

Utjecaj debljine stjenke na razvoj mikrostrukture i mehanička svojstva visokotlačno lijevane AlSi12 legure

Stjepanović, Mario

Undergraduate thesis / Završni rad

2021

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:115:847073>

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

Download date / Datum preuzimanja: **2025-02-07**



SVEUČILIŠTE U ZAGREBU
METALURŠKI FAKULTET
UNIVERSITY OF ZAGREB
FACULTY OF METALLURGY

Repository / Repozitorij:

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



SVEUČILIŠTE U ZAGREBU
METALURŠKI FAKULTET

Mario Stjepanović

ZAVRŠNI RAD

Sisak, rujan 2021

SVEUČILIŠTE U ZAGREBU
METALURŠKI FAKULTET

Mario Stjepanović

UTJECAJ DEBLJINE STJENKE NA RAZVOJ MIKROSTRUKTURE I MEHANIČKA
SVOJSTVA VISOKOTLAČNO LIJEVANE AISi12 LEGURE

ZAVRŠNI RAD

Voditelj: prof.dr.sc. Zdenka Zovko Brodarac

Stručni voditelj s Metalurškog fakulteta: Franjo Kozina, mag.ing.met.

Stručni voditelj iz tvrtke Lipovica d.o.o.: dipl.ing.met, Dalibor Drobnjak

Članovi povjerenstva za ocjenu i obranu završnog rada:

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

Član : prof.dr.sc. Zdenka Zovko Brodarac

Član : doc.dr.sc. Ivan Jandrlić

Zamjenski član : izv.prof.dr.sc. Anita Begić Hadžipašić

Sisak, rujan 2021

ZAHVALA

Posebno se zahvaljujem mentorici prof. dr. sc. Zdenki Zovko Brodarac na potpori, motivaciji, trudu i pomoći tijekom izrade ovog rada, ali i tijekom cijelog studija.

Veliko hvala stručnom voditelju Franji Kozini, mag. ing. met. za svo vrijeme koje je posvetio ovom radu i proveo sa mnom dajući mi savjete kad god mi je bila potrebna pomoć.

Također se zahvaljujem stručnom voditelju iz tvrtke Lipovica d. o. o. Daliboru Drobnjaku, dipl. ing., pomoćniku rukovoditelja Dubravko Poje i smjenskom šefu Mariju Vulincu na pomoći prilikom izrade rada.

Hvala doc. dr. sc. Ivanu Jandrliću pri provedbi ispitivanja, te svima koji su na bilo koji način doprinijeli izradi ovog rada te provedbi eksperimenta i analize.

SAŽETAK

Zahvaljujući oblikovljivosti i jednostavnosti procesa proizvodnje, odličnim mehaničkim svojstvima i kombiniranju s drugim metalima, aluminijske legure pronalaze široku primjenu u svim industrijskim granama. Radi poboljšanja mehaničkih, fizikalnih i korozivskih svojstva aluminijskih legura dodaju se legirajući elementi poput silicija, magnezija ili bakra te elementi u tragovima poput željeza, mangana, bora, titana, stroncija ili natrija. Njihov utjecaj doprinjet će ciljanom razvoju mikrostrukture koja će u konačnici poboljšati mehanička svojstva. Važnu ulogu ima i odabir tehnologije lijevanja, te parametri lijevanja koji će utjecati na brzine hlađenja i/ili skrućivanja te pritom činiti osnovu razvoja mikrostrukture i konačnu upotrebnu vrijednost odljevaka.

U teorijskom dijelu rada opisana su svojstva i upotreba aluminijske legure, utjecaj kemijskih elemenata i brzine hlađenja na mehanička svojstva i mikrostrukтуру. Također je pojašnjen proces skrućivanja Al legura.

