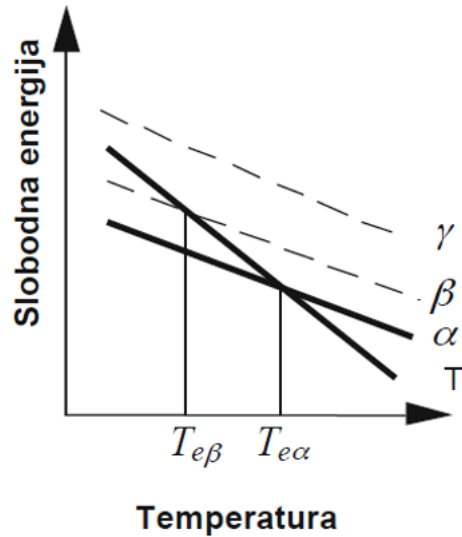


Slika 8. Shematski prikaz pravilnog rasporeda dugog (lijevo) i kratkog (desno) dosega [12]

Količina energije potrebna da se ostvari narušavanje reda jednog mola atoma je toplina taljenja, a temperatura pri kojoj se odvija taljenje je mjera snage veze između atoma. Kod konstantnog tlaka jednačba (5) postaje jednačba Gibbs – ove slobodne energije (gdje je izraz $H = E + PV$ entalpija):

$$G = H - TS \quad (6)$$

Jednačba (6) se može prikazati dijagramom na slici 9. Promjena slobodne energije taline odgovara pravcu T , dok su pravci α , β i γ promjene slobodne energije krutih faza. Kod pravca T se vidi strmiji nagib u odnosu na druge krute faze i zato dolazi do presijecanja. Kod tih ravnotežnih temperatura ($T_{e\alpha}$, $T_{e\beta}$) transformacije (taljenje i skrućivanje) su nemoguće. Kruta stabilna faza α nastaje ukoliko temperatura padne ispod $T_{e\alpha}$ kod normalnih uvjeta nukleacije. Ako se α faza potisne, doći će do nastanka metastabilne β na temperaturama ispod $T_{e\beta}$.



Slika 9. Dijagram promjene slobodne energije u ovisnosti o temperaturi [12]

Uvjet ravnoteže (4), za potrebe razmatranja skrućivanja, zapisuje se na sljedeći način:

$$\mu_L = \mu_S \text{ ili } G_L - G_S = 0 \quad (7)$$

gdje je L - tekuća faza i S - kruta faza. Iz jednadžbe (7) slijedi da promjena slobodne energije i kemijskog potencijala pri ravnotežnim uvjetima iznosi nula. Da bi došlo do skrućivanja treba se odmaknuti od ravnotežnog stanja, poput pothlađenog stanja. Stupanj pothlađenja predstavlja temperaturnu razliku između stvarne temperature T i teorijske temperature taljenja T_m i čini pokretačku energiju fazne transformacije.

Jednadžba slobodne energije po volumenu glasi:

$$\Delta G_v = \Delta H_f - T_m \Delta S_f = \Delta H_f \frac{\Delta T_m}{T_m} = \frac{\Delta T_m}{T_m} \quad (8)$$

gdje su ΔG_v - promjena slobodne energije po jedinici volumena [J/m^3], ΔH_f - latentna toplina taljenja (entalpija) [J/mol], ΔS_f - entropija taljenja [J/molK], ΔT_m - stupanj pothlađenja.

Stupanj pothlađenja računa se prema izrazu:

$$\Delta T_m = T_m - T \quad (9)$$

Odnosno dobije se izraz:

$$\Delta T_m = \frac{\Delta G_v}{\Delta S_f} \quad (10)$$

Iz jednadžbe (10) slijedi da ukoliko je $\Delta G_v = 0$, onda je i stupanj pothlađenja jednak nuli, što rezultira time da nema pothlađenja i skrućivanje se ne može odvijati. Stoga se da lako zaključiti da je pothlađenje nužno za skrućivanje, a sastoji se iz više komponenti:

1. kinetičko pothlađenje,
2. pothlađenje uzrokovano zakrivljenošću granične površine,
3. toplinsko pothlađenje,
4. pothlađenje uslijed otopljenog elementa,
5. pothlađenje uslijed primijenjenog tlaka.

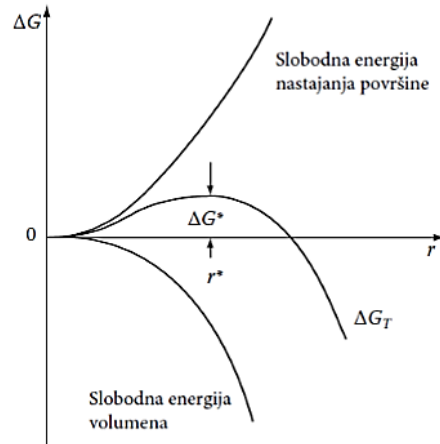
Konstitucijsko pothlađenje u realnim uvjetima najodgovornije je za početak skrućivanja [4, 12].

2.3.3. Osnove nukleacije aluminijskih legura

2.3.3.1. Homogena nukleacija

Da bi došlo do skrućivanja metala, mora doći do nukleacije i rasta kristala koji prethode skrućivanju. Za nastanak klica kristalizacije treba doći do određenog pothlađenja ispod ravnotežne temperature. Promjena slobodne energije ΔG_s je pokretačka sila, a proizlazi iz promjene slobodne energije po jedinici volumena za nastajanje kuglaste klice ΔG_v . Suprotno prethodno navedenom, slobodna energija koja je neophodna za nastanak granice talina/krutina ΔG_p se direktno suprotstavlja rastu klice, što je prikazano slikom 10. Sumom svih energija se dobije jednadžba za ukupnu promjenu slobodne energije potrebnu za nastanak klica kugličastog oblika:

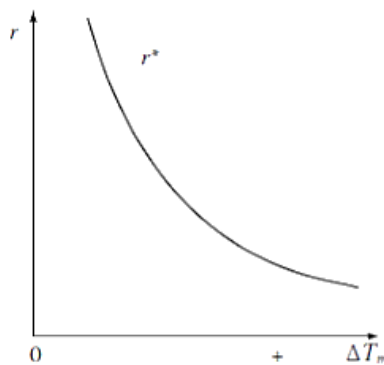
$$\Delta G_T = \Delta G_S + \Delta G_P = -\frac{3}{4}\pi r^3 \Delta G_v * 4\pi r^2 \gamma \quad (11)$$



Slika 10. Promjena slobodne energije prilikom nastajanja nukleusa radijusa r [13]

Klice ($r < r^*$) se nazivaju nestabilnim česticama, a nukleusi ($r > r^*$) su stabilne čestice. Da bi došlo do prelaska klice u nukleus, odnosno da bi klica dosegla kritični radijus, treba doći do dovoljno velikog pothlađenja. Na slici 11 prikazana je ovisnost kritičnog radijusa od pothlađenja, a na njemu je vidljivo da paralelno s porastom pothlađenja dolazi do smanjenja kritičnog radijusa, čime se olakšava prijelaz iz klice u nukleus. Prijelaz klice u nukleus smatra se toplinski aktiviranim procesom, gdje klica prelazi nukleacijsku barijeru ΔG^* . Kritični radijus za nastanak stabilnih nukleusa računa se prema izrazu:

$$r^* = -\frac{2\gamma}{\Delta G_V} \quad (12)$$



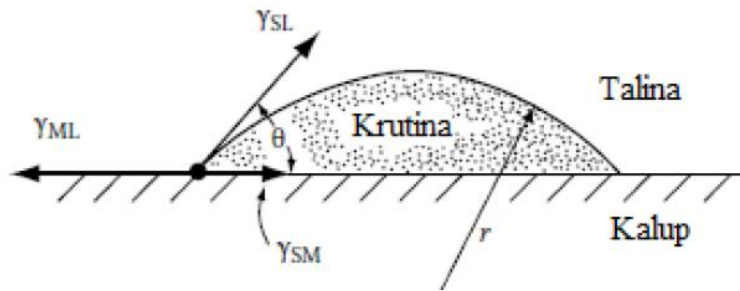
Slika 11. Promjena kritičnog radijusa nastajanja s pothlađenjem [12]

U praksi homogena nukleacija rijetko se pojavljuje pri skrućivanju. Umjesto homogene nukleacije pojavljuje se heterogena nukleacija na pukotinama (rascjepima) na stjenki kalupa ili na česticama nečistoća suspendiranim u talini.

2.3.3.2. Heterogena nukleacija

Ako se želi olakšati nukleacija kod niskih pothlađenja, potrebno je smanjiti iznos slobodne energije nastajanja granice, tako da nukleus nastaje uz stjenku kalupa. Ako se razmatra klica nastala na stijenci, slobodna energija nastanka granice se umanjuje u slučaju ako klica nastane u obliku odsječka kugle s kutom kvašenja θ , kao što je prikazano na slici 12. Uvjet koji treba biti zadovoljen je da napetosti graničnih površina budu u ravnotežnom stanju za promatranu ravninu kalupa, kako je prikazano jednadžbom (13):

$$\gamma_{ML} = \gamma_{SM} + \gamma_{SL} \cos \theta \quad \text{ili} \quad \cos \theta = \frac{\gamma_{ML} - \gamma_{SM}}{\gamma_{SL}} \quad (13)$$



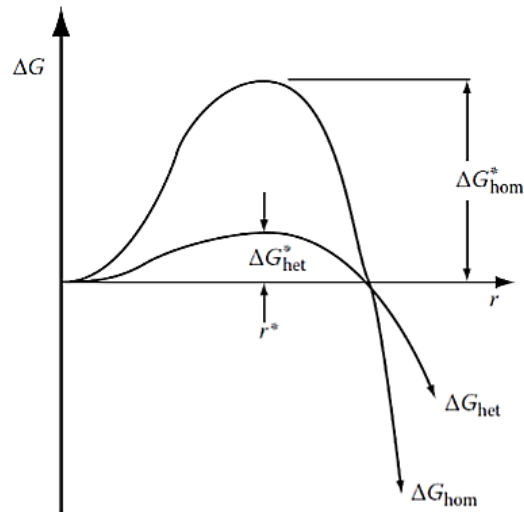
Slika 12. Heterogena nukleacija klice u obliku odsječka kugle [13]

Slobodna energija potrebna za nastanak klice oblika odsječka kugle heterogenom nukleacijom se računa prema izrazu:

$$\Delta G_{het} = -V_s \Delta G_V + A_{SL} \gamma_{SL} + A_{SM} \gamma_{SM} - A_{SM} \gamma_{ML} \quad (14)$$

gdje su: V_s – volumen odsječka kugle, A_{SL} i A_{SM} granice površina krutina/talina i krutina/kalup i γ_{SL} , γ_{SM} , γ_{ML} su odgovarajuće površinske napetosti. Prva dva koeficijenta slobodne energije granične površine su pozitivni jer proizlaze iz razvoja granice za vrijeme nukleacije, treći je negativan uslijed razaranja granice talina/kalup ispod odsječka kugle [13].

Na slici 13 prikazan je shematski dijagram na kojemu se nalaze krivulje slobodne energije za homogenu i heterogenu nukleaciju.



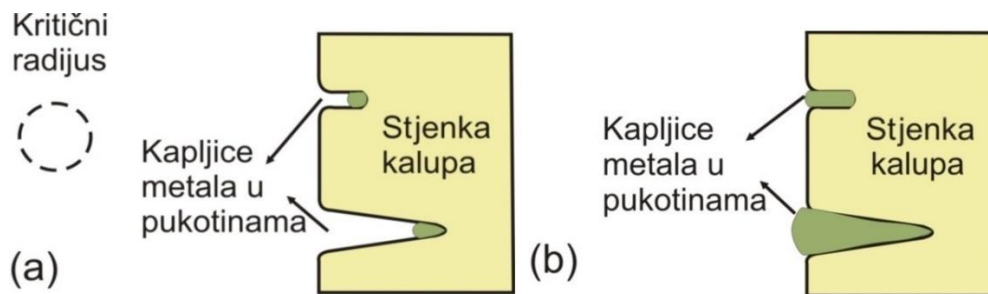
Slika 13. Shematski prikaz slobodne energije homogene i heterogene nukleacije [13]

Aktivacijska energija za heterogenu nukleaciju je puno manja od aktivacijske energije za homogenu nukleaciju. Kritični radijus nastajanja nukleusa ostaje isti tijekom djelovanja stjenke kalupa. To se dešava zbog ovisnosti kritične veličine radijusa od stupnja pothlađenja. Iznos smanjenja energijske granice za heterogenu nukleaciju u odnosu na homogenu nukleaciju definiran je faktorom oblika $S(\theta)$ te je dan izrazom:

$$\Delta G_{het} = S(\theta)\Delta G_{hom} \quad (15)$$

te za vrijednosti θ , vrijedi: $\theta = 10^\circ$, $S(\theta) \approx 10^{-4}$; $\theta = 30^\circ$, $S = 0.02$; $\theta = 90^\circ$, $S = 0.5$

Veliki problem se javlja u tome što se stjenka kalupa smatra idealno ravnom, no u realnosti ona je puna neravnina i mikroskopskih pukotina. Na slici 14 se vidi nastajanje nukleusa u korijenu pukotina bez obzira na veliki kut kvašenja. Nukleacija se u pukotinama može odvijati kod iznimno malih pothlađenja, ali jedini uvjet je da je pukotina dovoljno velika za rast klice s radijusom iznad r^* . Na slici je vidljiv početak nastajanja klica u pukotinama. Donja pukotina je dovoljno velika da bi klica narasla iznad r^* , a gornja pukotina svojom veličinom usporava rast.



Slika 14. Heterogena nukleacija u šuljini kalupa [14]

a) početak rasta

b) normalan rast nukleusa u donjoj pukotini i ograničeni rast klice u gornjoj pukotini

Slobodna energija nukleacije (u slučaju nastajanja klice u talini ili pukotini) dana je izrazom:

$$\Delta G^* = \frac{1}{2} V^* \Delta G_V \quad (16)$$

U komercijalnoj praksi, heterogena nukleacija potpomaže se dodatkom cjepiva u talinu s ciljem usitnjenja veličine zrna. Sredstvo za cijepljenje stvara kruti spoj s jednom od komponenata taline koji tada djeluje kao mjesto (supstrat, podloga, nukleant) za nukleaciju. Sukladno prethodno iznesenoj teoriji heterogene nukleacije djelotvornost cjepiva mora ovisiti o kutu kvašenja i površinskoj hrapavosti. Niske vrijednosti θ pospješene su niskom energijom granične površine između cjepiva i krutog nukleusa, γ_{SM} , koja je u pravilu pospješena dobrim slaganjem rešetke između čestice i krutine. Međutim, samo poklapanje rešetke nije dovoljno za ocjenu djelotvornosti nukleanta. Ostali faktori koji utječu su: kemijsko djelovanje, kao i površinske segregacije i hrapavost, tako da je teško predvidjeti djelotvornost danog nukleanta. U praksi svrha dodatka cjepiva nije naravno smanjenje pothlađenja već da se postigne sitnija veličina zrna, a tad ostale varijable kao što su koncentracija nukleirajućih čestica postaju također važne [4, 13].

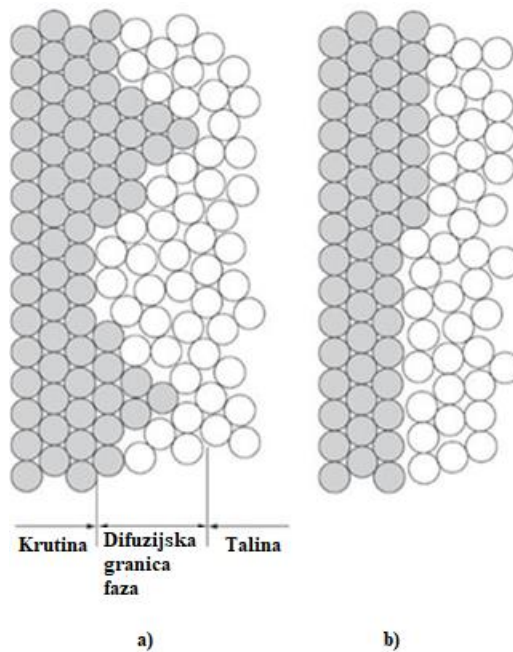
2.3.4. Rast kristala i formiranje kristalnih zrna

2.3.4.1. Fazna granica krutina/talina

Fazna granica između krutine i taline značajno varira u svojoj strukturi, ovisno o svojstvima materijala koji skrućuju i iznosu pothlađenja na granici faza. U tom slučaju razmatraju se samo dva krajnja slučaja:

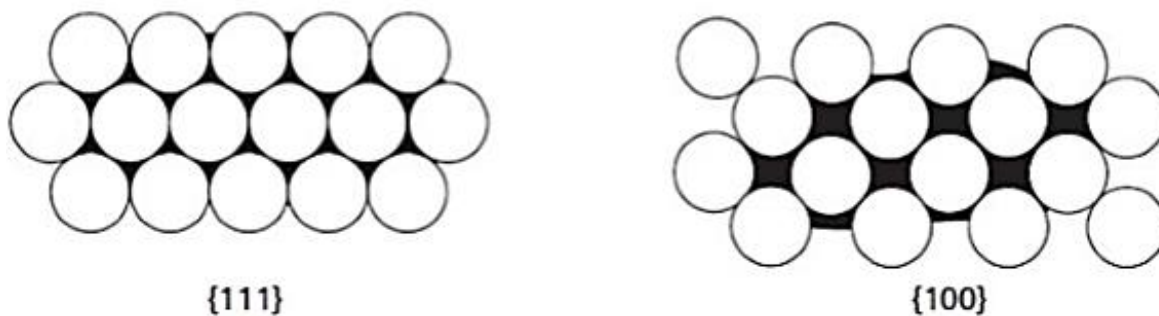
1. difuzijska granica faza,
2. atomska granica faza.

Kod difuzijske granice faza smatra se da se promjena iz taline u krutinu odvija preko više slojeva atoma, gdje se struktura taline postepeno mijenja u strukturu krutine. Difuzijska granica faza prikazana je slikom 15 a, gdje je krutina lijevo, a talina desno. Ovaj model ukazuje da granica ima velik faktor smještanja za atome taline. Dakle, rast se odvija kada se atomi dodaju kontinuirano na svako mjesto atoma, a u tom slučaju granica normalno napreduje. Taj tip mehanizma rasta se zove normalni ili kontinuirani rast. 2D presjek atomske ravne granice faza također je prikazan slikom 15 b.



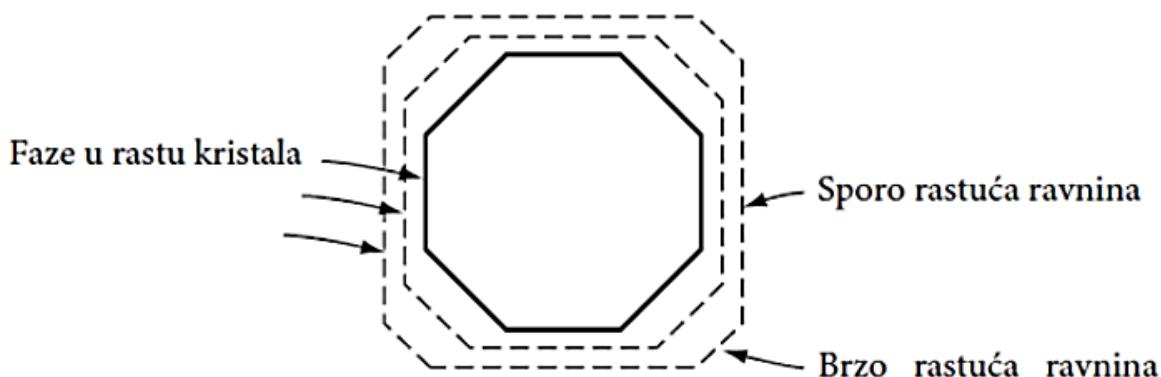
*Slika 15. Modeli fazne granice krutina/talina [15]
a) difuzijska granica
b) atomska ravna granica*

Mogućnost prelaska atoma u određenoj fazi određuje akomodacijski faktor. Za premještanje atoma iz krutine u talinu, akomodacijski faktor trebao bi biti viši ili manje biti nezavisan od kemijskog sastava atoma taline. Različite kristalne strukture imaju u potpunosti drugačiju površinu u odnosu na tekuću fazu, što znači da prilagodbeni faktor za kretanje atoma iz taline u krutinu varira obzirom na svojstva metala. Bitno je naglasiti da gibanje atoma iz taline u krutinu ovisi o parametrima rešetke te određenih kristalnih ravnina koje su u dodiru s talinom. S manjom gustoćom pakiranja, atomi taline se lakše pozicioniraju u kristalnu rešetku. Kako bi se lakše objasnilo, na slici 16 je prikazana plošno centrirana rešetka (slučaj kod aluminija). Praznine na površini raspoloživoj za smještanje atoma iz taline su veće za manje gusto pakirane ravnine poput $\{100\}$ u odnosu na gusto pakirane ravnine poput $\{111\}$. Kao rezultat ove razlike, za određenu količinu pothlađenja postoji razlika u brzini rasta dvije kristalne ravnine, tj. ona manje gusto pakirana raste brže [4].