Ekperimentalni dio rada proveden je u suradnji s ljevaonicom Lipovica d.o.o. Cilj provedenog istraživanja bio je procijeniti utjecaj debljine stijenke na mikrostrukтуру i mehanička svojstva AlSi12 legure. Na uzorcima različite debljine stijenke napravljena je analiza kemijskog sastava, analiza mikrostrukture, statički vlačni pokus i mjerenje tvrdoće. Istraživanjem je utvrđeno kako debljina stijenke ima utjecaj na mikrostrukтуру i mehanička svojstva AlSi12 legure.

Ključne riječi:

Aluminij, AlSi12 legura, debljina stijenke, mikrostrukтура, mehanička svojstva

SUMMARY

Due to formability and simplicity of production process, excellent mechanical properties and combination with other metals, aluminum alloys are widely used in all industries. Alloying elements such as silicon, magnesium or copper and trace elements such as iron, manganese, boron, titanium, strontium or sodium are added to improve the mechanical, physical and corrosion properties of aluminum alloys. Their impact will contribute to the targeted development of microstructures that will ultimately improve the mechanical properties. An important role plays the choice of casting technology, casting parameters that will affect the cooling and / or solidification rates, and therefore the development of the microstructure and the final application value of the castings.

The theoretical part describes the properties and use of aluminum and its alloys, the influence of chemical composition and cooling rate on mechanical properties and microstructure. The solidification process of Al alloys is also clarified.

In the experimental part of the work, an experiment was conducted in the foundry Lipovica d.o.o. For the experiment, we used an AlSi12 alloy cast by a high-pressure casting process. The aim of the study was to evaluate the influence of wall thickness on the microstructure and mechanical properties of AlSi12 alloy. Chemical composition analysis, microstructure analysis, static tensile test and hardness measurement were performed on samples with different wall thicknesses. The research established that the wall thickness has an impact on the microstructure and mechanical properties of AlSi12 alloy.

Keywords:

Aluminum, AlSi12 alloy, wall thickness, microstructure, mechanical properties

Popis slika:

Slika 1. Ravnotežni binarni AlSi dijagram	4
Slika 2. Mikrostruktura podeutektičke AlSi legure	5
Slika 3. Mikrostruktura eutektičke AlSi legure, a) igličasta struktura eutektika, b) globularna struktura eutektika	6
Slika 4. Mikrostruktura nadeutektičke AlSi legure	6
Slika 5. Mikrostruktura eutektika: a) nemodificirani, b) Sr modificirani	9
Slika 6. a) Nemodificirana eutektička mikrostruktura, b) Modificirana eutektička mikrostruktura s Na	10
Slika 7. Prekomjerna modifikacija koja uzrokuje nastanak Al_2Si_2Sr faze	10
Slika 8. Makrostruktura aluminijske legure: a) bez dodatka cjepiva, b) nakon dodatka cjepiva	11
Slika 9. a) Faza α - Al_8Fe_2Si u obliku kineskog pisma, b) Faza β - Al_5FeSi u obliku iglica	12
Slika 10. Greške u odljevku uzrokovane prisustvom β - Al_5FeSi faze: a) poroznost uslijed stezanja pri skrućivanju, b) nastanak pukotine	12
Slika 11. Faza π - $Al_8FeMg_3Si_6$ u obliku iglica	13
Slika 12. Faza α - $Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$ u obliku kineskog pisma	13
Slika 13. Mikrostruktura eutektika s različitim brzinama hlađenja, a) brzina hlađenja $3.3^\circ C/s$, b) $5.7^\circ C/s$, c) $9.2^\circ C/s$, d) $11.6^\circ C/s$	14
Slika 14. Proces skrućivanja Al legure	15
Slika 15. Krivulja hlađenja i skrućivanja legura	15
Slika 16. Promjena slobodne energije prilikom nastajanja nukleusa	16
Slika 17. Heterogena nukleacija, a) rast klice, b) potpuni rast klice u pukotini kalupa	17
Slika 18. Rast zrna tijekom skrućivanja	18
Slika 19. Prijelaz ravnog fronta skrućivanja u ćelijastu strukturu	18
Slika 20. Dendritno skrućivanje	19
Slika 21. Tipovi eutektika : a) pravilni eutektik , b) nepravilni eutektik	20
Slika 22. Nestabilna morfologija: a) Jednofazna nestabilnost b) Dvofazna nestabilnost	21
Slika 23. Uložni materijal AlSi12 legure	22
Slika 24. Peć za taljenje aluminijske legure: a) Plinska peć Botta, b) plinski plamenik unutar peći	23
Slika 25. Otplinjavanje taline Al legure: a) otplinjavanje taline s argonom ili dušikom, b) princip rada rotacijskog otplinjavanja	25
Slika 26. Peći za održavanje temperature kraj stroja za tlačno lijevanje: a) elektropeć b) peć s plamenikom	26
Slika 27. Tablete za otplinjavanje Nitral C-19	27