Slika 16. Vrste kristalnih ravnina [15]

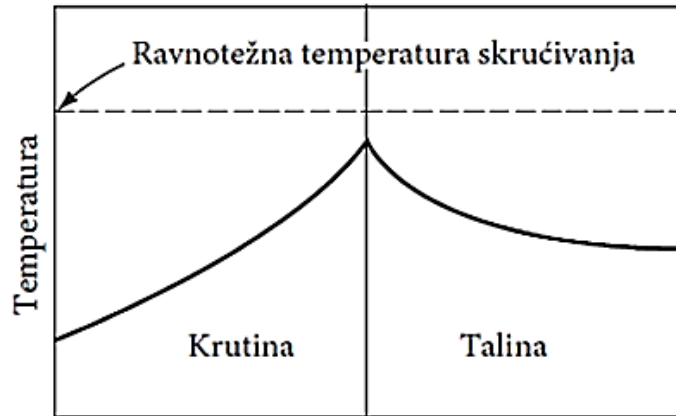
Obzirom da ravnine koje imaju manju gustoću atoma brže rastu, to ne znači da će se kristali priključivati upravo tom tipu ravnina. Tendencija kristala je predviđanje gusto pakiranih i sporo rastućih ravnina. To se odvija na takav način jer ravnine niske gustoće koje imaju brzi rast, također imaju tendenciju umnožavanja sve dok ne nastane samo gusto pakirana površina. Takav učinak se vidi na slici 17 gdje su prikazane neke faze rasta rešetke kristala [4, 15].



Slika 17. Rast kristala u talini [14]

2.3.4.2. Formiranje kristalnih zrna

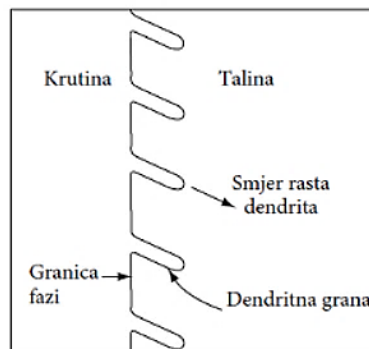
Ako se prepostavi da slika 18 prikazuje područje koje sadrži granicu krutina/talina i da se toplina odvodi s granice u oba smjera, odnosno toplina se odvodi i iz taline i iz krutine. Zbog topline koja se oslobađa na granici, sama temperatura granice je viša od krutine i taline. U tom slučaju temperatura ima intenzivan pad udaljavanjem od granice prema krutini, a to je smjer toka topline. Također pad temperature se odvija i u suprotnom smjeru, odnosno od granice prema talini zbog prirodnog toka topline od granice prema pothlađenoj talini, ali puno blaže. Taj slučaj je poznat pod imenom temperaturna inverzija.



Slika 18. Temperaturna inverzija za vrijeme skrućivanja [15]

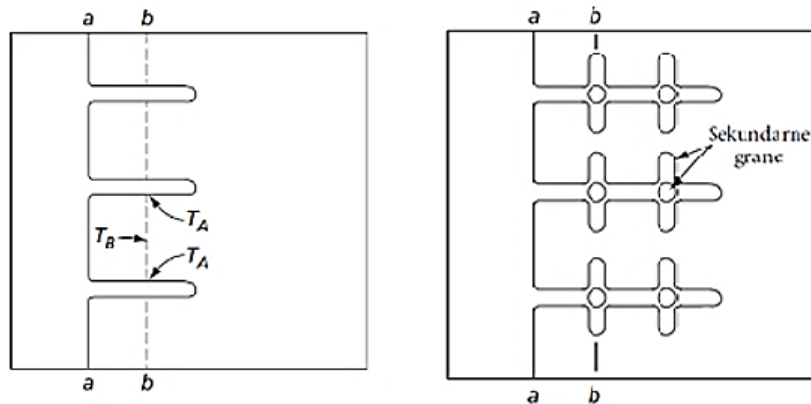
S intenzivnim smanjivanjem temperature u talini usporedno s granicom, sama granica će postati nestabilna i u prisutnosti i najmanjeg poremećaja. Grane primarne faze početi će rasti s granice u smjeru taline. Nastala struktura može biti dosta komplicirana radi potencijalnog rasta sekundarnih grana na primarnim, a isto tako potencijalnog rasta tercijarnih grana na sekundarnim (dendrit). U svim trenucima skrućivanja, manji dio granice/fronte skrućivanja je u direktnom kontaktu s talinom koja ga okružuje te pritom ima nižu temperaturu. Brzina rasta će se povećavati relativno u odnosu na obližnju granicu, koja je u kontaktu s talinom pri višim temperaturama i skrućivanje se odvija naizmjenično nastajanjem i taljenjem dendritnih grana. S nastankom svake dendritne grane, toplina se oslobađa i podiže se temperatura taline u neposrednoj blizini grana te se tako usporava slično nastajanje. Kao rezultat toga su stvorene dendritne grane gotovo jednakih razmaka, usmjerenog rasta paralelno jedne s drugima u smjeru suprotnom odvođenju topline.

Takav slučaj prikazan je slikom 19. Takve dendritne grane nazivaju se primarnima i njihov smjer rasta je kristalografski usmjeren te se naziva smjerom dendritnog rasta.



Slika 19. Shematski prikaz dendritnog rasta [15]

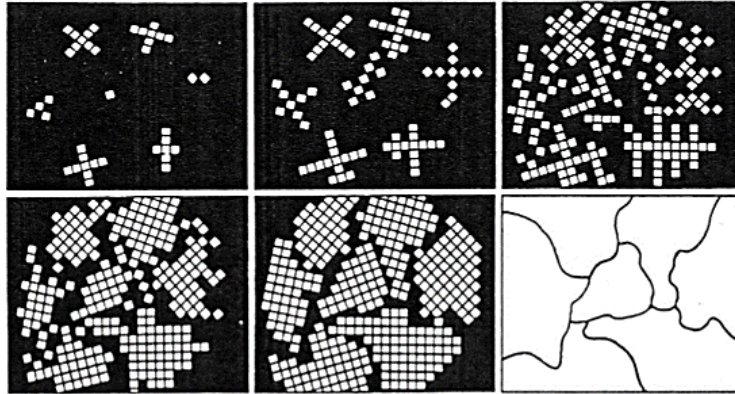
Na slici 20 prikazan je rast sekundarnih grana. Radi jednostavnosti, pretpostavlja se da je smjer dendritnog rasta normala na granicu. U trenutku kada grane narastu, sam rast na granici usporava se jer je malo pothlađenje, a latentna toplina koja se oslobađa dodatno smanjuje pothlađenje. Kod b-b presjeka, po definiciji je temperatura taline niža nego što je na presjeku a-a. Ali čak i na tom presjeku u određenim mjestima u talini u blizini rubova dendrita, temperatura će biti viša ($T_A > T_B$), nego što je između grana, a sve zbog latentne topline koja se oslobađa pri granama. Dakle, negativni temperaturni gradijent je također prisutan i u smjerovima okomitima na primarne grane. Rast sekundarnih grana potaknut je sličnim potencijalom rasta kao za primarne, ali ima različitu raspodjelu temperaturnog polja. Smjer rasta sekundarnih grana poprečan je na smjer rasta primarnih grana. Na gotovo identičan način nastaju tercijarne grane na sekundarnima, pod uvjetom da postoji odgovarajući temperaturni gradijent i mjesto za njihov rast [4, 15].



Slika 20. Shematski prikaz nastajanja sekundarnih dendritnih grana [15]

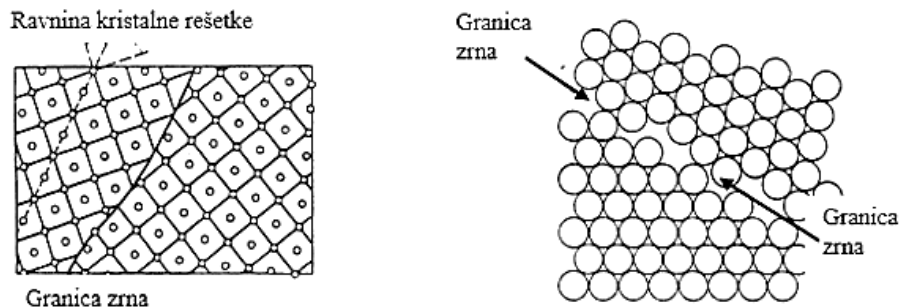
2.3.5. Rast primarnog aluminijskog zrna

Tokom skrućivanja, u talini se atomi rasprostiru u najgušću moguću strukturu. Početak skrućivanja obilježen je nastankom aluminijskih nukleusa na temperaturi od 660 °C i rast im je relativno brz. Rast susjednih zrna može se vidjeti na slici 21. Bijeli kvadratići predstavljaju strukturne jedinice, dok je crna podloga talina. Kod prve faze uočava se početak skrućivanja i vidi se nastanak par nukleusa te početak njihovog rasta. Kristalni rast se nastavlja u koracima sve dok se talina ne potroši i nastanu kristalna zrna. Zrno koje nastane na jednoj čestici se širi u talini, a one koje su u neposrednoj blizini nisu u mogućnosti rasti radi međusobnih sudara. Čestice koje su preostale se guraju na granicu krutina/talina te ne mogu potaknuti nastanak zrna radi prisutnosti konstitucijskog pothlađenja i radi toga završavaju na granicama zrna u finalnoj strukturi [12].



Slika 21. Shematski prikaz razvoja lijevane strukture [2]

Kod ovakvih slučajeva lokalnih diskontinuiteta, atomi aluminija slažu se u jednoliku rešetku. Najrelevantnije ravnine rešetke prostiru se paralelno, okomito ili 45° u odnosu jedna na drugu unutar zrna, što se vidi na slici 22. Susjedni nukleus odgovoran za rast drugoga zrna je druge orijentacije te je zato kontinuitet rešetke prekinut na granicama zrna.

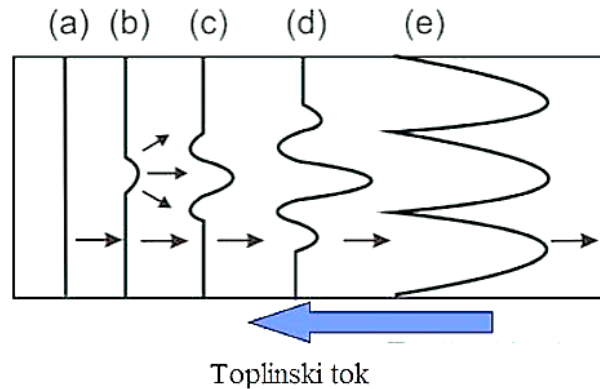


Slika 22. Shematski prikaz raspodjele atoma u dva susjedna zrna [2]

2.3.5.1. Čelijasto i ćelijasto – dendritno skrućivanje

Prilikom skrućivanja ove vrste, kao produkt nastaju ćelijaste i ćelijasto – dendritne strukture pod utjecajem konstitucijskog pothlađenja, pritom valja naglasiti da front skrućivanja nije ravan. Radi konstitucijskog pothlađenja dolazi do stvaranja stabilnih izbočina na fronti skrućivanja, a one ne mogu biti rastaljene u talini. Prilikom smanjenja temperaturnog gradijenta ispod kritične vrijednosti prije početne granične površine, uzrokovan je nastanak ćelijaste strukture, što se može vidjeti na slici 23. U (b) trenutku dolazi do nastanka prve izbočine uslijed bočnog odbacivanja otopljene komponente, a kao rezultat toga dolazi do smanjenja temperature skrućivanja. Radi toga

se stvaraju nove udubine (c). Iste te udubine stvaraju nove izbočine (d). Izbočine rastu u druge grane ili ćelije (e). Smjer odvođenja topline suprotan je rastu ćelija i grana. Ovakve strukture su stabilne u određenim temperaturnim okvirima, ali ako postoji dovoljno pothlađenje nastat će sekundarne grane, odnosno pri još višem pothlađenju i tercijarne grane [12].



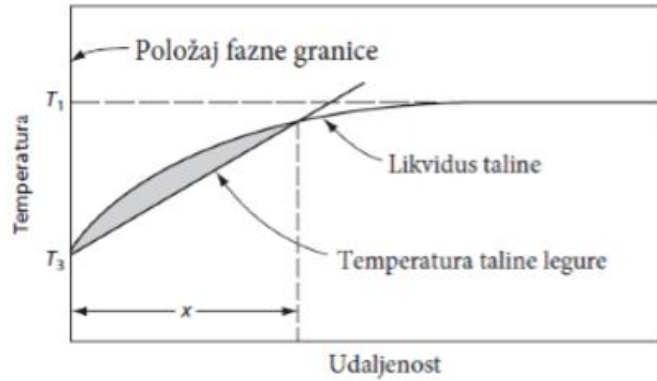
Slika 23. Shematski prikaz nastajanja ćelijaste strukture [12]

2.3.5.2. Dendritno skrućivanje

Česta pojava u većini sustava legura je upravo dendritno skrućivanje. U realnim slučajevima skrućivanje započinje na stjenkama kalupa te se odvija prema unutrašnjosti kalupa, što se može vidjeti na slici 24, gdje je pretpostavka da ravnotežna temperatura taline linearno raste s udaljenošću od fazne granice. Druga krivulja na slici prikazuje realnu temperaturu kao funkciju udaljenosti od granice. Sama zakrivljenost je posljedica promjene u sastavu legure, odnosno koncentracijskim gradijentom na odgovarajućoj udaljenosti ispred fronta skrućivanja. Temperature taline i skrućivanja se sijeku u dvije točke:

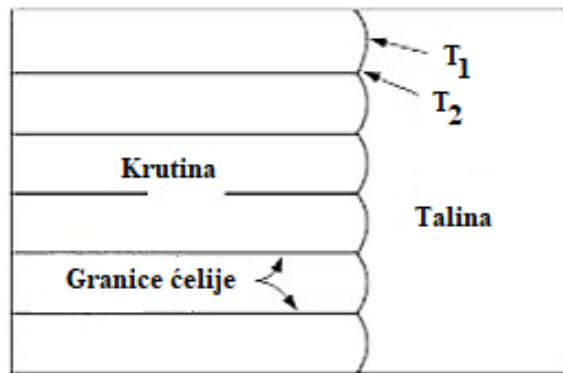
1. na faznoj granici,
2. na odgovarajućoj udaljenosti x od granice.

Potencijal nukleacije i skrućivanja najveći je upravo unutar te udaljenosti x , gdje je talina na temperaturi koja je niža od temperature skrućivanja. U tom intervalu talina se učinkovito temperaturno pothlađuje bez obzira je li temperaturni gradijent pozitivan ili negativan, a to je direktno posljedica koncentracijskog gradijenta na fronti granice.



Slika 24. Konstitucijsko pothlađenje [15]

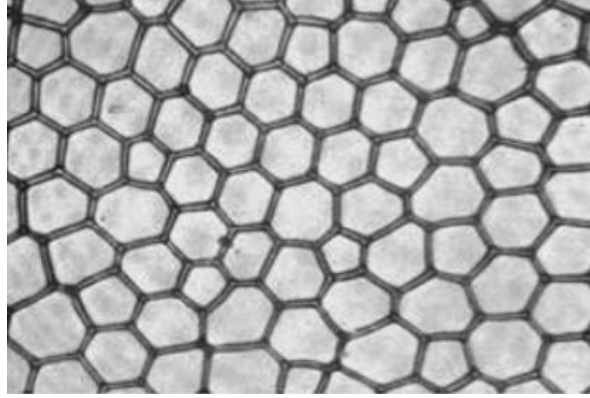
Hoće li doći do pravog dendritnog skrućivanja, kada je talina na fronti granice kontinuirano pothlađena, direktno ovisi o iznosu pothlađenja. Kod velikih industrijskih odljevaka, pothlađeni sloj (x udaljenost na slici 24) je uglavnom velik radi nižeg temperaturnog gradijenta ispred granice i vrlo male brzine skrućivanja. No, ako je taj isti pothlađeni sloj tanji, rast u cijelosti razvijenih dendrita je nemoguć radi ograničene dubine pothlađenog sloja gdje rastu. Tada nestabilna granica može dobiti manje ili više naboranu površinu kao što se vidi na slici 25.



Slika 25. Čelijasta struktura (dendritni rast) [15]

Pomicanjem granice ovog tipa povezano je s kretanjem usko pothlađenog područja, pa je zato njezin oblik stabilan. Kako bi površina zadržala postojeći oblik, potrebno je da se skrućivanje odvija ravnomjerno po cijeloj površini [15]. Krutina koja se nalazi u najispupčenijem položaju, nalazi se na T_1 koja je viša od T_2 . Povezana s ovom temperaturnom razlikom, je i razlika u sastavu taline koja skrućuje na ta dva mjesta. Stoga krutina pri dnu ima višu koncentraciju otopljenjog elementa nego talina pri vrhu. Rezultat ovakvog skrućivanja je ćelijasta struktura u kojoj su granice ćelije definirane kao područja visoke koncentracije otopljenih tvari [4]. Na slici 26 prikazana je fotografija koja je slikana okomito na jednu od granica ćelijaste strukture. Na slici se vidi da

struktura kristala nije ujednačena u sastavu, gdje tamnije linije predstavljaju područja s visoko koncentriranim otopljenim tvarima. Takva pojava se naziva mikrosegregacija, a to je samo jedan aspekt problema segregacije koji se mogu javiti tijekom skrućivanja [15].



Slika 26. Fotografija ćelijaste strukture [15]

Na slici 24 krivulje ukazuju na konstitucijsko pothlađenje ispred fronte skrućivanja kao pokretačku silu nukleacije. Pod takvim uvjetima granica je nestabilna i kao posljedicu ima nastanak ćelija ili dendrita. No, ako temperatura u talini raste brže nego pri likvidus temperaturi, granica će postati stabilna i neće dolaziti do rasta dendrita. Uvjet konstitucijskog pothlađenja za stabilnost granice tijekom stacionarnog skrućivanja dan je izrazom:

$$\frac{G_L}{R} = m_l C_\theta (1 - k) k D_l \quad (17)$$

gdje su: G_L – temperaturni gradijent taline, R – brzina skrućivanja, m_l – nagib solidus krivulje, C_θ – sastav legure, k – distribucijska konstanta i D_l – difuznost taline. Kod velike većine procesa skrućivanja, izraz (17) se upotrebljava za procjenu stabilnosti faznih granica [4, 15].

2.3.5.3. Eutektičko skrućivanje

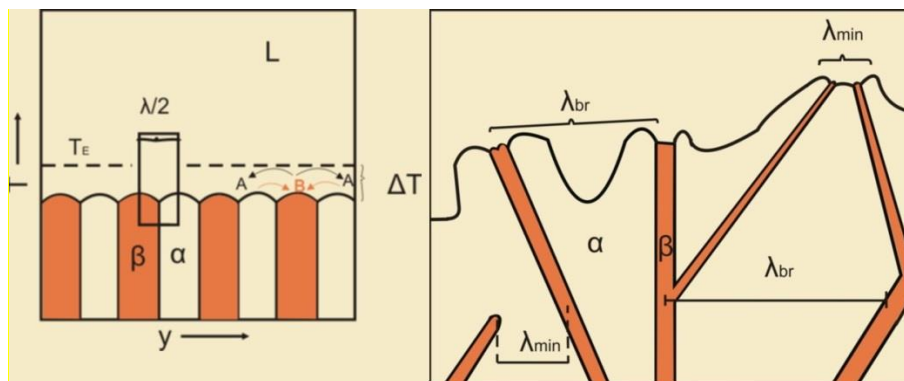
Legure eutektičkog sastava čine veliki udio lijevanih metala. Karakterizirane su usporednim rastom dviju ili više krutih faza iz taline eutektičkog sastava ($L \rightarrow \alpha + \beta$).

Razlog njihove široke primjene leži u jedinstvenoj kombinaciji izvanrednih ljevačkih osobina (usporedivo s onom čistih metala), relativno niskoj temperaturi taljenja (minimalna energija potrebna za proizvodnju) i povoljnih svojstava.

Proces eutektičke kristalizacije sastoji se iz tri koraka:

1. u tekućoj fazi eutektičkog sastava stvaraju se klice, iz kojih se razvijaju kristali dvije krute faze koji su sposobni rasti,
2. u trenutku dodira dva rastuća kristala obje faze započinje eutektička kristalizacija na tom mjestu,
3. na granici talina/kristal nastaje u početku izlučivanje jedne od krutih faza, a potom druge krute faze.

Vrste eutektika se mogu podjeliti na pravilne i nepravilne (slika 27). Pravilni eutektici (nefasetirani eutektici) imaju obje faze nefasetirane što znači da posjeduju pravilnu morfologiju. Kod obje faze lamele tijekom skrućivanja rastu u smjeru gdje se odvodi toplina te su okomite na graničnu površinu krutina/talina. Veliki utjecaj na pravilnu strukturu ima difuzija otopljenih elemenata i kapilarnost. Kod nepravilnih i kompleksnih pravilnih eutektika (nefasetirani eutektici) faze koje nastaju (fasetirana) ima glatku graničnu površinu krutina/talina, a smjer joj je određen atomskim slaganjem, što za posljedicu ima različite lamelarne razmake i nepravilnu morfologiju ovih eutektika [16].

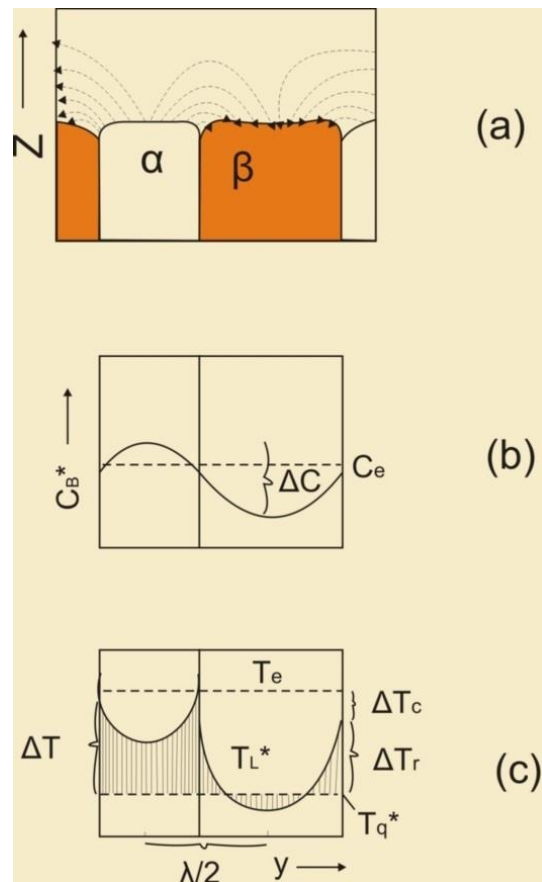


Slika 27. Shematski prikaz vrste eutektika [16]
 a) rast pravilnog lamelnog dvofaznog eutektika
 b) rast nepravilnog eutektika

Kod pravilnih eutektika α – faza odbacuje B atome, a β – faza odbacuje A atome. Ukoliko faze rastu odvojeno, a da jedna od faza difundira u smjeru rasta, to znači da se odvija difuzija dalekog doseg. Kod povezanog rasta faza odvija se difuzija kratkog doseg radi odbačenih atoma koji su bliži lamelama te dolazi i do povećanja kapilarnosti uslijed zakrivljenosti granice [4].

Difuzija ima tendenciju smanjivanja razmaka između lameli, sama kapilarnost ga povećava, kao što je i prikazano na slici 28. Difuzijski putovi komponente A su analogni, ali suprotnog smjera difuzijskim putovima komponente B (slika 28 a). Sinusoidna promjena koncentracije na granici talina/krutina rezultira promjenom likvidus temperature u kontaktu s α i β fazama (slika 28 b i c). Kod eutektičke temperature sastav taline C_B^* jednak je sastavu C_E . Te iste točke za α – faze su

blizu granice α / β na višoj temperaturi likvidusa. Razlog tome je što talina u ovom području ima niži sadržaj B komponente, dok talina ispred β – faze je uvijek bogatija A atomima s obzirom na ravnotežni eutektički sastav [16].



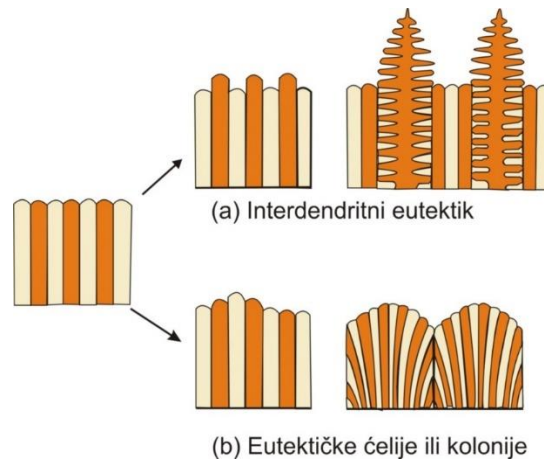
Slika 28. Shematski prikaz temperature i koncentracije u blizini eutektika [16]
 a) prikaz difuzijskih puteva
 b) krivulja promjene koncentracije pri granici α/β
 c) ovisnost temperature o koncentraciji

Eutektički razmak je određen ravnotežom između privlačnih sila i odbojnih sila odnosno difuzijskim poljem i efektom kapilarnosti.

Granična površina održava se pri T_q^* izotermnom prilagodbom radijusa zakrivljenosti lamela. Ukoliko ΔT_r postane negativan, zakrivljenost i radijus zakrivljenosti postaju negativni. To znači da bi β lamela imala tri zakrivljenosti umjesto jednu kao što je prikazano na slici 28 a.

Rast kod fasetirane faze je određen smjerom orijentacije atomskih ravnina i automatski je uzrok morfologije nepravilnih eutektika. Smjer rasta nefasetirane faze nije ovisan od smjera odvođenja topline. Na slici 29 b su prikazane lamele s nekim interlamelarnim razmacima. Te lamele imaju mogućnost konvergiranja i divergiranja. Ako lamela konvergira, onda jedna lamela prestaje rasti kada razmak postane manji od kritičnog, a za divergiranje vrijedi obrnuto. To je uzrok nastanka

dendrita i eutektika, a naziva se konkurentskim rastom. Uzrok takvog mehanizma rasta može biti prisutnost trećeg legirajućeg elementa [4, 16].



Slika 29. Shematski prikaz vrsta nestabilnosti eutektičke granice [16]
 a) nestabilnost unutar jedne faze
 b) nestabilnost unutar obje faze

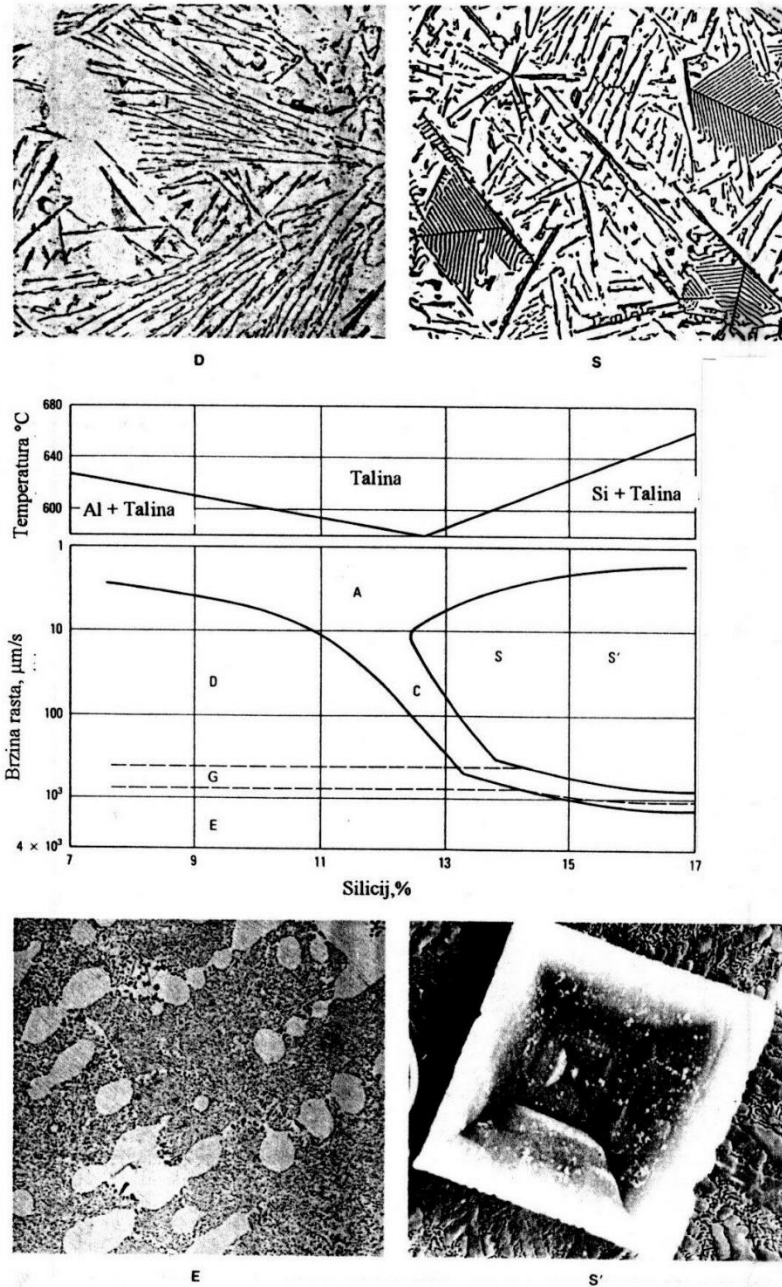
2.3.6. Modifikacija podeutektičkih aluminij – silicij legura

Prilikom modificiranja veličine zrna, eutektičke strukture te raspodjele intermetalnih faza lijevane strukture, mogu se postići optimalna svojstva obzirom na to za što se odljevak primjenjuje. Upravo zato se trebaju poznavati mehanizmi modifikacije i kontrolirati moguće štetne utjecaje na istu.

Podeutektičke aluminij – silicij legure su sastavljene od α – aluminija i β – silicija. Silicijska faza prilikom podeutektičkog skrućivanja ima oblik iglica ili pločica, što nepovoljno utječe na mehanička svojstva, a modifikacijom se mijenja morfoologija silicija u vlaknastu [4].

2.3.6.1. Nukleacija i rast aluminij – silicij eutektika

Na slici 30 je prikazan dijagram povezanih zona aluminij – silicij legure. Mikrostrukture prikazane slikama D i E imaju finiju raspodjelu silicijske faze u odnosu na mikrostrukturu prikazanu slikom S. Da bi se dobila potpuno eutektička struktura skrućivanje se mora odvijati u zoni C, pri definiranim koncentracijama i temperaturama rasta. Uslijed nukleacije kod povećanog pothlađenja, silicijska faza kontinuirano raste. Modificiranjem se dobiva nefasetirani rast silicijske faze (izotropna morfoologija) i brzina rasta raste ako se odvija preko grešaka kristalne rešetke. Rezultat morfoologije silicija je u obliku zvijezde ili heksagonalnih pločica.



Slika 30. Dijagram povezanih zona Al-Si legura [16]

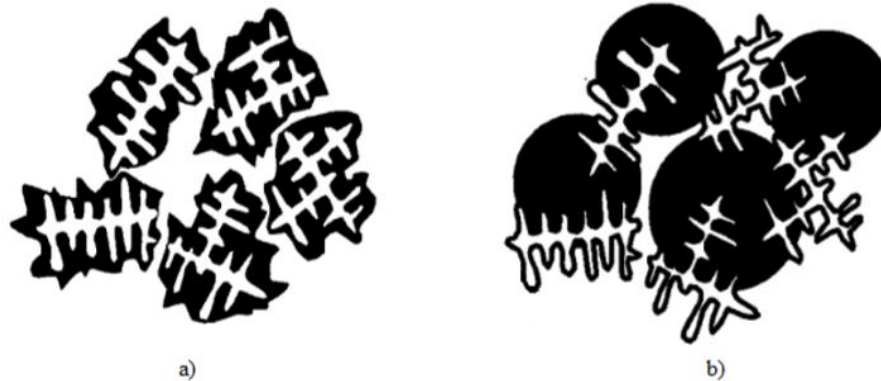
Zone u dijagramu:

1. zona A: kompleksni masivni i igličasti eutektički silicij i kompleksni pravilni silicij,
2. zona C: zona povezanog rasta,
3. zona D: igličasti i lamelaran eutektički silicij i dendritni aluminij,
4. zona E: vlaknasti eutektički silicij i dendriti aluminija,
5. zona S: eutektički silicij i pravilni, poliedarski ili zvjezdasti silicij,
6. zona S': eutektički silicij i kompleksni, pravilni, zvjezdasti ili poliedarski silicij [16].

Kao i sastav taline, dendriti aluminijske faze određuju nastanak eutektičkih faza. Aluminijski – silicij eutektik nastaje nukleacijom i rastom na dendritima i do skrućivanja dolazi u interdendritnom prostoru primarne aluminijske faze iz preostale taline, a skrućivanje se odvija na 3 načina:

1. eutektik nukleira direktno s površine primarnih aluminijskih dendrita,
2. eutektik nukleira na postojećim supstratima čestica u talini,
3. kombinacija 1. i 2. mehanizma.

Ako do nukleacije eutektika dolazi na način 1.), onda aluminijski unutar eutektika ima jednaku orijentaciju kao i primarni dendrit na kojem je nastao, a u slučaju 2.), aluminijski ima različitu orijentaciju od orijentacije primarnog dendrita. Takve situacije su prikazane slikom 31.



Slika 31. Shematski prikaz nastajanja eutektika prema postojećim mehanizmima [17]

a) eutektik nastao prema mehanizmu 1.)

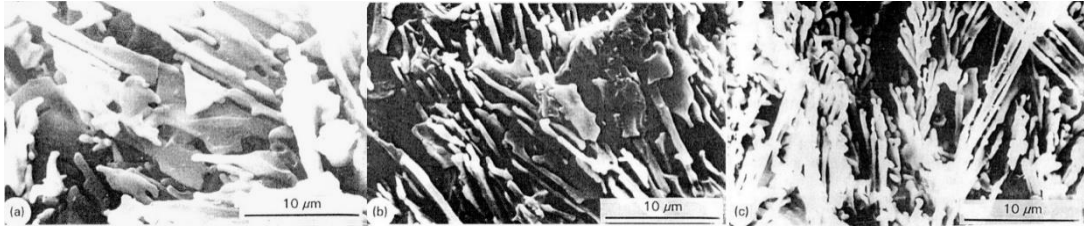
b) eutektik nastao prema mehanizmu 2.)

2.3.6.2. Utjecaj brzine hlađenja na modifikaciju eutektika

S povećanom brzinom hlađenja, mikrostruktura eutektika postaje finija. Idealna brzina skrućivanja iznosi od 505 – 807 $\mu\text{m/s}$, a utjecaj brzine rasta prikazan je slikom 32. Proporcionalno s povećanjem brzine hlađenja povećava se i kinetičko pothlađenje. S prevelikim porastom pothlađenja dolazi do povezanog rasta i morfologija eutektika neće biti kontrolirana fasetiranim rastom [18]. Kinetičko pothlađenje se izračunava prema sljedećoj jednadžbi:

$$\Delta T_k = 0,67V^{0,5}G^{-0,2} \quad (18)$$

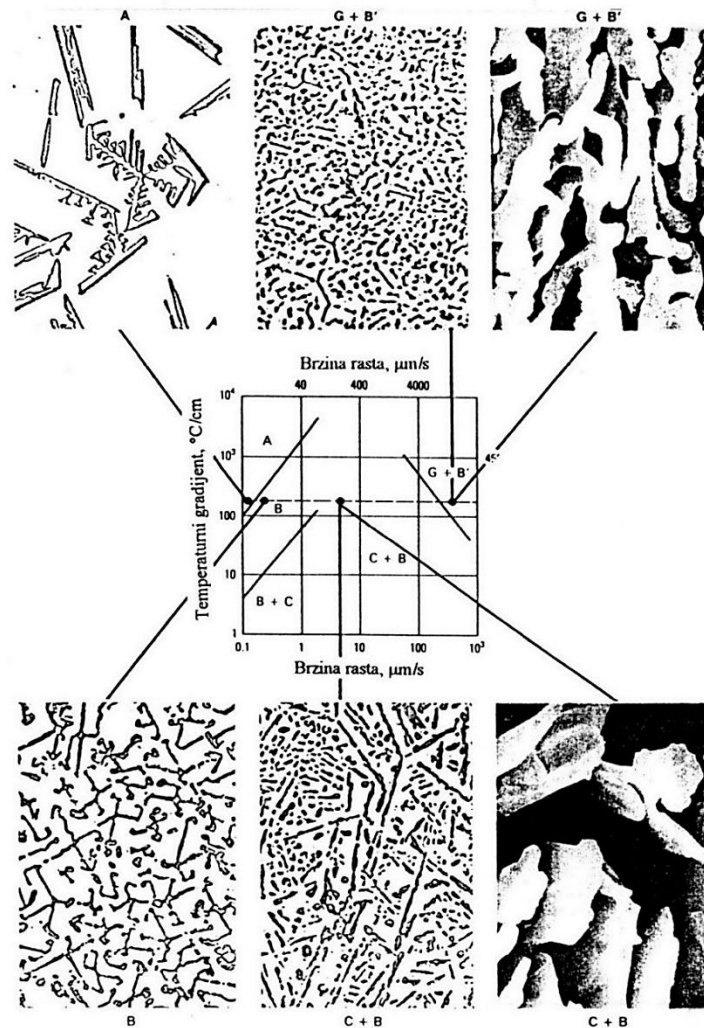
gdje su G – temperaturni gradijent u talini [$^{\circ}\text{C/cm}$] i V – brzina rasta [$\mu\text{m/s}$] [4].



Slika 32. Utjecaj brzine rasta na morfologiju Si faze [18]

- a) potpuno listićava morfologija Si faze nastala brzinom rasta od 308 $\mu\text{m/s}$
- b) mješovita listićava i vlaknasta morfologija Si faze nastala brzinom rasta od 505 $\mu\text{m/s}$
- c) potpuno vlaknasta morfologija Si faze nastala brzinom rasta od 807 $\mu\text{m/s}$

Na slici 33 uočavaju se morfologije silicija koje su nastale kao funkcija brzine rasta i temperaturnog gradijenta u području:



Slika 33. Nastala morfologija Si kao funkcija temperaturnog gradijenta i brzine rasta u zoni povezanog rasta eutektika [18]

Zone prikazane na slici 33 predstavljaju:

1. A: masivni, fasetirani eutektički Si
2. B: Si u obliku šipke i šipke s fasetiranim, postraničnim pločama
3. B+C: Si većinski je prisutan uglasti silicij uz mali udio lamelarnog eutektičkog silicija
4. C+B: uglavnom lamelarni uz nešto uglastog Si
5. G+B: vlaknasti Si uz nešto modificiranog iglastog Si, postignuto gašenjem

Pomoću analize mikrostrukturnih konstituenata, slika 33 dokazuje navedene morfologije silicija koje su nastale odgovarajućom brzinom rasta i temperaturnim gradijentom [4, 18].

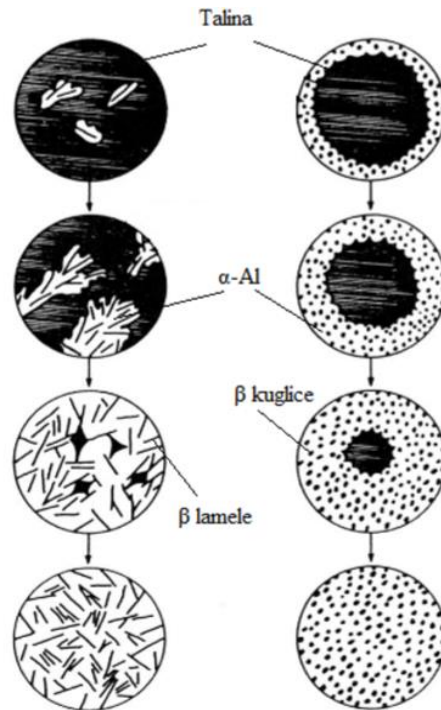
2.3.6.3. Kemijska modifikacija eutektika

Dodatak kemijskih modifikatora u talinu čini β – fazu silicija zaobljenijom i bolje povezanom s aluminijem i tako tvori kompaktniju strukturu. Jedan od mnogobrojnih modifikatora je natrij čiji je učinak povećavanje stupnja pothlađenja i tako stvara sitnozrnatu kristalizaciju eutektika, što na kraju rezultira boljim mehaničkim svojstvima. Uz natrij postoje još mnogi modifikatori poput kalcija, fosfora, stroncija, antimona itd. Te elemente treba dozirati u točno određenom udjelu jer u suprotnom mogu imati negativan učinak na svojstva legure. U tablici 3 su prikazani neki od elemenata koji se koriste za modifikaciju aluminij – silicij legura [4, 19].

Tablica 3. Svojstva elemenata koji se koriste za modifikaciju Al-Si legura [19]

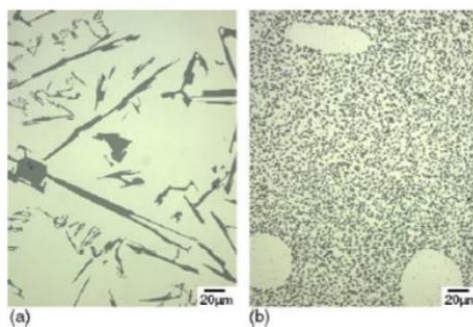
Element	Odnos atomskih radijusa	Temperatura taljenja [K]	Tlak para kod 1000 K [Pa]	Slobodna energija stvaranja oksida (ΔG_{oksida}) kod 1000 K [KJ/mol]	Komentari
Barij	1.85	998	5.07	-482	Srednja moć modifikacije
Kalcij	1.68	1112	26.3	-509	Slaba moć modifikacije
Stroncij	1.84	1042	101.3	-480	Srednja moć modifikacije
Natrij	1.58	371	2×10^4	-367	Veoma jak modifikator s dodatkom od 0.1 %
Cerij	1.56	1071	10^{-11}	-497	Učinkovitost raste do 2 % dodatka

Na slici 34 dan je shematski prikaz razvoja nemodificirane i modificirane strukture Al – Si eutektika. Nukleacija kod nemodificirane faze započinje u talini, a kod modificirane faze započinje na dendritima koji okružuju talinu. U konačnici nemodificirani silicij ima lamelarnu morfologiju, a modificirani silicij ima vlaknastu morfologiju.



Slika 34. Shematski prikaz razvoja nemodificirane (lijevo) i modificirane (desno) strukture Al-Si eutektika [20]

Na slici 35 prikazane su metalografske snimke nemodificirane i potpuno modificirane legure.



Slika 35. Usporedba morfologija eutektičke Si faze [21]
 a) nemodificirana struktura
 b) modificirana struktura

Prilikom modifikacije taline postoji mogućnost povećanja udjela vodika, ukoliko talina dođe u kontakt s vlagom iz atmosfere, što rezultira nastajanjem poroznosti. Kada se dodaje modifikator, postoji mogućnost probijanja zaštitnog sloja koji pokriva talinu te se pritom talina izravno izlaže vanjskoj atmosferi. Prilikom otplinjavanja dolazi do snižavanja udjela modifikatora u talini i smanjuje se njegov učinak. Stoga se dodavanje modifikatora mora izvesti uz minimalno miješanje taline [4, 20].