Slika 28. Stroj za visokotlačno lijevanje	27
Slika 29. Princip rada visokotlačnog lijevanja	27
Slika 30. Viskotlačno lijevani odljevci: a) KK 0010, b) KK 1652	28
Slika 31. Uzorci za određivanje kemijskog sastava	29
Slika 32. Uređaj Spectromaxx za određivanje kemijskog sastava taline	30
Slika 33. Rezalica Buehler za rezanje uzoraka	30
Slika 34. Uređaj Buehler za ulaganje uzorka u vodljivu masu	31
Slika 35. Uređaj Buehler za brušenje i poliranje uzoraka	31
Slika 36. AlSi12 uzorci za metalografska ispitivanja	32
Slika 37. Olympus GX51 s digitalnom kamerom Olympus DP27	33
Slika 38. Prikaz epruveta za statički vlačni pokus	34
Slika 39. Kidalica <i>Hegewald and Peschke inspekt table 100</i>	35
Slika 40. Tvrdomjer <i>Mitutoyo Hardness Testing Machine HV</i>	36
Slika 41. prikaz mikrostrukture uzorka 1 KK 1652 a) povećanje 100X, b) povećanje 200X, c) povećanje 500X, d) povećanje 1000X	38
Slika 42. prikaz mikrostrukture uzorka 2 KK 1652 a) povećanje 100X, b) povećanje 200X, c) povećanje 500X, d) povećanje 500X	39
Slika 43. prikaz mikrostrukture uzorka 3 KK 1652 a) povećanje 100X, b) povećanje 200X, c) povećanje 200X, d) povećanje 500X	40
Slika 44. prikaz mikrostrukture uzorka 21 KK 0010 : a) povećanje 100X, b) povećanje 200X, c) povećanje 500X, d) povećanje 500X	41
Slika 45. prikaz mikrostrukture uzorka 22 KK 0010 : a) povećanje 100X, b) povećanje 500X, c) povećanje 500X, d) povećanje 500X	42
Slika 46. prikaz mikrostrukture uzorka 23 KK 0010 : a) povećanje 100X, b) povećanje 200X, c) povećanje 500X, d) povećanje 500X	43
Slika 47. Analiza faza u AlSi12 leguri	44
Slika 48. Prikaz makrostrukture lomne površine uzoraka nakon statičnog vlačnog pokusa	47

Popis tablica:

Tablica 1. Kemijski sastav EN AB 47100 legure prema standardu UNI EN 1676 I 1706	22
Tablica 2. Debljina stijenke	29
Tablica 3. Kemijski sastav taline za odljevak KK 0010	37
Tablica 4. Kemijski sastav taline za odljevak KK 1652	37
Tablica 5. Udio faza u AlSi12 leguri	45
Tablica 6. Rezultati statičkog vlačnog pokusa	46
Tablica 7. Rezultati mjerenja tvrdoće uzoraka	48