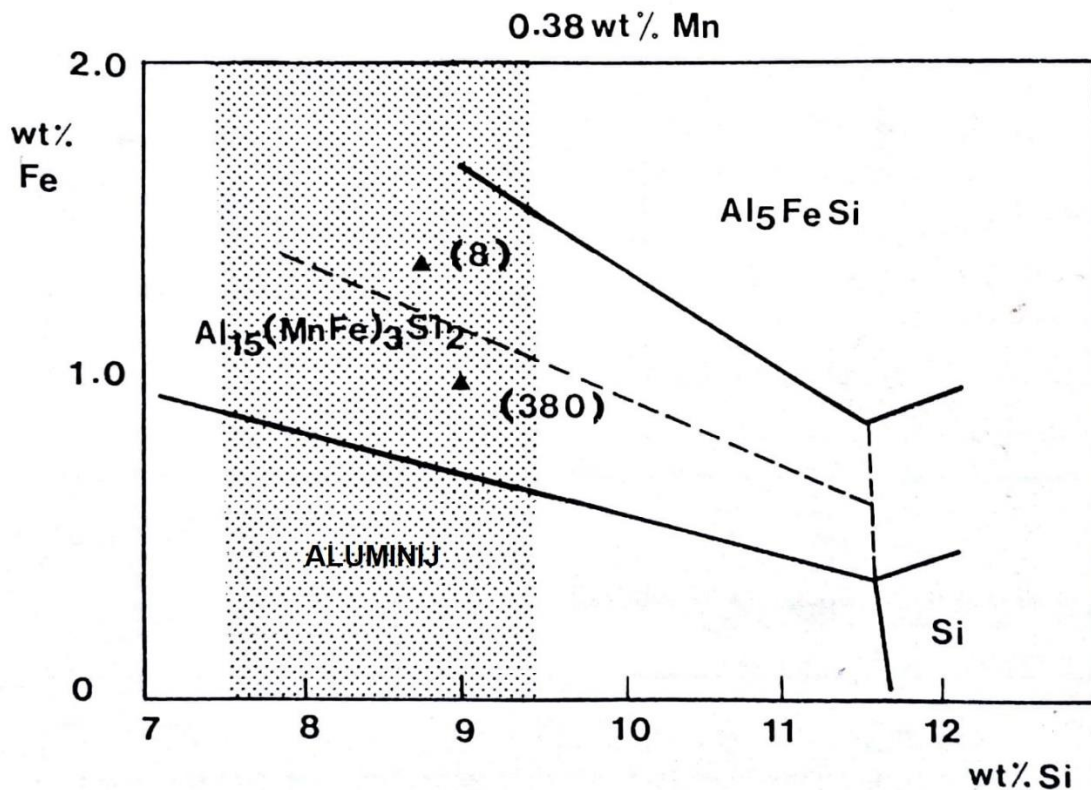
2.3.7. Slijed skrućivanja AlSi12 legure

Legura AlSi12 pripada skupini eutektičkih legura koja ima relativno nisku točku taljenja i uzak interval skrućivanja, a takva svojstva rezultiraju jednolikom raspodjelom eutektika koja rezultira vrhunskim mehaničkim svojstvima. Upravo su to razlozi zašto je AlSi12 legura prikladna za visokotlačno lijevanje. U kemijskom sastavu legure postoji širok spektar elemenata čija interakcija s drugim elementima može dovesti do nastajanja različitih kompleksnih intermetalnih faza. Proces skrućivanja AlSi12 legure započinje stvaranjem primarne dendritne mreže. U tablici 4 prikazan je slijed skrućivanja legure koji pokazuje razvoj potencijalnih mikrostrukturnih konstituenata [21].

Tablica 4. Reakcije koje se odvijaju tijekom skrućivanja AlSi12 legure [22]

Temperatura [°C]	Opis reakcije	Reakcija
571	Razvoj dendritne mreže	$L \rightarrow \alpha_{Al}$
571-568	Precipitacija visokotemperaturnih željeznih faza	$L \rightarrow \alpha_{Al} + Al_5FeSi + Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$
568-502	Osnovna eutektička reakcija	$L \rightarrow \alpha_{Al} + \beta_{Si}$
568-502	Precipitacija sekundarnih eutektičkih faza na osnovi Mg	$L \rightarrow \alpha_{Al} + Mg_2Si$
502-488	Precipitacija sekundarnih eutektičkih faza na osnovi Cu	$L \rightarrow \alpha_{Al} + Al_2Cu + Al_5Mg_8Si_2Cu_2$

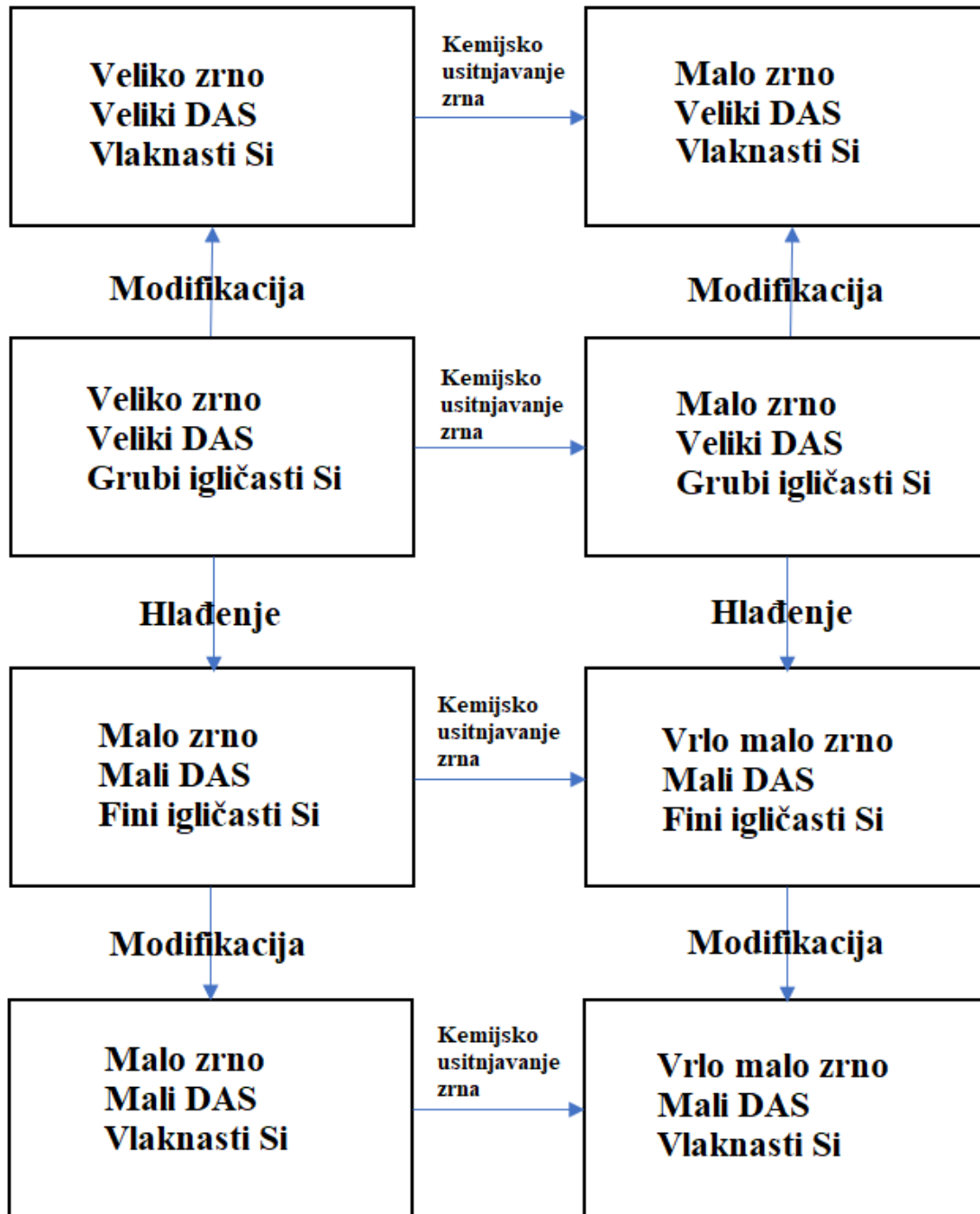
Dijagram prikazan na slici 36 prikazuje ovisnost sadržaja silicija i željeza uz točan sadržaj mangana čija interakcija i udio definiraju područja za razvoj igličaste Al_5FeSi faze i kompaktne $Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$ faze morfologije Kineskog pisma [23].



Slika 36. Raspodjela željeznih faza u AlSi12 leguri u ovisnosti od sadržaja Si i Fe te 0.38 % Mn [23]

2.3.8. Interakcija kemijskog usitnjavanja, hlađenja i modifikacije

Na slici 37 prikazani su različiti učinci interakcije obrade taline usitnjavanjem i modifikacijom te brzine hlađenja, odnosno skrućivanja koji rezultiraju različitim veličinama zrna, razmakom primarnih dendritnih grana DAS (*eng. Dendrite Arm Spacing*) i morfologijom eutektičkog silicija [24].



Slika 37. Interakcija kemijskog usitnjavanja, hlađenja i modifikacije [24]

2.4. Primjena AlSi12 legure

Legure aluminija s dodatkom silicija kao glavnog legirajućeg elementa najvažnije su komercijalne legure za lijevanje, primarno radi dobre livljivosti i uskog intervala skrućivanja. Upotreba AlSi12 legure je vrlo česta zbog niske točke taljenja, relativno niske kontrakcije, niske cijene te vrlo dobre otpornosti na koroziju.

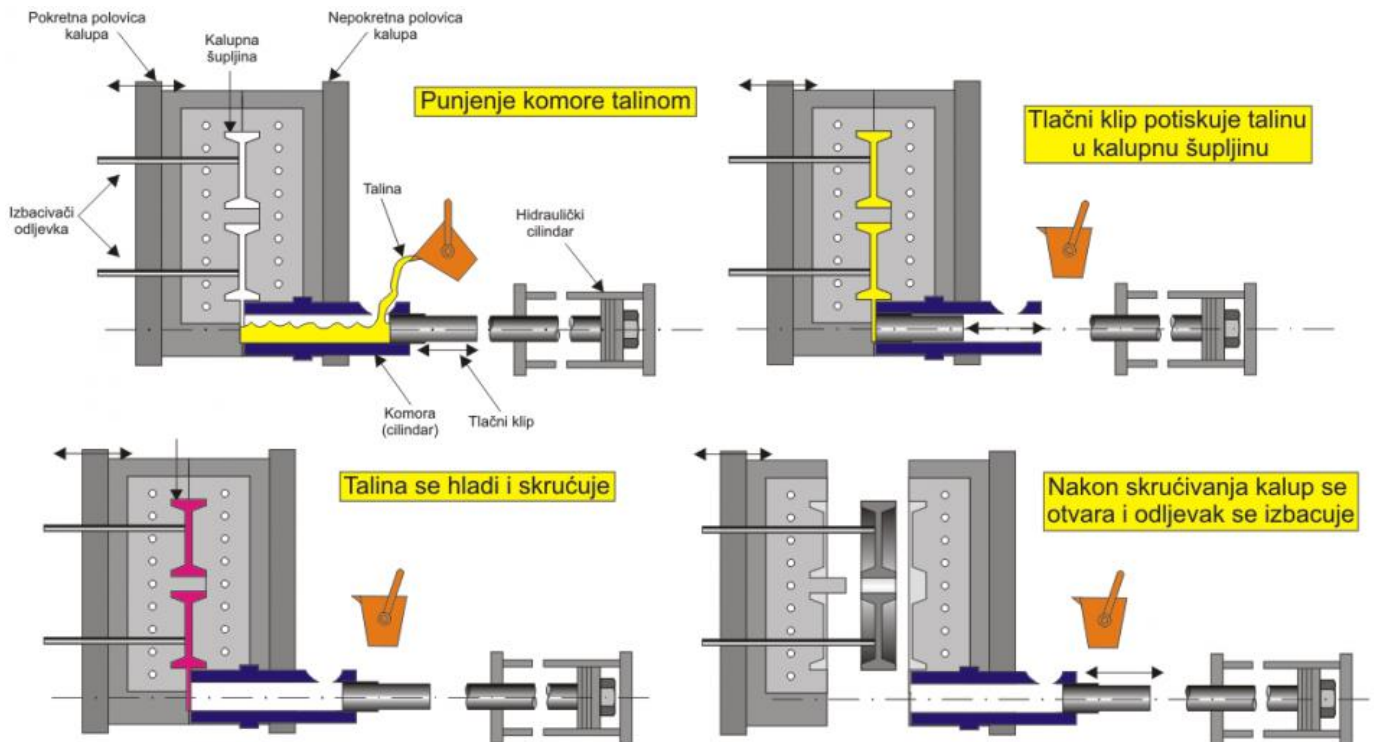
Navedene značajke AlSi12 legure omogućuju proizvodnju tankostijenih odljevaka postupkom visokotlačnog lijevanja te odljevaka otpornih na vibracije. Najčešći odljevci od AlSi12 legure pronalaze se u sljedećim primjerima [25]:

- kućišta za vanjske lampe,
- nautičke komponente,
- dijelovi u automobilskoj industriji,
- prehrambena industrija,
- električna kućišta i komponente,
- medicinske i dentalne komponente.

3. EKSPERIMENTALNI DIO

Eksperimentalni dio ovog rada proveden je u firmi Almos d.o.o., Ljevaonica u Kutini, u kojoj se se lijevaju sljedeće legure: AlSi9Cu3 (DIN 226), AlSi12 (DIN 230), AlSi12 (Cu) (DIN 231) i AlSi10Mg (DIN 239).

Lijevanje se provodi visokotlačnim postupkom, prikazanim na slici 38. Pri visoko tlačnom lijevanju talina se pod visokim tlakom i velikom brzinom ubrizgava u dvodijelni ili višedijelni trajni kalup. Ovim postupkom se mogu proizvesti tankostijeni odljevci, kao i odljevci kompliciranog oblika u velikim količinama. Odljevke karakterizira vrlo glatka i čista površina, tako da je samo u iznimnim slučajevima potrebna dorada. Pri visokotlačnom lijevanju razlikuje se postupak s toplom komorom i postupak s hladnom komorom. Kod postupka s toplom komorom tlačna komora nalazi se u talini. Taj postupak prikladan je za metale koji ne djeluju agresivno na materijal tlačnog stapa i na materijal komore. Za materijale kao što su aluminij ili bakar, koji korozivno djeluju na tlačni stap i na tlačnu komoru, češće se primjenjuje postupak s hladnom komorom, kod kojeg se tlačna komora nalazi izvan taline [26].



Slika 38. Shematski prikaz visokotlačnog lijeva [26]

U okviru eksperimentalnog rada lijevana je legura EN AC AlSi12 (DIN 230) prema normi HRN EN 1706 [27]. Proizvedena je i praćena kvaliteta AlSi12 s razlićitom obradom taline: AlSi12 s dodatkom modifikatora AlSr10 te AlSi12 s dodatkom modifikatora AlSr10 i cjepiva AlTi5B1. Cilj rada je bio pratiti utjecaj obrade taline, odnosno utjecaj cijepjenja na razvoj mikrostrukture i mehanićka svojstva legure.

Ispitivanja i obrada rezultata provedeni su na Metalurškom fakultetu Sveučilišta u Zagrebu. Metalografska ispitivanja provedena su u Laboratoriju za željezo, ćelik i ljevarstvo, Zavoda za procesnu metalurgiju na svjetlosnom mikroskopu, mikrostrukturna ispitivanja provedena su u laboratoriju za fiziku i strukturna ispitivanja, Zavoda za fizićku metalirgiju dok su mehanićka ispitivanja provedena u Laboratoriju za obradu kovina deformiranjem, Zavoda za mehanićku metalurgiju.

3.1. Metodologija rada

U ljevaonici Almos d.o.o. pripravljena je EN AlSi12 (DIN 230) legura uz dodatak sredstva za modifikaciju AlSr10, koja je odgovarala zahtjevima kupca.

Na slici 39 prikazana je peć za taljenje aluminija, u koju se kao uložak stavljaju poluge aluminija i povratni materijal iz pogona, a legiranje taline se provodi u loncu prikazanom na slici 40.



Slika 39. Peć za taljenje legura aluminija u ljevaonici Almos d.o.o.



Slika 40. Lonac za talinu spojen s peći

Obzirom da je cilj rada bio ispitati utjecaj kemijskog sastava na mikrostrukturu i mehanička svojstva, talina se uz redoviti proizvodni ciklus lijevala u ispitne kalupe: ASTM kokilu prema B108 standardu [28] i Croning lončiče.

Lijevanjem u ASTM kokilu proizvodi se odljevak iz kojeg se naknadno obrađuju epruvete za ispitivanje mehaničkih svojstava. Na slici 41 prikazan je 3D model tehnološki razrađenog ASTM odljevka projektiranog u SolidWorksu.



Slika 41. 3D model odljevka lijevanog u ASTM kokilu

Prije lijevanja u ASTM kokilu provedeno je predgrijavanje iste kako bi se smanjio temperaturni gradijent i izbjeglo toplinsko naprezanje u materijalu odljevka i kokile. Kokila se predgrijava do 150 °C polaganjem iznad vrata peći, kao što je prikazano na slici 42.



Slika 42. Predgrijavanje ASTM kokile na vratima peći

Temperatura površine kokile određena je s infracrvenim termometrom „Proscan 530 Dual Focus Infrared“ koji je prikazan na slici 43.



Slika 43. Infracrveni termometar Proscan 530 Dual Focus Infrared

Nakon predgrijavanja kalupa (132 °C) kontroliran je kemijski sastav taline na posebno lijevanom uzorku, a zatim se pristupilo prvom lijevanju s osnovnom talinom AlSi12 + AlSr10 u ASTM kokilu kako je prikazano na slici 44 te Cronig lončić.



Slika 44. Lijevanje taline u ASTM kokilu

Nakon lijevanja osnovne taline, postupak predgrijavanja kokile se ponovio (136 °C), a u postojeću leguru AlSi12 + AlSr10 koja se nalazila u lončiću za lijevanje mase 1,2 kg, dodano je AlTi5B1 cjepivo u količini od 1 %/kg taline. Provedeno je miješanje taline radi potpunog otapanja dodanog cjepiva, temperaturne i kemijske homogenizacije taline, kako je prikazano na slici 45.



Slika 45. Miješanje taline u lončiću za lijevanje nakon dodatka cjepiva

Kontrola kemijskog sastava provedena je neposredno prije lijevanja osnovne taline, ali i na uzorku odljevka prikazanog slikom 46.



Slika 46. Odljevak iz ASTM kalupa

Kemijski sastav je ispitan na spektrometru „SPECTROMAXx“ prikazanog na slici 47, a uz pomoć programskog paketa Spark Analyzer MX.

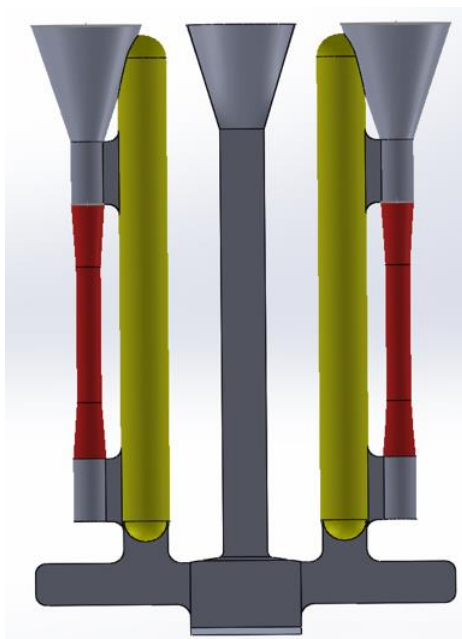


Slika 47. Spektrometar SPECTROMAXx

3.2. Ispitivanje uzoraka osnovne AlSi12 + AlSr10 legure i obrađene AlSi12 + AlSr10 + AlTi5B1 legure

3.2.1. Ispitivanje mehaničkih svojstava

Ispitivanje mehaničkih svojstava osnovne i cijepljene legure provedeno je na epruветama, strojno obrađenim iz odljevka prema normi EN 10002-1 [29]. Na slici 48 crvenom bojom prikazan je ispitni dio, dok je žutom bojom prikazan priljevni dio epruветe. Iz oba dijela strojno su obrađene epruветe za ispitivanje mehaničkih svojstava.



Slika 48. Digitalni prikaz ASTM odljevka

Ispitivanje je provedeno na kidalici, na kojoj se uzorak kontinuirano statički vlačno opterećivao do loma. Tokom samog ispitivanja kontinuirano se prate sila i produljenje ispitnog uzorka. Pisačem se grafički registrira dijagram sila – produljenje. Tijekom pokusa na kidalici očitavaju se vrijednosti karakterističnih sila:

1. F_p – sila na početku plastičnog tečenja [N]
2. F_m – maksimalna sila [N]
3. F_k – konačna sila [N]

Ispitivanje se provodilo na epruvetama za mehaničko ispitivanje lijevane u ASTM kokilu. Epruvete su izrađene iz ispitnog i priljevnog dijela odljevka. Budući da su se u kokilu ljevale različito obrađene taline:

1. AlSi12 + AlSr10 legura
2. AlSi12 + AlSr10 + AlTi5B1 legura

u konačnici su pripremljene i ispitane 4 grupe epruveta:

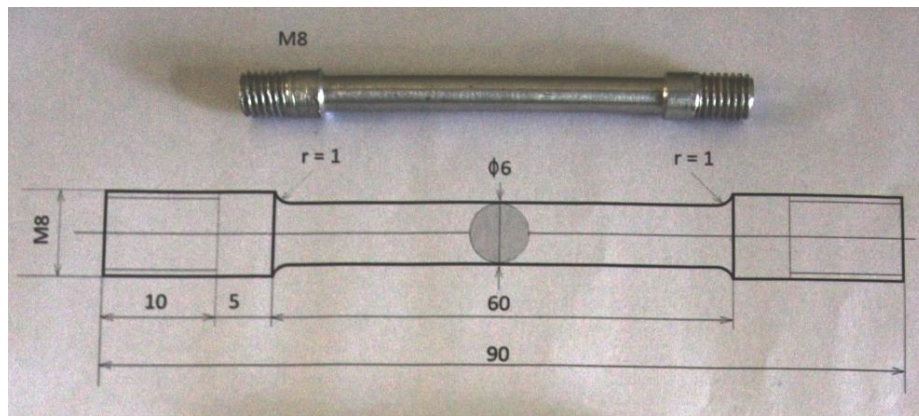
- A. Epruveta iz ispitnog dijela (AlSi12 + AlSr10)
- B. Epruveta iz ispitnog dijela (AlSi12 + AlSr10 + AlTi5B1)
- C. Epruveta iz priljevne probe (AlSi12 + AlSr10)
- D. Epruveta iz priljevne probe (AlSi12 + AlSr10 + AlTi5B1)

Na uzorcima su ispitani vlačna čvrstoća R_m i istežanje A . Epruvete su ispitivane statičkim vlačnim pokusom na univerzalnoj kidalici Zwick 50 kN prikazanoj na slici 49, a brzina ispitivanja uzoraka je bila 5 mm/min.