SADRŽAJ

1. UVOD	1
2. TEORIJSKI DIO	2
2.1 GNJEČIVE LEGURE	2
2.2 LJEVAČKE LEGURE	3
2.3 Al-Si LEGURE	4
2.3.1 PODEUTEKTIČKE LEGURE	5
2.3.2 EUTEKTIČKE LEGURE	5
2.3.3 NADEUTEKTIČKE LEGURE	6
2.4 UTJECAJ KEMIJSKIH ELEMENATA NA Al LEGURE	7
2.4.1 GLAVNI LEGIRAJUĆI ELEMENTI	7
2.4.2 PRATEĆI LEGIRAJUĆI ELEMENTI	8
2.4.3 ELEMENTI KOJI UTJEČU NA MORFOLOGIJU EUTEKTIKA (α -Al+ β -Si)	8
2.4.4 CJEPIVA	11
2.4.5 NEČISTOĆE	11
2.5 UTJECAJ BRZINE HLAĐENJA NA MORFOLOGIJU EUTEKTIKA	14
3. SKRUĆIVANJE Al LEGURA	15
3.1 POTHLAĐENJE TALINE I PRISUSTVO KLICA	16
3.2 RAST KRISTALNIH ZRNA	18
3.2.1 DENDRITNO SKRUĆIVANJE	18
3.2.2 EUTEKTIČKO SKRUĆIVANJE	20
4. EKSPERIMENTALNI DIO	22
4.1 PROIZVODNI PROCES	23
4.1.1 ULAGANJE LEGURE U PEĆ I TALJENJE	23
4.1.2 OBRADA TALINE	24
4.1.2.1 ČIŠĆENJE TROSKE	24
4.1.2.2 OTPLINJAVANJE	24
4.1.3 VISOKOTLAČNO LIJEVANJE	27
4.1.4 ODREĐIVANJE KEMIJSKOG SASTAVA ODLJEVAKA	29
4.2 METALOGRAFSKA PRIPREMA	30
4.2.1 METALOGRAFSKA ANALIZA	33
4.3. STATIČKI VLAČNI POKUS	34
4.4. MJERENJE TVRDOĆE	36
5. REZULTATI I DISKUSIJA	37
5.1. KEMIJSKI SASTAV UZORAKA	37
5.2 REZULTATI METALOGRAFSKE ANALIZE	38

5.3 ANALIZA FAZA AISi12 LEGURE	44
5.4. REZULTATI STATIČKOG VLAČNOG POKUSA	46
5.5. MAKROSTRUKTURA LOMNE POVRŠINE UZORAKA NAKON STATIČNOG VLAČNOG POKUSA	47
5.6. REZULTATI MJERENJA TVRDOĆE	48
6. ZAKLJUČAK	49
7. LITERATURA	50
8. ŽIVOTOPIS	53

1. UVOD

Aluminij je srebrno-bijeli metal koji spada u glavnu skupinu periodnog sustava elemenata, atomskog (rednog) broja 13 i atomske mase 26,981539. Aluminij je najrašireniji metal na zemlji, koji čini više od 8 % zemljine kore. To je također najčešći kemijski element na našem planetu nakon kisika i silicija. Zbog svoje kemijske aktivnosti aluminij se u prirodi nikada ne pojavljuje u elementarnom obliku, ali njegovi su spojevi prisutni u gotovo svim stijenama te biljnim i životinjskim organizmima [1].

Aluminij je dobio ime po glinici, koja se na latinskom naziva "*alumen*" a imenovao ga je engleski kemičar Humphry Davy 1808. godine. Davy je pretpostavio kako se aluminij može dobiti elektrolitskom redukcijom iz glinice, (aluminijev oksid), ali tu pretpostavku nije uspio dokazati u praksi. Danski fizičar Hans Christian Ørsted je tek 1825. godine otkrio elementarni aluminij. Proizveo ga je reakcijom bezvodnog aluminijevog klorida s kalijevim amalgamom i dobio „grumen“ metala koji je podsjećao na kositar. Međutim, njemački znanstvenik Friedrich Wöhler je ponovljenim eksperimentima došao do zaključka da je prethodno dobiveni metal bio čisti kalij (K). Wöhler je 1827. godine proveo sličan pokus miješanjem bezvodnog aluminijevog klorida s kalijem te dobio elementarni aluminij [1,2].