Slika 49. Kidalica Zwick 50 kN

Slika 50 prikazuje epruvetu za statički vlačni pokus obrađenu sukladno normi EN 10002-1 [28].



Slika 50. Epruveta za ispitivanje

3.2.2. Ispitivanje mikrostrukturnih značajki osnovne AlSi12 + AlSr10 legure i obrađene AlSi12 + AlSr10 + AlTi5B1 legure

Ispitivanje mikrostrukturnih značajki provedeno je na uzorcima koji su lijevani u Croning lončice. Ispitivanja su se sastojala iz metalografskih ispitivanja na optičkom mikroskopu i pretražnom elektronskom mikroskopu, a uzorci su pripremljeni standardnom metalografskom metodom pripreme uzoraka.

3.2.2.1. Priprema uzoraka za metalografska ispitivanja

Za potrebe pripreme uzoraka za metalografska ispitivanja, odljevak (slika 51) iz Croning lončica se reže (slika 52) na dimenziju potrebnu za ulaganje u vodljivu masu. Tokom rezanja na konačnu dimenziju nužno je obratiti pažnju na planarnost površine te sprječavanje pregrijavanja. Zato se odljevci tijekom rezanja hlade emulzijom.



Slika 51. Izrezani odljevak iz Croning lončića

Takve mjere opreza provode se stoga što ravan i nedeformiran uzorak uvelike olakšava kasniju obradu brušenjem i poliranjem te onemogućava predgrijavanje koje eliminira potencijalne strukturne promjene i nastanak zaostalih naprezanja.



Slika 52. Rezalica Buehler za izradu uzoraka

Poslije rezanja uzoraka, iste te uzorke se zalijeva u vodljivu masu uređajem proizvođača Buehler SimpliMet 1000 (slika 53). Zalijevanje uzoraka u toplom stanju je provedeno pri tlaku od 290 bara i temperaturi od 150 °C.

Postupak se sastoji od predgrijavanja mase, taljenja mase pri maksimalnoj temperaturi u trajanju od 2.5 minute, hlađenja i prevođenja u kruto stanje.

Po vađenju uzoraka iz komore za ulaganje u polimernu masu se ugravira oznaka uzoraka.



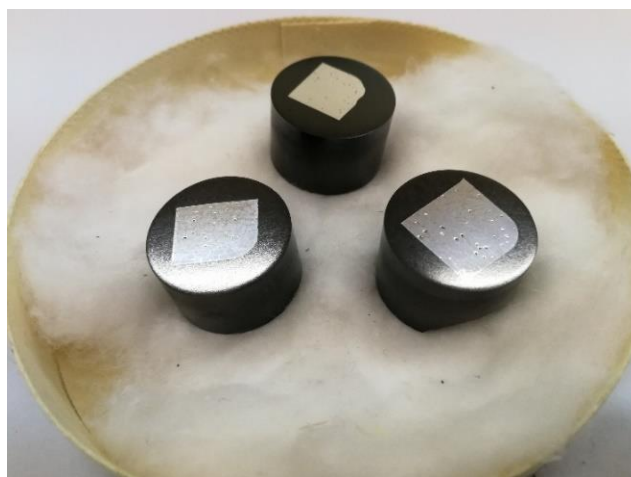
Slika 53. Uređaj tipa Buehler za zalijevanje uzoraka na toplo

Brušenjem se uklanjaju nečistoće, oksidi i deformacije, ali i osigurava planarna i visokopolirana površina pogodna za mikroskopsko proučavanje. Primjenjen je uređaj za brušenje i poliranje Vector LC proizvođača Buehler prikazan slikom 54.



Slika 54. Uređaj za brušenje i poliranje Vektor LC proizvođača Buehler

Brušenje je provedeno brusnim papirima gradacije 120, 240, 400, 600 i 1000. Brzina okretanja je bila 175 okretaja u minuti pri sili od 10 N, a brušenje je trajalo po 2 minute za svaku gradaciju brusnog papira. Brušenje je provedeno uz konstantno hlađenje mlazom vode. Brušenje uzoraka je provedeno uz hlađenje pod konstantnim mlazom vode. Za poliranje je korištena vodena otopina Al_2O_3 granulacije $0.3 \mu\text{m}$ na platnu za poliranje u trajanju od 2.5 min i pri sili od 10 N. Uzorci su poslije poliranja isprani vodom i nagrizani u razrijeđenoj otopini 0.5 % HF, a nakon toga osušeni. Pripremljeni uzorci prikazani su slikama 55 i 56.



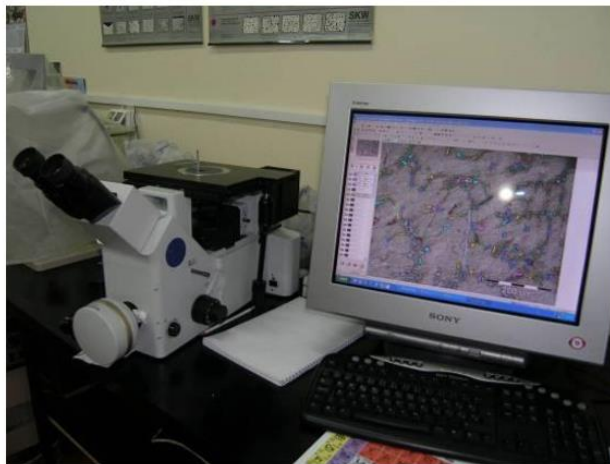
Slika 55. Pripremljeni uzorci iz Croning lončića za metalografska ispitivanja



Slika 56 Pripremljeni uzorci iz epruveta iz ASTM kokile za metalografska ispitivanja

3.2.2.2. Metalografska ispitivanja osnovne AlSi12 + AlSr10 legure i obrađene AlSi12 + AlSr10 + AlTi5B1 legure

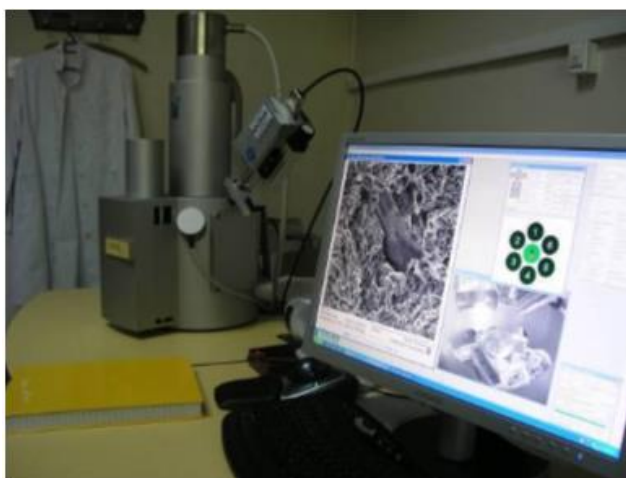
Metalografska ispitivanja su provedena pomoću svjetlosnog mikroskopa tipa Olympus GX51 (slika 57). Mikroskop je opremljen digitalnom kamerom Olympus DP70. Primijenjeni programski paket za obradu mikroskopskih slika je Analysis[®]Materials Research Lab Olympus. Uzorci su snimani pri povećanjima od 50X, 100X i 200X. Pomoću snimki, analizom se određuju osnovni mikrostrukturni konstituenti. Pomoću programskog paketa Analysis[®]Materials Research Lab određen je prosječan razmak sekundarnih dendritnih grana SDAS (eng. *Secondary Dendrite Arm Spacing*) [4].



Slika 57. Svjetlosni mikroskop tipa Olympus GX51 opremljen digitalnom kamerom Olympus DP70 [4]

3.2.2.3. Mikrostrukturna ispitivanja osnovne AlSi12 + AlSr10 legure i obrađene AlSi12 + AlSr10 + AlTi5B1 legure

Mikrostrukturna ispitivanja provedena su pomoću pretražnog elektronskog mikroskopa Tescan VEGA TS 5136 MM (slika 58) koji je opremljen energijskim disperzivnim spektrometrom (proizvođača „Bruker“), a obuhvatila su utvrđivanje kemijskog sastava pojedinih faza i fraktografsku analizu prijelomnih površina epruveta nakon ispitivanja mehaničkih svojstava.



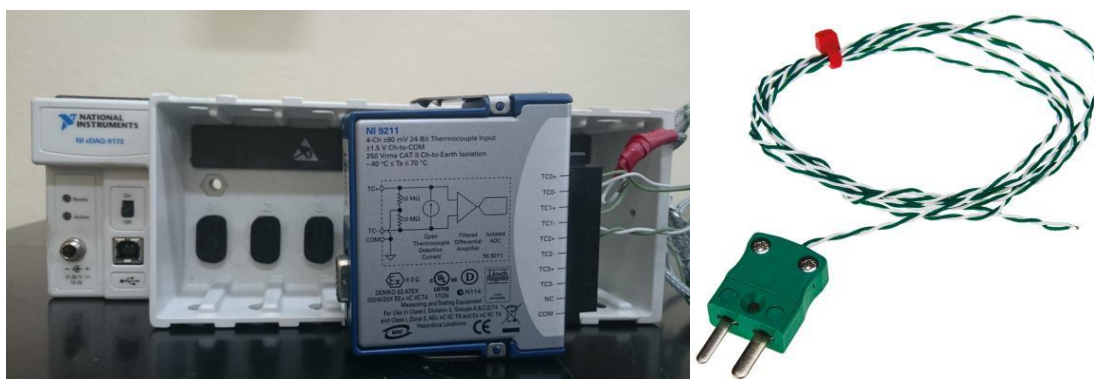
Slika 58. Pretražni elektronski mikroskop Tescan VEGA TS 5136 MM [4]

3.3. Numerička simulacija lijevanja u programskom paketu ProCAST

Programski paket ProCAST omogućava provedbu numeričkih simulacija raznih metalurških procesa, poput lijevanja, naprezanja materijala, dinamike fluida, elektromagnetizma i sl. Simulacija se odvija na pripremljenoj geometriji, odnosno trodimenzionalnom modelu uvezenom iz CAD programa (AutoCAD, SolidWorks, Catia i sl.). Za provođenje simulacije lijevanja koristi se potprogram Visual Cast programskog paketa ProCast.

3.4. Jednostavna toplinska analiza

Za jednostavnu toplinsku analizu korišten je uređaj za mjerenje temperature „National Instruments“ NI-9211 opremljen termo – modulom NI cDAQ-9172 prikazan slikom 59.



Slika 59. Uređaj za mjerenje temperature

Mjerena temperatura pretvara se u ekvivalent napona. Termoelement se spaja na višekanalni analogni – digitalni modul koji je povezan s računalom i programskim paketom (LabVIEW Full Development System) za prikupljanje i obradu izmjerenih podataka.

Jednostavna toplinska analiza služi za određivanje karakterističnih temperatura faznih transformacija i precipitacija intermetalnih faza.

4. REZULTATI I DISKUSIJA

4.1. Kemijski sastav

Ispitivanje kemijskog sastava provedeno je na uzorcima osnovne i obrađene taline. Talina osnovne legure AlSi12 + AlSr10 imala je početni kemijski sastav prikazan u tablici 5.

Tablica 5. Kemijski sastav preliminarne taline

Kemijski sastav												
[%]												
Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	B	Sr	V	Al
11.93	0.426	0.116	0.465	0.046	0.011	0.007	0.044	0.036	0.0034	0.012	0.012	rest

Dobiveni kemijski sastav odgovara sastavu propisanom za leguru EN AC – 44100 (EN AC – AlSi12(b)) prema normi DIN 230 D [27]. Specifičnost legure je visok omjer $Fe : Mn \approx 1 : 1$.

Ispitivanje kemijskog sastava AlSi12 + AlSr10 taline dodatno je provedeno neposredno prije cijepjenja s AlTi5B1, kako je prikazao je tablicom 6.

Tablica 6. Kontrolni kemijski sastav taline prije lijevanja probe

Kemijski sastav												
[%]												
Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	B	Sr	V	Al
12.49	0.468	0.114	0.455	0.047	0.010	0.006	0.043	0.038	0.0035	0.016	0.012	rest

Kontrolna provjera kemijskog sastava ukazuje da nema značajnih odstupanja u sadržaju kemijskih elemenata što ukazuje na dosljednost proizvodnog procesa. Kemijski sastav uzorka cijepljenog odljevka nakon lijevanja prikazan je tablicom 7.

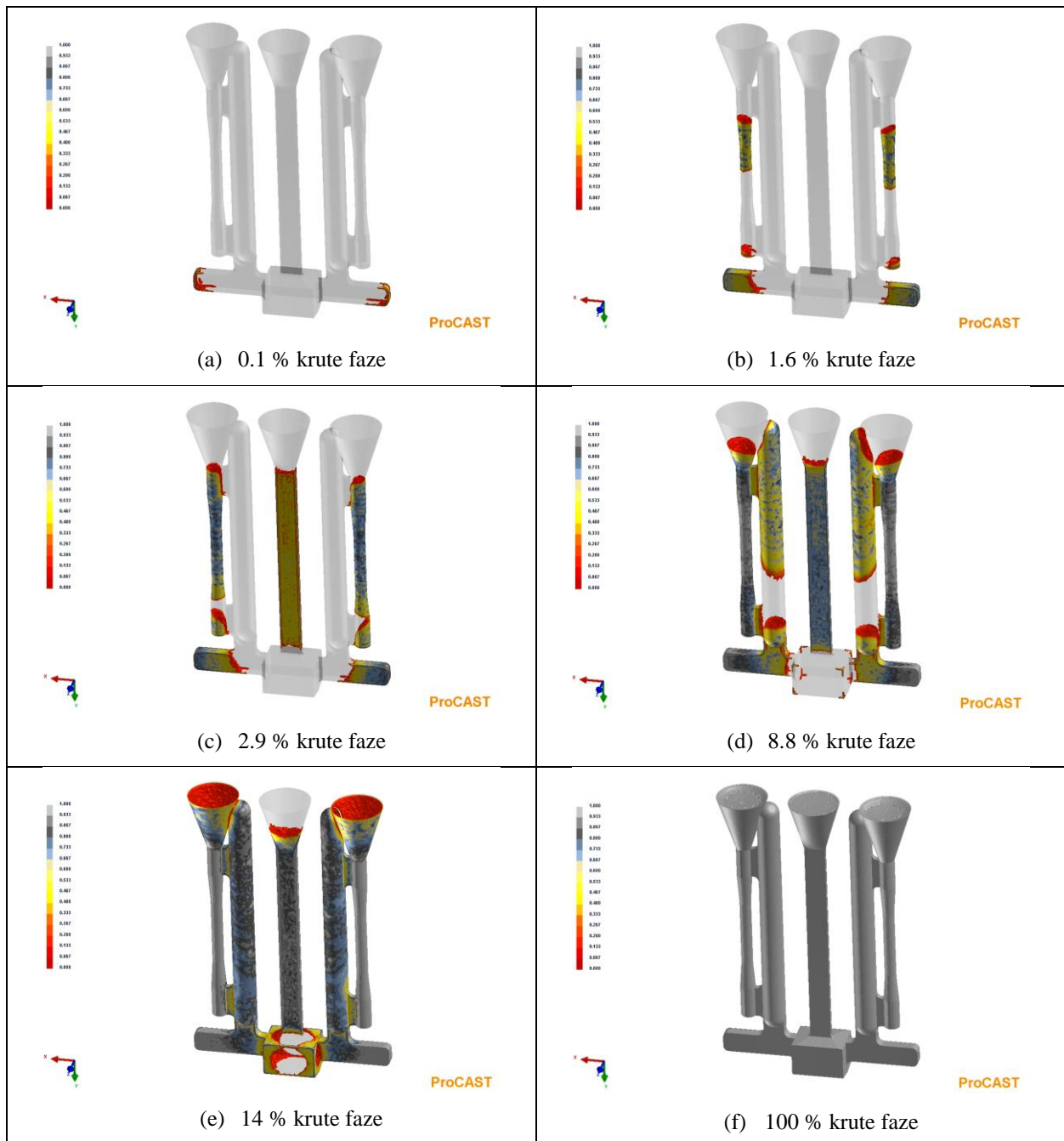
Tablica 7. Kemijski sastav cijepljenog odljevka

Kemijski sastav												
[%]												
Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	B	Sr	V	Al
12.51	0.474	0.114	0.449	0.045	0.010	0.007	0.043	0.064	0.0074	0.017	0.012	rest

Kontrola kemijskog sastava također potvrđuje dosljednost proizvodnog procesa. Uočavaju se odstupanja u sadržaju Ti i B radi dodatka cjepiva AlTi5B1.

4.2. Numerička simulacija lijevanja

Numerička simulacija lijevanja i skrućivanja AlSi12 legure u ASTM kokili rezultirala je proučavanjem tijeka skrućivanja i predviđanja pojave poroznosti. Slikom 60 prikazan je udio krute faze u karakterističnim fazama skrućivanja odljevka.



Slika 60. Prikaz udjela krute faze u intervalu skrućivanja odljevka

Analizom karakterističnih pojava pri skrućivanju uočava se sljedeće:

- (a) Uočava se početak skrućivanja na krajnjim rubovima razvodnog kanala odljevka.
- (b) Pri svega 1.6 % udjela krute faze uočava se nagli porast krute faze u ispitnom dijelu odljevka koji je uzrokovan njegovom geometrijom, odnosno malim presjekom. Talina je još uvijek prisutna u gornjoj polovici ispitnog dijela odljevka.
- (c) Ispitni uzorci sadrže > 66 % udjela krute faze. Uočavaju se topla mjesta na glavi ispitnog dijela epruvete s < 20 % udjela krute faze, koja ukazuju na postojanje kašaste zone (likvidus + solidus). Također je indikativan prekid na spoju glave i ispitnog dijela epruvete sa 100 % udjela krute faze. Prekid predstavlja potencijalno mjesto nastanka grešaka (poroznosti) zbog nedostatka taline za napajanje.
- (d) Prikazana je gotovo potpuno kruta ispitna epruveta te početak skrućivanja u priljevnoj probi. Toplo mjesto prisutno je u gornjem dijelu priljevne probe. Također je prisutan prekid u donjoj polovici priljevne probe s indiciranim posljedicama kao u prethodnom slučaju (c).
- (e) Ispitna i priljevna proba su u gotovo potpuno krutom stanju (> 80 % udjela krute faze). Najtoplije zone uočavaju se na spojevima ispitnog i priljevnog dijela odljevka (>66 % udjela krute faze).
- (f) Odljevak je u potpuno krutom stanju (100 % udjela krute faze).

Na slici 61 prikazana je pojava poroznosti unutar lijevanog odljevka. U ASTM odljevku očekuje se pojava poroznosti u priljevnom dijelu, ali ista bi se trebala uglavnom izbjeći u ispitnom dijelu kokile. U ovom slučaju primarni faktor za pojavu poroznosti u ispitnom dijelu je brzina hlađenja te slijedom navedenog brzina skrućivanja.



Slika 61. Prikaz poroznosti unutar ProCAST programa

Na slici se uočava značajan udio poroznosti smješten u dijelu gdje se nalazi glava epruvete, a kasnijim ispitivanjem je utvrđeno da su u tom dijelu neke epruvete i pucale, što ukazuje na pouzdanost simulacije.