Ekstrakcija aluminija postala je komercijalno isplativa tek razvojem elektrolitičkog procesa redukcije glinice, koji su 1886. godine otkrili američki znanstvenik Charles Martin Hall i francuski znanstvenik Paul Héroult. Proces po njima i dobiva ime Hall - Héroultov proces. To je proces elektrolize glinice otopljene u elektrolitu koji se sastoji od rastaljenog kriolita (Na_3AlF_6) i fluorida te dodatka drugih soli radi poboljšanja procesa elektrolize. Iznad svake katode ovješeno je nekoliko usko raspoređenih ugljičnih blokova koji služe kao anoda (pozitivna elektroda). Anode se vješaju šipkama u kupki rastopljenog elektrolita u kojoj se otapa glinica. U kupku se pušta električna energija koja elektrolizom pretvara glinicu (Al_2O_3) u aluminij. Na anodi se odvija oksidacija ugljika uz izdvajanje ugljični dioksid. Aluminij koji je teži od elektrolita, taloži se na dnu posude. Jednadžbom 1 prikazana je osnovna reakcija elektrolize aluminija iz glinice :



Svaka ćelija sastoji se od čeličnog plašta koji je obložena vatrostalnim i ugljičnim blokovima te služe kao katoda (negativna elektroda). Kriolit, pretežni sastojak elektrolita, je natrijev fluoroaluminat koji, kad se drži rastaljen na temperaturi od oko 950 °C, može otopiti glinicu [3,4].

Glavna ruda boksit ($\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{H}_2\text{O}$), danas se koristi kao primarna sirovina u proizvodnji aluminija. Boksit je mineral gline koji sadrži različite modifikacije aluminijevog hidroksida. Inače, zbog teksture boksita prije stotinjak godina aluminij se često poetično nazivao srebrom dobivenim iz gline. U prosjeku je potrebno 4-5 tona boksita za proizvodnju 1 tone aluminija. Boksit je 1821. otkrio geolog Pierre Berthier u južnoj Francuskoj, a novi mineral dobio je ime po području u kojem je otkriveni: Les Baux. Otprilike 90% globalne opskrbe boksitima nalazi se u tropskim i subtropskim područjima poput Gvineje, Australije, Vijetnama, Brazila, Indije i Jamajke [5].

2. TEORIJSKI DIO

Čisti aluminij (99,99 %) prilično je mekan. Aluminij komercijalne čistoće (99 do 99,6 % čistoće) s malim količinama silicija i željeza ima višu tvrdoću u odnosu na čisti aluminij. Duktilni i vrlo kovki aluminij može se valjati u tanku foliju. Aluminij je jedan od najlakših metala na svijetu. Aluminij je gotovo tri puta lakši od željeza, izuzetno elastičan i otporan na koroziju, jer je njegova površina uvijek prekrivena tankim slojem oksidnog filma. Ne magnetizira, izvrstan je vodič električne energije te stvara legure sa svim ostalim metalima. Aluminij se može valjati, vući i utiskivati. Aluminij nije zapaljiv, lako se reciklira, i nije toksičan. Aluminij je također pogodan za oblikovanje plastičnom deformacijom pa se od njega mogu izvlačiti tanke žice i valjati folije [1].

Kao legirajući element aluminij se u malim količinama dodaje drugim metalima kako bi se poboljšala njihova svojstva. Aluminij i njegove legure koriste se u velikoj mjeri za konstrukciju zrakoplova, kao građevinski materijal, u proizvodnji trajnih proizvoda za potrošače (hladnjake, klima uređaje, posuđe za kuhanje, radijatori), električnih vodiča te u kemijskoj i prehrambenoj industriji [1].