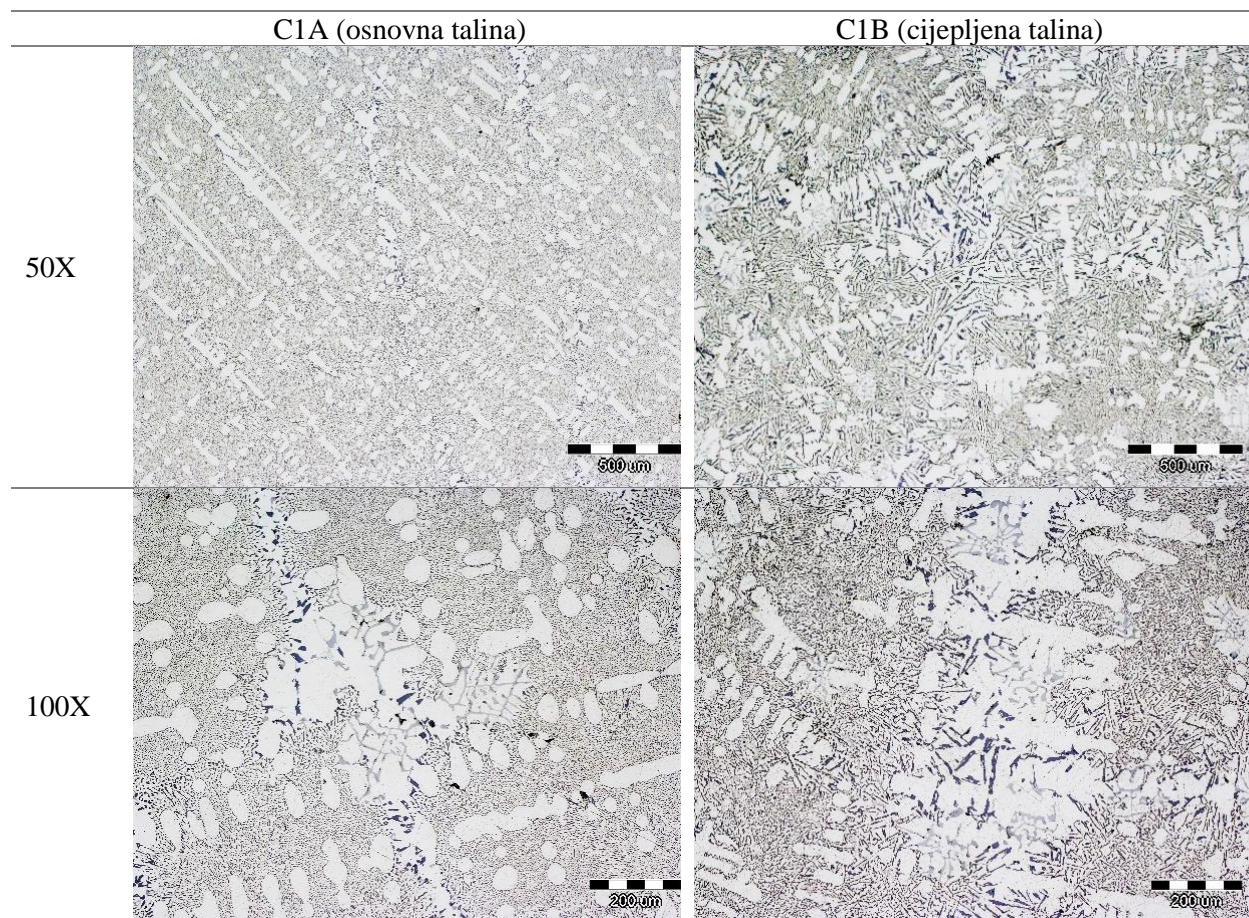
4.3. Metalografska i mikrostrukturna ispitivanja

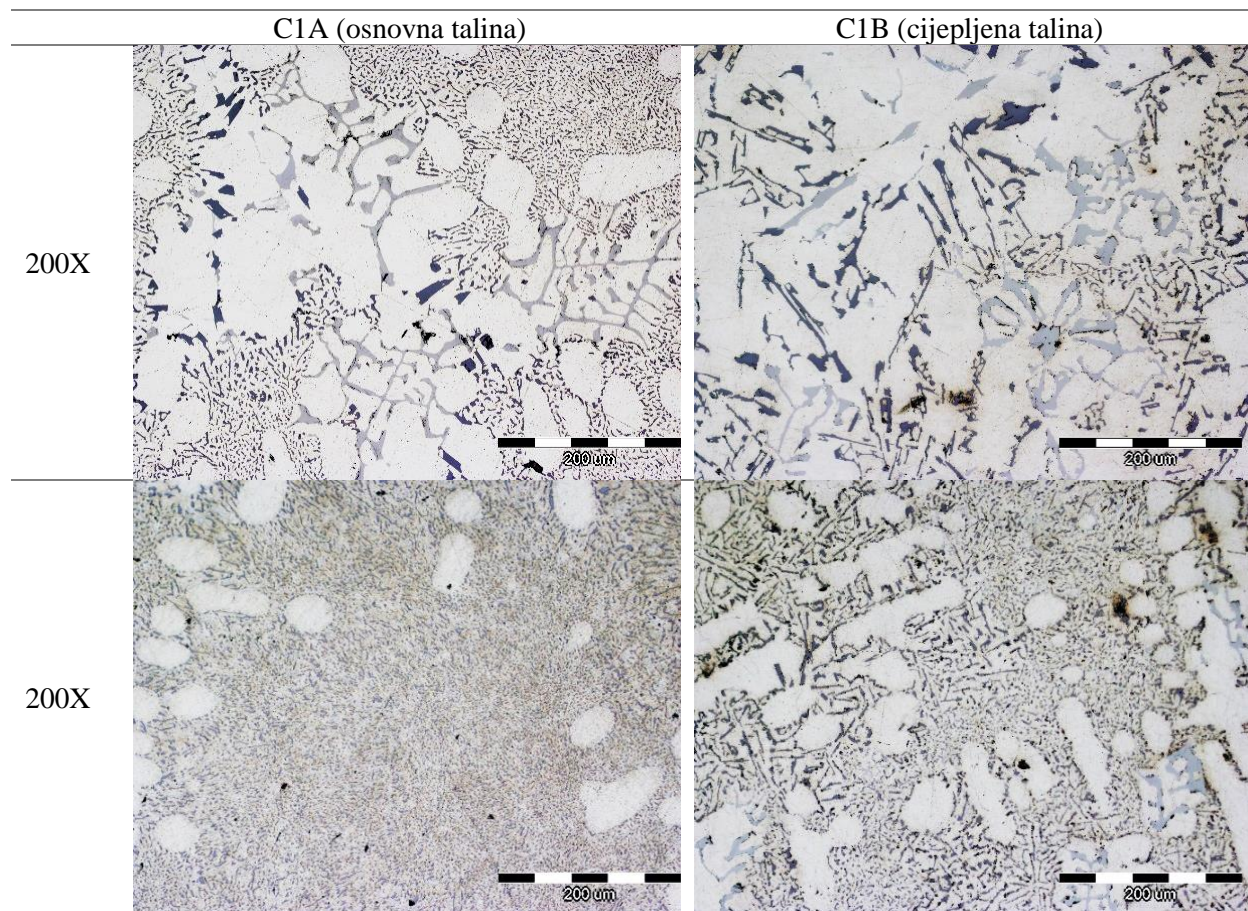
Metalografska i mikrostrukturna ispitivanja provedena su na uzorcima lijevanim u Croning lončice i ASTM kokilu. Slijedom kemijskog sastava ispitane legure, legura je eutektičkog sastava. Očekivani redosljed skrućivanja i razvoj dendritne mreže α_{Al} , razvoj intermetalnih faza na osnovi željeza (Al_5FeSi , $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$) i osnovni eutektik ($\alpha_{Al} + \beta_{Si}$). Obzirom na nizak sadržaj sekundarnih legirajućih elemenata Mg i Cu, ne očekuje se značajan udio sekundarnih eutektičkih faza koje se izdvajaju u kasnijim stadijima skrućivanja. Na razvoj mikrostrukture utječe i brzina hlađenja, a slijedom toga i tijek skrućivanja.

Metalografska analiza uzoraka lijevanih u Croning lončić prikazuje usporedbu mikrostrukture osnovne i cijepljenjem obrađene taline na slici 62.

Legenda uzoraka:

- C1A. Osnovna talina ($AlSi12 + AlSr10$)
- C1B. Cijepljena talina ($AlSi12 + AlSr10 + AlTi5B1$)





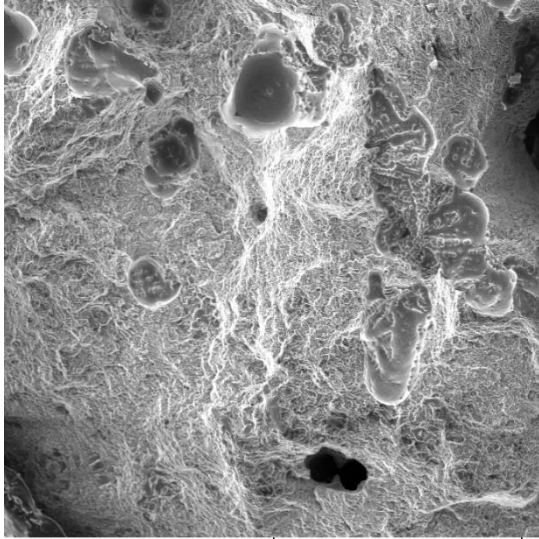
Slika 62. Metalografske snimke uzoraka dobivenih iz Cronig lončića

Na slici 62, u oba slučaja uočava se razvijanje dendritne mreže. Kod cijepljenog uzorka uočava se veći udio α_{Al} nego u osnovnoj talini. Pri većim povećanjima otkriva se miješana morfologija eutektika (igličasti i vlaknasti) što direktno upućuje na premodificiranje, s obzirom na pojavu većeg udjela igličastog eutektika oko primarnih dendrita. Također se uočava prisustvo intermetalnih faza na osnovi željeza. Njihov smještaj je u neposrednoj blizini primarnog α_{Al} , što ukazuje na njihovo izdvajanje u samome početku skrućivanja te visokotemperaturnu stabilnost. Morfologija ukazuje na prisutnost Al_5FeSi u obliku iglica i $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_{12}$ u obliku Kineskog pisma.

Uzorci iz ASTM kokile podvrgnuti su mehaničkim ispitivanjima. Nakon loma, epruvete su metalografski i mikrostrukturno ispitane na pretražnom elektronskom mikroskopu radi utvrđivanja prirode loma (fraktografija) te kemijskog sastava karakterističnih intermetalnih faza (slika 63).

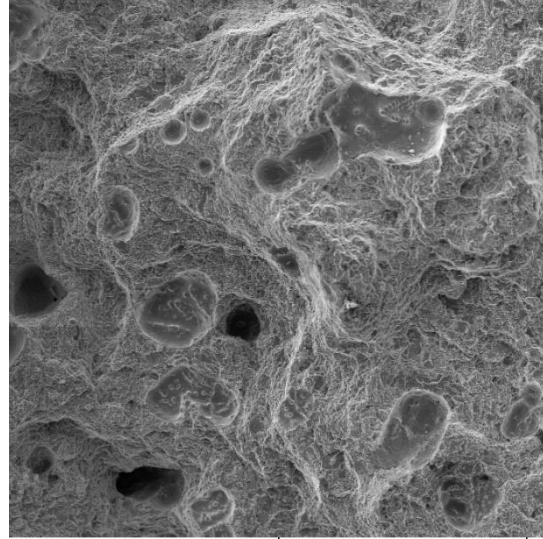
Legenda uzoraka:

- A. Epruveta iz ispitnog dijela (AlSi12 + AlSr10)
- B. Epruveta iz ispitnog dijela (AlSi12 + AlSr10 + AlTi5B1)
- C. Epruveta iz priljevne probe (AlSi12 + AlSr10)
- D. Epruveta iz priljevne probe (AlSi12 + AlSr10 + AlTi5B1)



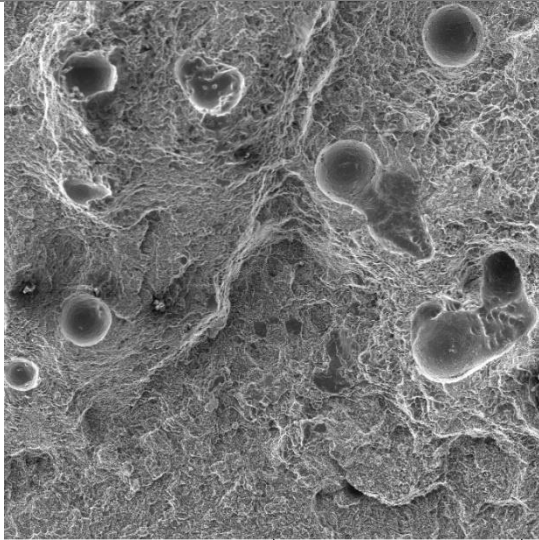
Det: SE
SEM MAG: 100 x SEM HV: 20.00 kV 1 mm VEGA\ TESCAN
Date(m/d/y): 07/26/18 Name: K1A-4M-100X.jpg Performance in nanospace

A (ispitni dio - AlSi12 + AlSr10)



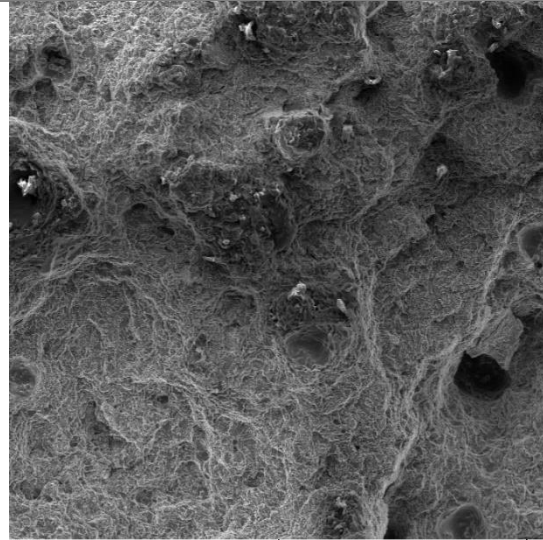
Det: SE
SEM MAG: 100 x SEM HV: 20.00 kV 1 mm VEGA\ TESCAN
Date(m/d/y): 07/27/18 Name: K1B-1M-100X.jpg Performance in nanospace

B (ispitni dio - AlSi12 + AlSr10 + AlTi5B1)



Det: SE
SEM MAG: 100 x SEM HV: 20.00 kV 1 mm VEGA\ TESCAN
Date(m/d/y): 07/26/18 Name: K1A-1-100X.jpg Performance in nanospace

C (priljevna proba - AlSi12 + AlSr10)



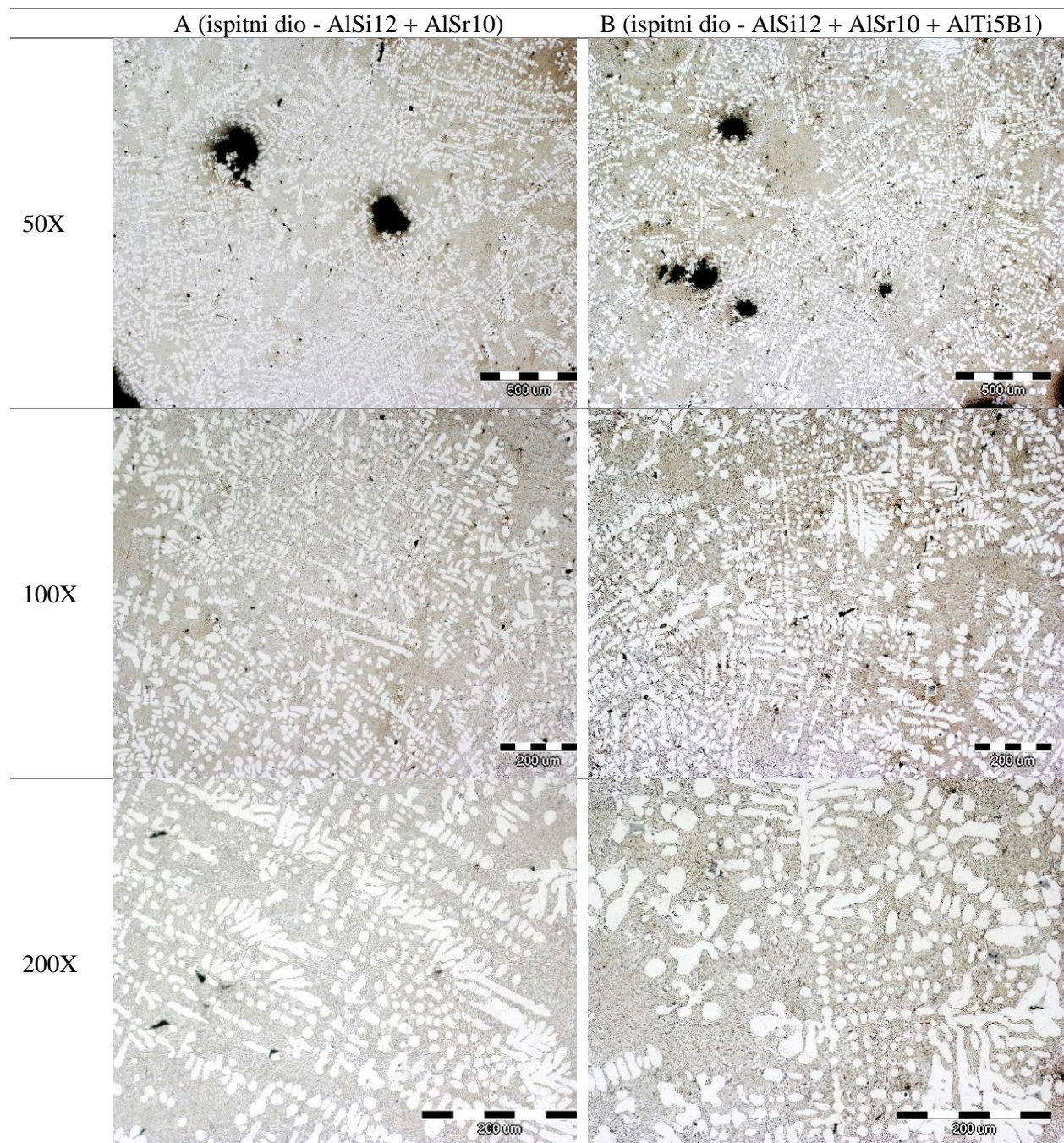
Det: SE
SEM MAG: 100 x SEM HV: 20.00 kV 1 mm VEGA\ TESCAN
Date(m/d/y): 07/27/18 Name: K1B-4-100X.jpg Performance in nanospace

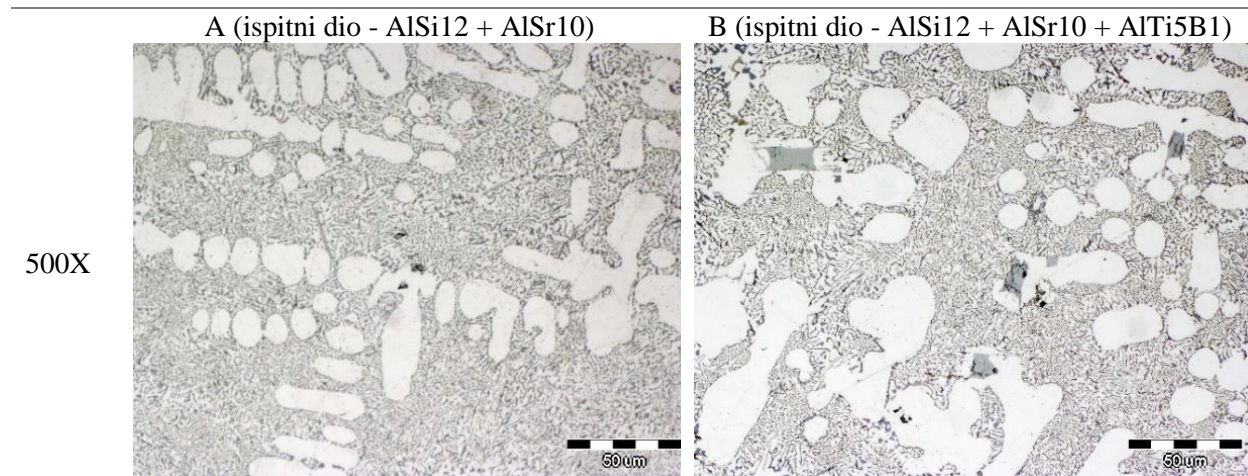
D (priljevna proba - AlSi12 + AlSr10 + AlTi5B1)

Slika 63. Fraktografske snimke A, B, C i D uzoraka

Pregled fraktografskih snimaka otkriva krupnije i ravnomjernije izdanke primarnog aluminija α_{Al} na necijepljenim uzorcima iz ispitnog dijela A. Priljevni dio B pokazuje finije izdanke α_{Al} prekrivene eutektikom $\alpha_{Al} + \beta_{Si}$. Lom se odvija preko α_{Al} čije dendritne grane ostaju neoštećene te preko eutektičkih površina. Budući da je eutektička površina značajno zastupljenija, zaključujemo da se radi o pretežito duktilnom lomu. Uzorci obrađeni cijepljenjem lome se uglavnom preko duktilnijih eutektičkih površina.

Metalografske analize uzoraka lijevanih u ASTM kokilu na svjetlosnom mikroskopu prikazane su slikama 64 i 67.

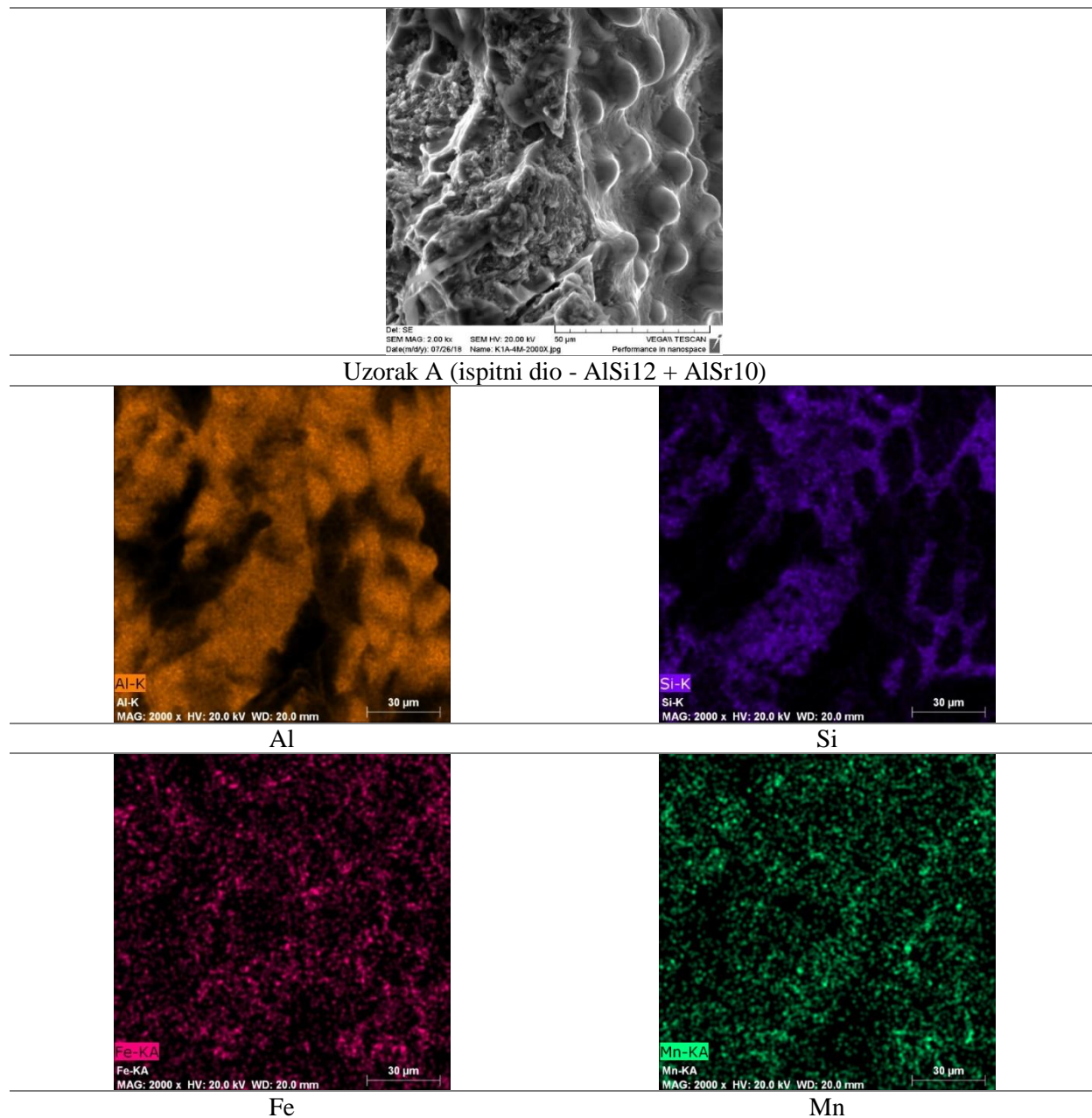




Slika 64. Metalografske snimke A i B uzoraka

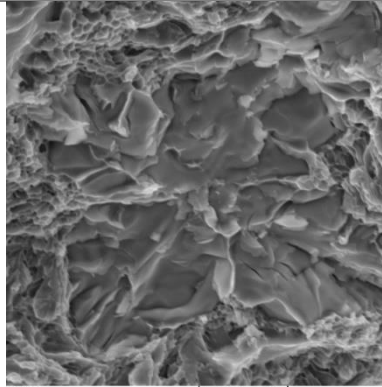
Budući da je skrućivanje u ASTM kokili karakterizirano višim brzinama hlađenja, a samim tim i skrućivanja, mikrostruktura se razvija u obliku puno finijih konstituenata. Ispitni dio odljevka ima puno manji poprečni presjek i rubnu poziciju u odljevku te se očekuje i postizanje većeg temperaturnog gradijenta. Takvi uvjeti rezultirat će finijom mikrostrukturom. Mikrostruktura otkriva visoko razvijenu dendritnu mrežu primarnog aluminija α_{Al} koja je vizualno finija u slučaju cijepljenog odljevka (uzorak B). Osnovni eutektik je fine vlaknaste i potpuno modificirane morfologije. Uzorci ispitnog dijela epruveta u neposrednoj blizini loma ukazuju na pojavu poroznosti kako je i pretpostavljeno numeričkom simulacijom.

Prijelomne površine preko karakterističnih mikrostrukturnih konstituenata i intermetalnih faza te kemijska analiza površine (mapping) prikazane su za uzorke A [Epruveta iz ispitnog dijela (AlSi12 + AlSr10)] i B [Epruveta iz ispitnog dijela (AlSi12 + AlSr10 + AlTi5B1)] na slikama 65 i 66.

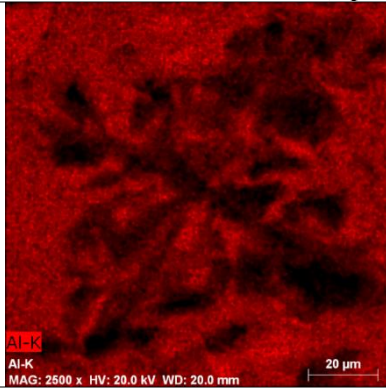


Slika 65. EDS analiza uzorka A

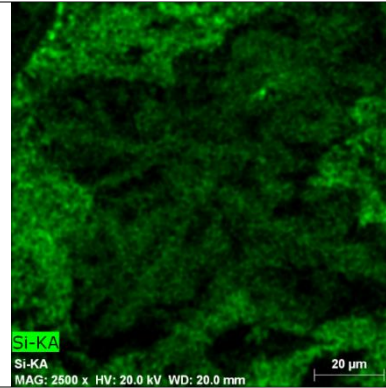
Budući da se radi o eutektičkoj AlSi12 leguri veća povećanja detaljnije otkrivaju lom oko α_{Al} okruženog eutektičkim ćelijama. Ravnomjerna prisutnost ostalih legirajućih elemenata (željeza i mangana) ne otkriva tendenciju stvaranja intermetalnih faza.



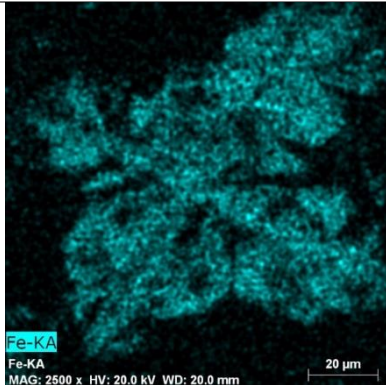
Uzorak B (ispitni dio - AlSi12 + AlSr10 + AlTi5B1)



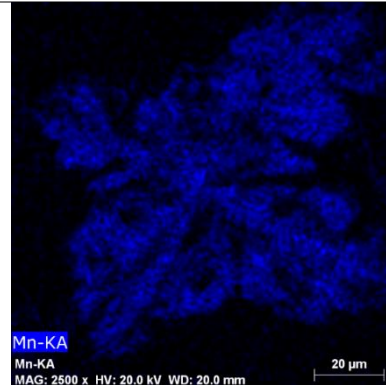
Al



Si



Fe



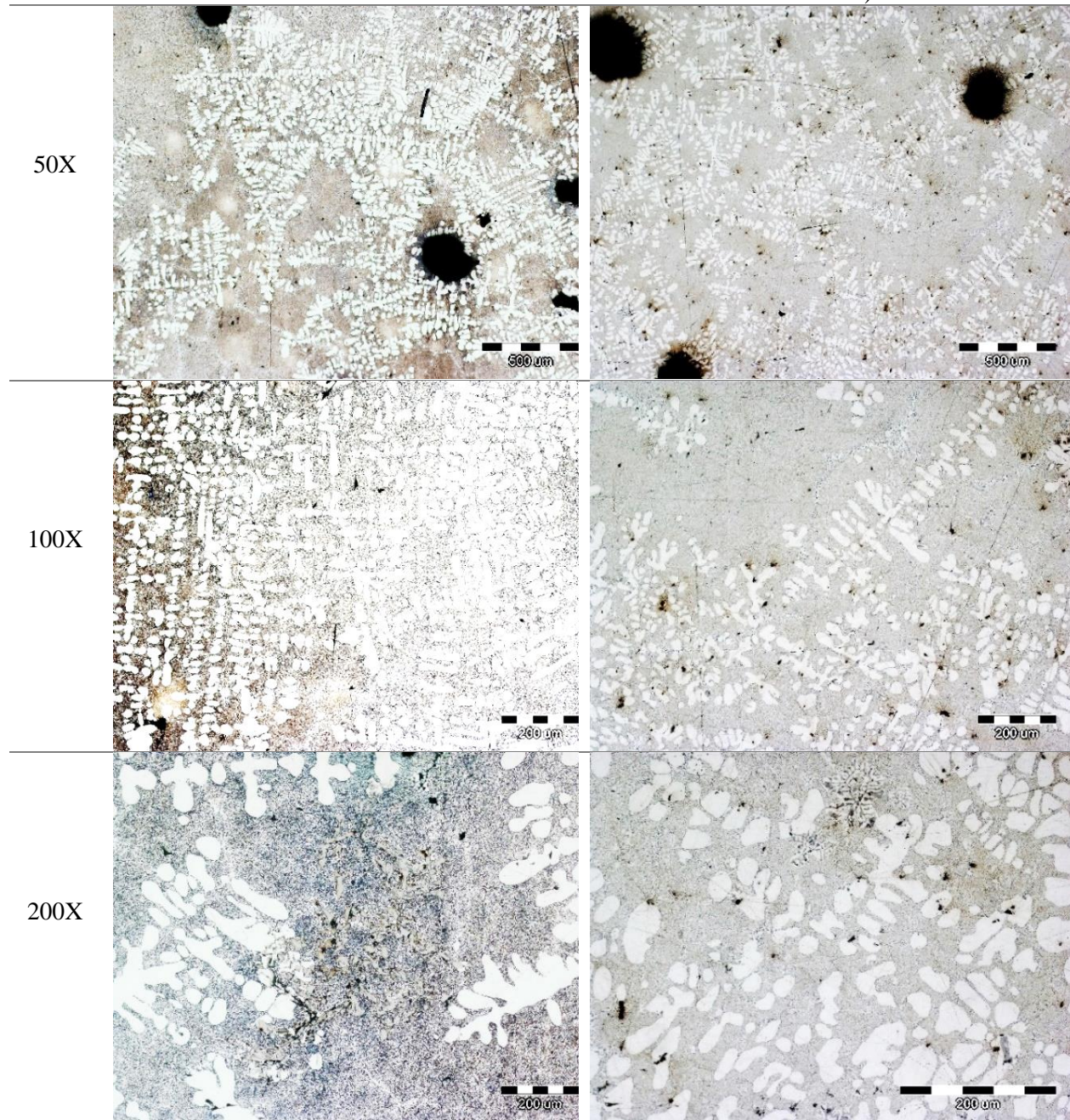
Mn

Slika 66. EDS analiza uzorka B

Specifičnost prijeloma u cijepljenom uzorku B ogleda se u intermetalnim fazama karakteristične morfologije specifične za visoki udio Fe i Mn, tvoreći $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$. Intermetalne faze okružene su finim eutektikom i primarnim aluminijem.

C (priljevna proba - AlSi12 + AlSr10)

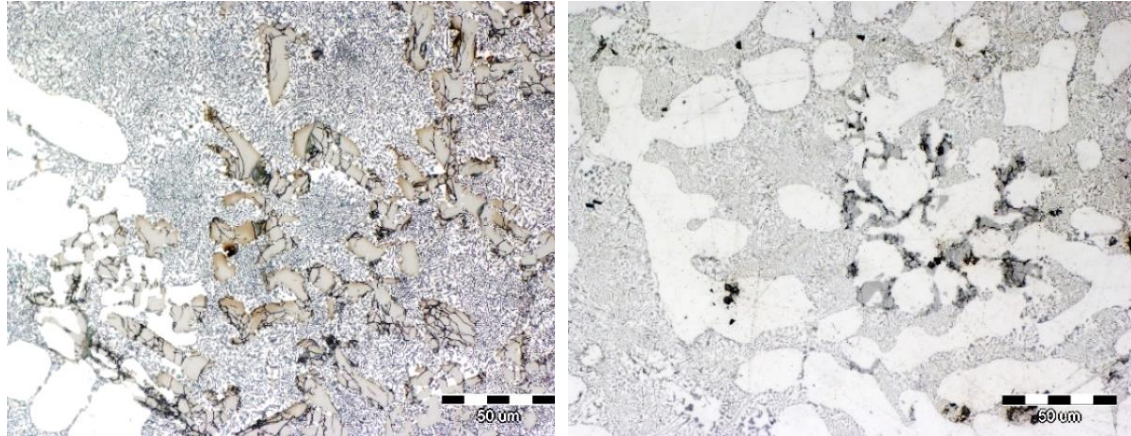
D (priljevna proba - AlSi12 + AlSr10 + AlTi5B1)



C (priljevna proba - AlSi12 + AlSr10)

D (priljevna proba - AlSi12 + AlSr10 + AlTi5B1)

500X

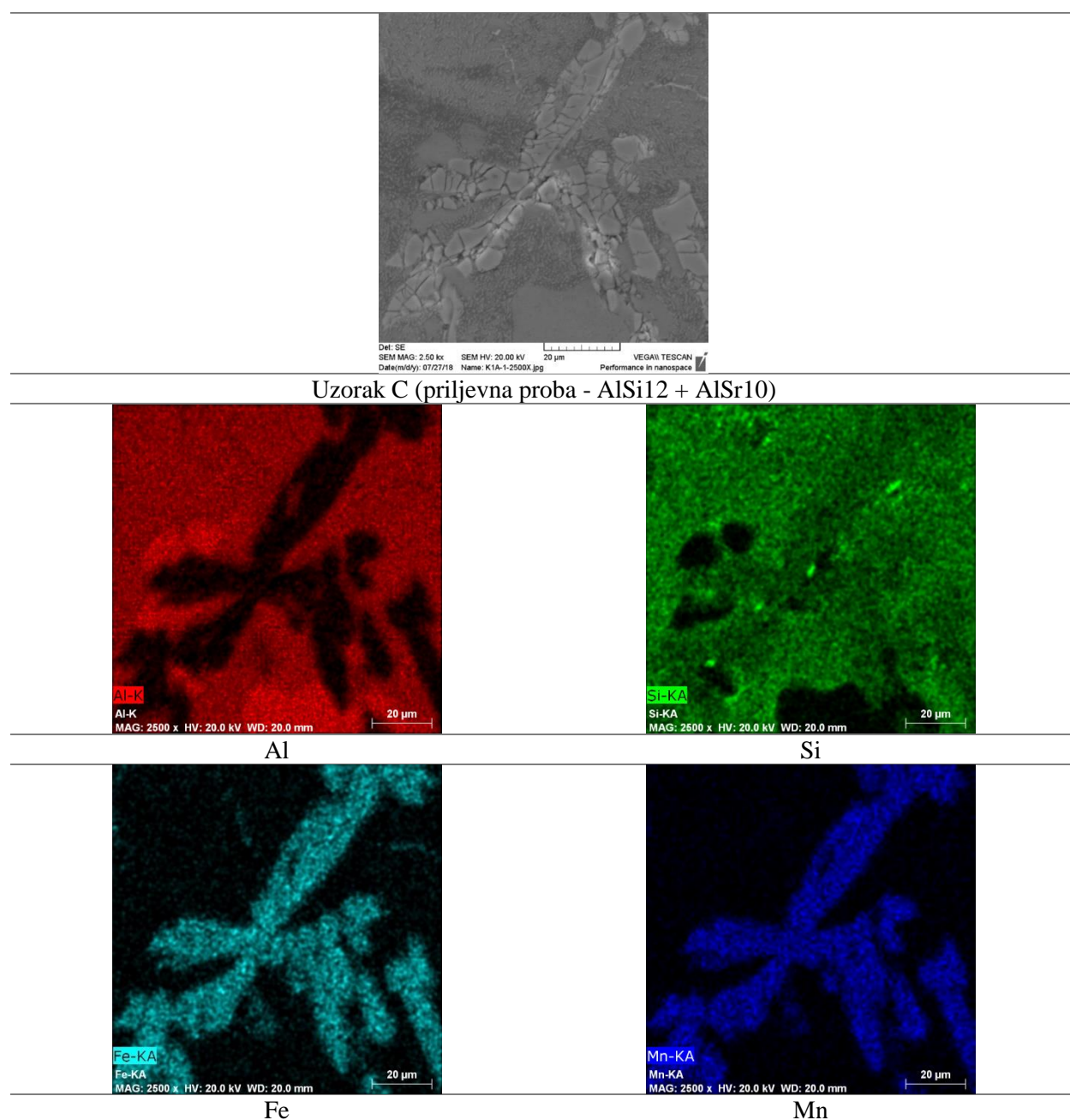


Slika 67. Metalografske snimke C i D uzoraka

Priljevni dio epruveta nalazi se bliže centralnom dijelu odljevka i većeg je presjeka te se očekuje sporije skrućivanje u odnosu na ispitni dio. Pretpostavka se potvrđuje grubljom mikrostrukturom koja također otkriva visoko razvijenu dendritnu mrežu koja je ravnomjernije raspoređena u cijepljenom uzorku (uzorak D). Eutektik je potpuno modificiran čemu doprinosi dodatak AlSr10, ali i niža brzina hlađenja i skrućivanja u odnosu na uzorke iz ispitnog dijela.

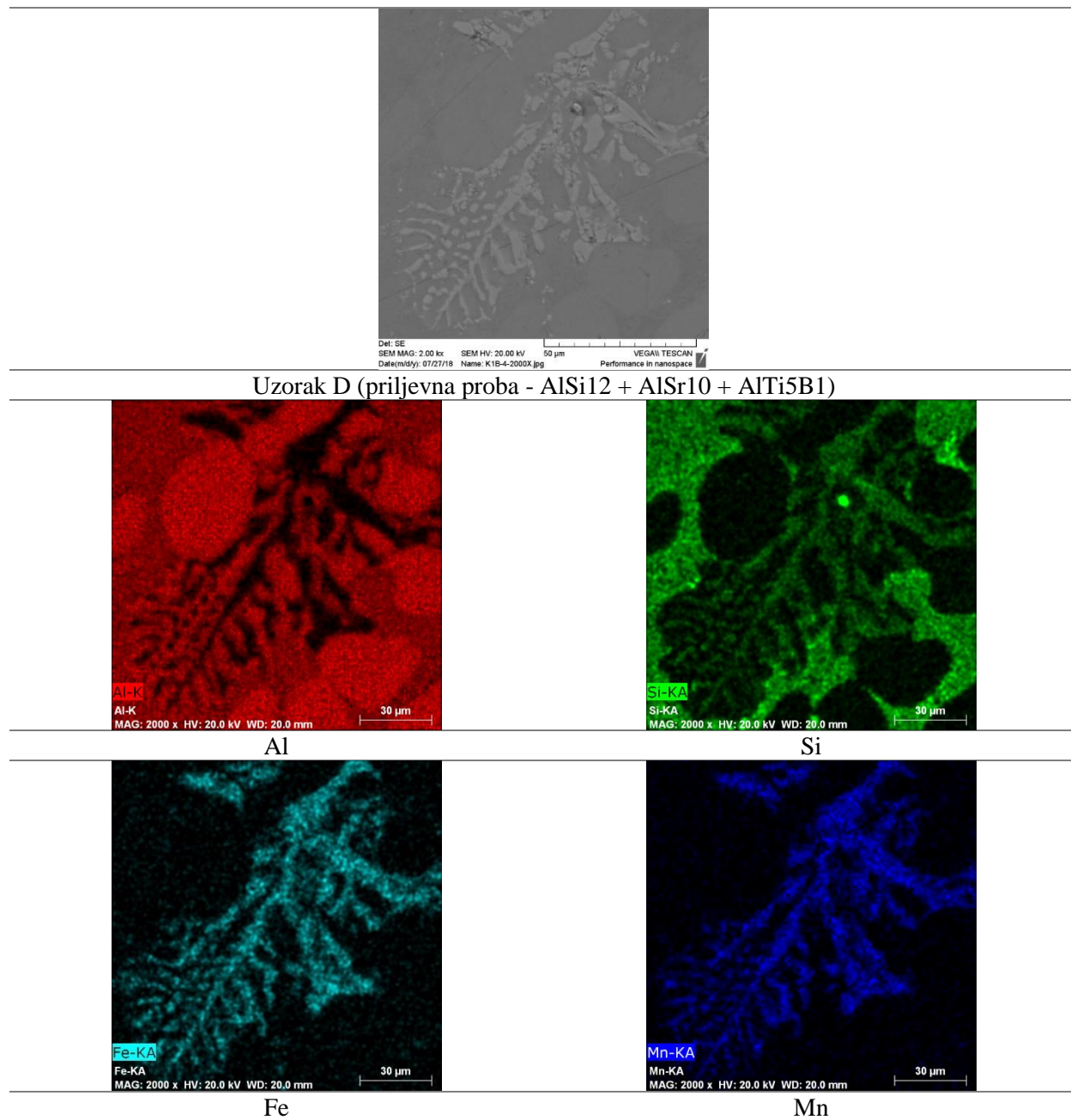
Veća povećanja otkrivaju fragmentirane intermetalne faze pretpostavljeno na osnovi Al – (Fe, Mn) – Si smještene između α_{Al} i eutektika. Budući da su uzorci pripremljeni i ispitani u blizini prijelomne površine epruvete, uočava se krupna plinska poroznost koja može predstavljati potencijalno mjesto loma.

Detaljnija analiza intermetalnih faza na osnovi željeza i mangana provedena je na pretražnom elektronskom mikroskopu. Na slikama 68 i 69 prikazani su analizirani detalji uzorka C [epruveta iz priljevne probe (AlSi12 + AlSr10)] i uzorka D [epruveta iz priljevne probe (AlSi12 + AlSr10 + AlTi5B1)] te kemijska analiza površine.



Slika 68. EDS analiza uzorka C

Kemijska analiza necijepljenog uzorka C otkriva podudaranje Fe i Mn što ukazuje na tipičnu $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$ fazu, iako morfološki fragmentiranu.



Slika 69. EDS analiza uzorka D

Morfološki ispitana intermetalna faza u cijepljenom uzorku D također odgovara Kineskom pismu $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_{12}$, a analiza Al, Si, Fe i Mn potvrđuje podudarnost elemenata. Analiza energijskim disperzivnim spektrometrom otkriva da intermetalna faza $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_{12}$ sadrži:

65.55 mas. % Al, 7.99 mas. % Si, 14.16 mas. % Fe i 11.65 mas. % Mn.

Tablica 8 prikazuje SDAS vrijednosti za uzorke lijevane u Croning lončice i ASTM kokilu.

Tablica 8. Rezultati SDAS mjerenja

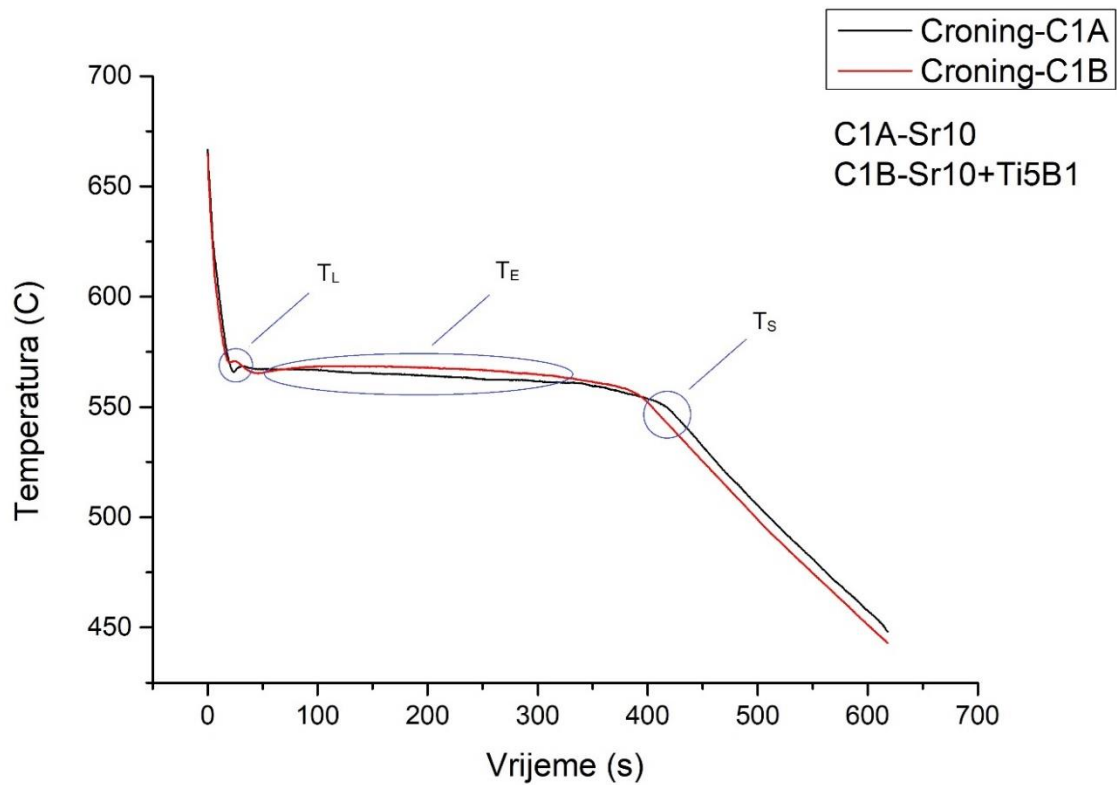
UZORAK	SDAS [μm]
C1A (Croning uzorak s osnovnom talinom)	66.710
C1B (Croning uzorak s obrađenom talinom)	51.232
A (Ispitni dio s osnovnom talinom)	21.551
B (Ispitni dio s obrađenom talinom)	18.592
C (Priljevna proba s osnovnom talinom)	27.938
D (Priljevna proba s obrađenom talinom)	26.764

U uzorcima lijevanih u Croning lončice uočavaju se najveće vrijednosti SDAS. Razlog tomu je najmanja brzina hlađenja i najduži interval skrućivanja. Priljevna proba ima nešto veću brzinu hlađenja i nešto brže skrućivanje, dok ispitni dio najveću brzinu hlađenja i skrućivanja zbog najmanjeg presjeka i krajnjeg položaja u odljevku.

Povećanje brzine hlađenja značajno utječe na smanjenje vrijednosti SDAS-a. Dodatak cjepiva također utječe na smanjenje SDAS-a unutar pojedinih brzina hlađenja. Veće brzine hlađenja pogoduju smanjenju razlike u SDAS-u između osnovne i cijepljene taline.

4.4. Jednostavna toplinska analiza

Analizom krivulja hlađenja dobivenih jednostavnom toplinskom analizom za osnovnu i cijepljenu talinu (slika 70) lijevanu u Croning lončice utvrđene su temperature faznih transformacija kako je prikazano tablicom 9.



Slika 70. Usporedni prikaz krivulja hlađenja za C1A i C1B uzorke

Tablica 9. Temperature faznih transformacija za C1A i C1B uzorke

OZNAKA TEMPERATURE	FIZIKALNO ZNAČENJE	C1A	C1B
$T_{L \min}$	Minimalna likvidus temperatura [°C]	565.9 °C	570.3 °C
$T_{L \max}$	Maksimalna likvidus temperatura [°C]	568.6 °C	570.9 °C
ΔT_L	Promjena likvidus temperature [°C]	2.7 °C	0.6 °C
$T_{E \min}$	Minimalna eutektička temperatura [°C]	560.92 °C	565.3 °C
$T_{E \max}$	Maksimalna eutektička temperatura [°C]	561.13 °C	568.5 °C
ΔT_E	Promjena eutektičke temperature [°C]	0.21 °C	3.2 °C
T_S	Solidus temperatura [°C]	545.5 °C	549.4 °C
ΔT_{L-S}	Temperaturni interval skrućivanja [°C]	20.4 °C	20.9 °C
Δt_{L-S}	Vremenski interval skrućivanja [s]	402 s	384.8 s

Analiza otkriva učinak dodatka cjepiva u snižavanju rekalescencije ΔT_L te višoj likvidus temperaturi skrućivanja ($T_{L \min}$, $T_{L \max}$). Temperaturni interval skrućivanja ostaje nepromijenjen (≈ 20 °C), međutim uočava se učinak sužavanja vremenskog intervala skrućivanja za približno 17 s. Dobiveni rezultati ukazuju na brži razvoj mikrostrukturnih konstituenata u talini dodatno obrađenoj cjepljenjem.

4.5. Statički vlačni pokus

Za svaku vrstu epruvete pripremljena su 4 uzorka nad kojima je provedeno statičko vlačno ispitivanje. Iz rezultata tih mjerenja izračunata je srednja vrijednost za mehanička svojstva, prikazana tablicom 10, pri čemu se oznake odnose na mjesto uzorkovanja i obradu taline.

Tablica 10. Mehanička svojstva A, B, C i D uzoraka

Uzorak	S_0 [mm ²]	R_m [N/mm ²]	A [%]
A. (Ispitni dio s osnovnom talinom)	28.04	216.25	2.91
B. (Ispitni dio s obrađenom talinom)	27.95	178.76	1.19
C. (Priljevna proba s osnovnom talinom)	28.04	198.88	4.36
D. (Priljevna proba s obrađenom talinom)	28.23	187.89	3.54

Dobiveni rezultati ispitivanja mehaničkih svojstava u potpunosti zadovoljavaju zahtjeve prema normi HRN EN 1706 [29].

Veća brzina hlađenja u uzorcima iz ispitnog dijela (uzorci A i B) pridonosi povećanju vlačne čvrstoće, ali i proporcionalno smanjenju istezanja (1 – 2 %). Analogno tomu, uzorci iz priljevnih dijelova zbog većeg presjeka i šireg vremenskog intervala skrućivanja rezultirali su nešto nižim vrijednostima vlačne čvrstoće R_m za osnovnu talinu, ali i višem istezanju (3 – 4 %).

Cijepljeni uzorak D imao je veću vlačnu čvrstoću R_m od cijepljenog uzorka B. Uočena razlika navodi na zaključak da će cijepljenje imati veći učinak na odljevke karakterizirane debljim stjenkama i/ili širim intervalom skrućivanja.

Općenito, sukladno usporedbi rezultata, uočava se da cijepljenje nije imalo pozitivan učinak na poboljšanje mehaničkih svojstava kod manjeg presjeka i veće brzine hlađenja (ispitni dio). Navedeni parametri ukazuju na primarni utjecaj brzine hlađenja i/ili skrućivanja na razvoj mikrostrukture. Iako je mikrostruktura u cijepljenim uzorcima finija i ravnomjernije raspoređena, pretpostavljen je primarni utjecaj poroznosti na lom ispitanih uzoraka.

Osim navedenog, utjecaj na razvoj mehaničkih svojstava ima priroda i morfologija intermetalnih faza Al-(Fe,Mn)-Si. Ispitni dio ukazuje na pravilne iglice Al_5FeSi i Kinesko pismo $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$, dok priljevni dio zbog sporijeg skrućivanja otkriva fragmentaciju prethodno izlučenih intermetalnih faza na osnovi željeza u kasnijim stadijima skrućivanja. Sporije skrućivanje i obrada taline cijepljenjem u priljevnoj probi poboljšavaju vlačnu čvrstoću i istezanje.

5. ZAKLJUČAK

U ovome radu ispitana je EN AC AlSi12 (DIN 230) legura namijenjena visokotlačnom lijevanju. Proizvedena je i praćena kvaliteta AlSi12 legure s različitom obradom taline: AlSi12 s dodatkom modifikatora AlSr10 te AlSr12 s dodatkom modifikatora AlSr10 i cjepiva AlTi5B1. Hipoteza istraživanja bazira se na pretpostavci da se ciljanom obradom taline utječe na slijed skrućivanja, razvoj mikrostrukturnih značajki, a time i postignuta mehanička svojstva legure. Na osnovi dobivenih rezultata ispitivanja uzoraka može se zaključiti sljedeće:

- Kemijski sastavi osnovne AlSi12 + AlSr10 legure (Si = 11.93 mas. %) i obrađene AlSi12 + AlSr10 + AlTi5B1 legure (Si = 12.49 mas. %) ukazuju da se radi o legurama eutektičkog sastava. Kontrolom kemijskog sastava prije i poslije cijepjenja potvrđuje se dosljednost proizvodnog procesa. Obrada cijepljenjem doprinosi povećanom udjelu titana i bora.
- Numerička simulacija lijevanja u ASTM kokilu provedena je uvažavajući dobiveni kemijski sastav i parametre lijevanja za AlSi12 leguru. Pritom se proučavao tijek skrućivanja i pojava poroznosti. Uočena poroznost na simulaciji pokazala se točnom, jer su u daljnjem ispitivanju neke epruvete pucale upravo na pretpostavljenim pozicijama pojave poroznosti.
- Metalografska i mikrostrukturna ispitivanja provedena su na uzorcima lijevanim u Croning lončice i ASTM kokilu:
 - U Croning lončice paralelno su lijevane osnovna i obrađena talina. Kod oba slučaja uočava se razvijena dendritna mreža. U cijepljenom uzorku prisutan je veći udio α_{Al} nego u uzorku s osnovnom talinom. Većim povećanjima otkriva se miješana morfologija eutektika (igličasti i vlaknasti) što direktno upućuje na premodificiranje. Intermetalna faza na osnovi željeza izdvaja se na samome početku skrućivanja, na što ukazuje pozicija u neposrednoj blizini α_{Al} , time je potvrđena visokotemperaturna stabilnost. Morfologija navedenih faza ukazuje na prisutnost Al_5FeSi u obliku iglica i $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_{12}$ u obliku Kineskog pisma.
 - U ASTM kokilu su također lijevane osnovna i obrađena talina. Na fraktografskim snimkama uzoraka osnovne legure uočava se razvoj loma preko α_{Al} , čije dendritne grane ostaju neoštećene, ali i preko eutektičkih površina. Obzirom na zastupljenost eutektičke površine, zaključuje se da se radi o pretežito duktilnom lomu. Uzorci legure obrađene cijepljenjem lome se uglavnom preko duktilnijih eutektičkih površina.
 - Kod uzoraka A i B zbog više brzine hlađenja, a samim tim i brzog skrućivanja, mikrostruktura se razvija u obliku puno finijih konstituenata. Ispitni dio odljevka ima manji poprečni presjek i rubnu poziciju u odljevku. Takvi uvjeti omogućavaju viši temperaturni gradijent, što u konačnici rezultira finijom mikrostrukturom.

Mikrostruktura otkriva visokorazvijenu dendritnu mrežu primarnog aluminija α_{Al} koja je vizualno finija u slučaju cijepljenog odljevka B.

- Kod uzoraka C i D dolazi do sporijeg hlađenja i skrućivanja jer se priljevni dio nalazi bliže centralnom dijelu odljevka i većeg je presjeka. Pretpostavka se potvrđuje grubljom mikrostrukturom koja također otkriva visoko razvijenu dendritnu mrežu koja je ravnomjernije raspoređena u cijepljenom uzorku D. Eutektik je potpuno modificiran čemu doprinosi dodatak AlSr10.
- U uzorcima lijevanih u Croning lončice uočavaju se najviše vrijednosti SDAS-a. Razlog tomu je najmanja brzina hlađenja i najduži interval skrućivanja. Priljevna proba ima nešto veću brzinu hlađenja i nešto brže skrućivanje, dok ispitni dio najveću brzinu hlađenja i skrućivanja. Ispitni dio najveću brzinu hlađenja i skrućivanja zbog najmanjeg presjeka i krajnjeg položaja u odljevku. Povećanje brzine hlađenja značajno utječe na smanjenje vrijednosti SDAS-a. Dodatak cjepiva također utječe na smanjenje SDAS-a unutar pojedinih brzina hlađenja. Veće brzine hlađenja pogoduju smanjenju razlike u SDAS-u između osnovne i cijepljene taline.
- Toplinskom analizom potvrđuje se učinak dodatka cjepiva u snižavanju rekalescencije ΔT_L te ranijem početku skrućivanja ($T_{L\ min}$, $T_{L\ max}$). Temperaturni interval skrućivanja ostaje nepromijenjen (približno 20 °C), međutim uočava se učinak sužavanja vremenskog intervala skrućivanja za približno 17 sekundi. Dobiveni rezultati ukazuju na brži razvoj mikrostrukturnih konstituenata u talini dodatno obrađenoj cijepljenjem.
- Mehanička svojstva ispitana su na uzorcima iz ispitnog dijela i priljevne probe ASTM kokile u neobrađenom i cijepljenom stanju:
 - Uzorci iz ispitnog dijela rezultirali su većom vlačnom čvrstoćom i nižim izduženjem u odnosu na one iz priljevne probe. Razlog tomu je veća brzina hlađenja/skrućivanja u uzorcima iz ispitnog dijela te u skladu s tim finija, kompaktnija i ravnomjernije razvijena mikrostruktura.
 - Cijepljenje nije imalo pozitivan učinak na poboljšanje mehaničkih svojstava unutar pojedinih skupina uzoraka. Iako je mikrostruktura u cijepljenim uzorcima finija i ravnomjernije raspoređena, pretpostavljen je primarni utjecaj simulacijom predviđene poroznosti na lom ispitanih uzoraka.
 - Utjecaj na razvoj mehaničkih svojstava ima priroda i morfologija intermetalnih faza Al – (Fe,Mn) - Si. Ispitni dio ukazuje na pravilne iglice Al_5FeSi i Kinesko pismo $Al_{15}(FeMn)_3Si_2$, dok priljevni dio zbog sporijeg skrućivanja otkriva fragmentaciju prethodno izlučenih intermetalnih faza na osnovi željeza u kasnijim stadijima skrućivanja.

6. LITERATURA

- [1] N. Dolić, Metalurgija aluminija, Sveučilište u Zagrebu Metalurški fakultet, Sisak, 2015.
- [2] D. G. Altenpohl, Aluminum: Technology, Applications, and Environment, A Profile of a Modern Metal, Aluminum from Within - the Sixth Edition, The Aluminum Association and The Minerals, Metals and Materials Society, Warrendale, 1999.
- [3] M. M. R. Jaradeh, Ph. D. Thesis, The Effect of Processing Parameters and Alloy Composition on the Microstructure Formation and Quality of DC Cast Aluminium Alloys, Mid Sweden University, Sundsvall, 2006.
- [4] V. Šuica, Diplomski rad, Ispitivanje svojstava AlSi7Mg legure, Sveučilište u Zagrebu Metalurški fakultet, Sisak, 2016.
- [5] K. Štengl, Diplomski rad, Utjecaj brzine hlađenja na mikrostrukturna i mehanička svojstva aluminijске legure EN AW – 5754, Sveučilište u Zagrebu Metalurški fakultet, Sisak, 2016.
- [6] D. Mašinović, Završni rad, Ispitivanje svojstava bakrene i aluminijске legure i njihova spoja za primjenu u elektrotehnici, Sveučilište u Zagrebu Metalurški fakultet, Sisak, 2016.
- [7] J. G. Kaufman, Aluminum Alloy Castings, Properties, Processes and Applications, Ohio: ASM International, Materials Park, 2005.
- [8] L. Bäckerud, G. Chai, J. Tamminen, Solidification Characteristics of Aluminium Alloys, Volume 2, Foundry Alloys, AFS/SKANALUMINIUM, Department of Structural Chemistry – Arrhenius laboratory, University of Stockholm, 1990.
- [9] ASM Specialty Handbook, Molten Aluminum Processing and Casting, Aluminum and Aluminum Alloys, ur. J. R. Davis, ASM International®, Ohio, 2002.
- [10] J. G. Kaufman, E. L. Rooy, Aluminium Alloy Casting Properties, Processes and Applications, ASM International Materials Park, Ohio, 2005.
- [11] T. Matković, P. Matković, Fizikalna metalurgija, Sveučilište u Zagrebu Metalurški fakultet, Sisak, 2009.
- [12] D. M. Stefanescu, Science and Engineering of Casting Solidification, Springer Science, New York, 2002.
- [13] D. A. Porter, K. E. Easterling, M. Sherif, Phase Transformation in Metals and Alloys 3rd Edition, CRC Press, New York, 2009.
- [14] D. P. Parton, M. A. Hedges, A Guide to Melt Treatment in the Aluminium Foundry, ©London & Scandinavian Metallurgical Co. Limited, London, 1998.
- [15] R. Abbaschian, L. Abbaschian, Physical Metallurgy Principles 4th Edition, Stamford: Cengage Learning India, 2008.
- [16] W. Kurz, D. J. Fisher, Fundamentals of Solidification, Trans Tech Publications, Aedermannsdorf, 1992.
- [17] ASM Metals Handbook, Properties and Selection - Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials, Vol. 2, ASM International Metals Handbook, 1990.
- [18] G. Nagel, AFS Int. Cast Material, The Aluminum Association and the Minerals, Metals and Materials Society, Warrendale, 1999.
- [19] ASM Handbook, Columnar to Equiaxed Transition, Principles of Solidification, ur. S. C. Flood, J. D. Hunt, ASM International, Materials Park, Ohio, 1988.

- [20] M. M. Makhlof, H. V. Guthy, The Aluminum-Silicon Eutectic Reaction: Mechanisms and Crystallography, *Journal of Light Metals*, **1**(2001)4, 199 – 218.
- [21] L. F. Mondolfo, *Aluminum Alloys, Structure and Properties*, London-Boston, Butterworths, 1976.
- [22] Z. Zovko Brodarac, T. Holjevac Grgurić, F. Unkić, K. Terzić, Influence of Microstructural Characteristics on Mechanical Properties of AlSi11Cu2(Fe) Alloy, *Proceedings of 50th International Foundry Conference*, ur. M. Debelak, Društvo livarjev Slovenije, 8. – 10. 09. 2010., Portorož, 15-30.
- [23] L. Backerud, G. Chai, J. Tamminen, *Solidification Characteristics of Aluminium Alloys*, University of Stockholm, Stockholm, 1990.
- [24] J. E. Gruzleski, B. M. Closset, *The Treatment of Liquid Aluminium – Silicon Alloys*, Amerivan Foundrymen's Society, Inc. Des Plaines, Illinois, 1999.
- [25] <https://wikivisually.com/wiki/Silumin> (25.08.2018)
- [26] <http://www.almos.hr/proizvodnja.html> (20.06.2018.)
- [27] HRN EN 1706, 2001, *Aluminij i aluminijeve legure – Odljevci - Kemijski sastav i mehanička svojstva (EN 1706:1998)*
- [28] ASTM B108, *Standard Specification for Aluminum-Alloy Permanent Mold Castings*, <https://www.astm.org/Standards/B108.htm> (26.07.2018.)
- [29] EN 10002-1, 2001, *Metallic materials – Tensile testing – Part 1: Method of Test at Ambient Temperature*

ŽIVOTOPIS

OSOBNI PODACI:

Ime i prezime	Dario Mašinović
Datum i mjesto rođenja	18. 06. 1992. Banja Luka
Adresa	Zagreb, Hrvatska
Telefon	091 939 6710
E-mail:	dario.masinovic@hotmail.com

OBRAZOVANJE:

2007 - 2011	Gimnazija Sisak
2011 - 2018	Sveučilište u Zagrebu Metalurški fakultet

RADNO ISKUSTVO:

2011.	Globalna hrana d.o.o. - Radnik
2015.	Grad Sisak – Dijeljenje letaka
2016.	Centrade Cheil – Promotor smartphonea
2016.	Euroherc osiguranje d.d. – Agent u Call centru Sisak

VJEŠTINE:

Rad na računalu	Dobro poznavanje operativnog sustava Windows i korištenje paketnog programa MS Office, te rad u nekoliko programa za 2D i 3D modeliranje, poznavanje osnova C++
Strani jezik	Engleski, Njemački

ZNANSTVENO-ISTRAŽIVAČKA AKTIVNOST:

A. Begić Hadžipašić, Z. Zovko Brodarac, D. Mašinović, Utjecaj medija i mikrostrukture na brzinu korozije bakrene i aluminijske legure zavarene trenjem, Proceedings Book of 15th International Foundrymen Conference INNOVATION - The Foundation of Competitive Casting Production, ur. N. Dolić, Z. Zovko Brodarac, Sveučilište u Zagrebu Metalurški fakultet, 11. – 13. 05. 2016., Opatija, 62-79.

Znanstveni rad „Umjetno dobivanje safira“ – Tehnologijada 2012.

Znanstveni rad „Primjena termografije u istraživanju svojstava metala“ – Tehnologijada 2014.

Znanstveni rad „Određivanje deformacije metodom vizioplastičnosti“ – Tehnologijada 2015.