S obzirom na način prerade aluminijске legure dijele se na:

- gnječive
- ljevačke

2.1 GNJEČIVE LEGURE

Gnječive legure aluminija mogu se prepoznati pomoću četveroznamenkastog broja. Prva znamenka označava glavni legirajući element i stoga je najvažnija. Druga znamenka, osim ako nije 0, označava modifikaciju legure, a treća i četvrta znamenka su identifikacijski brojevi za određenu leguru. Gnječive legure mogu biti toplinski očvrstive ili toplinski neočvrstive legure. Toplinski očvrstive legure očvršćuju precipitacijom faza tijekom toplinske obrade, dok toplinski neočvrstive legure najčešće očvršćuju hladnom deformacijom. Ukupan dodatak legirajućih elemenata gnječivim legurama ne prelazi 10 %. Kod toplinski neočvrstivih legura koriste se legirajući elementi poput Mn, Mg, dok kod toplinski očvrstive legure najčešće sadrže elementi poput Cu, Mg, Si, Zn [6].

Sustav označavanja:

- prema AA - 4 znamenke i slovom za toplinsku obradu
- prema EN 573 - AW (A - Aluminij, W – wrought)

Toplinski neočvrstive legure:

1xxx – aluminij komercijalne čistoće

3xxx – aluminij-mangan (Al-Mn)

aluminij-mangan-magnezij (Al-Mn-Mg)

5xxx – aluminij-magnezij (Al-Mg)

Toplinski očvrstive legure:

2xxx – aluminij-bakar (Al-Cu)

aluminij-bakar-magnezij (Al-Cu-Mg)

6xxx – aluminij-magnezij-silicij (Al-Mg-Si)

7xxx – aluminij-cink-magnezij (Al-Zn-Mg)

aluminij-cink-magnezij-bakar (Al-Zn-Mg-Cu)

8xxx – ostale legure

9xxx – nerazvrstane legure

Gnječive legure proizvode se taljenjem čistih aluminijskih ingota sa specifičnim legirajućim elementima potrebnim za izradu određenog tipa proizvoda. Zatim se talina lijeva u poluproizvode poput gredica. Taj se materijal potom valja, kuje ili istiskuje u konačni oblik. Proizvodi koji nastaju nakon oblikovanja plastičnom defromacijom su trake, folije, žice, električni vodiči, zrakoplovni okviri, pribori za kuhanje, šipke itd. Nastale proizvode odlikuju izvrsna mehanička svojstva poput: vlačne čvrstoće, bolja završna obrada površine, otpornost na koroziju, jednostavnost oblikovanja. Glavni nedostatak gnječivih legura u odnosu na ljevačke je kompliciraniji postupak izrade te mogućnost dobivanja proizvoda jednostavnije geometrija [6].

2.2 LJEVAČKE LEGURE

Ljevačke legure su danas najkorištenije legure a primjenjuju se u izradi odljevaka kompleksne geometrije koje mogu odgovoriti na zahtjev kupca. Kao rezultat, ljevačke legure na bazi Al, za proizvodnju strukturnih komponenata prolaze kroz trend rasta. Ljevačke legure sadrže veći postotak legirajućih elemenata u odnosu na gnječive legure. Legirajući elementi koji se najčešće koriste su: Si, Cu, Mg, Zn, Sn. Ljevačke legure posjeduju izvrsnu livljivost, otpornost pri povišenim temperaturama, dobru toplinska vodljivost, malu masu i otpornost na trošenje. Ljevačke legure nalaze široku primjenu u postupcima poput visokotlačnog i niskotlačnog lijevanja, postupcima lijevanja u jednokratne kalupe, postupcima lijevanja u kokile, thixocasting, rheocasting, cosworth postupak, itd. Ljevačke legure prepoznamo po sustavu označavanja *Aluminum Association* (AA) koji predstavlja troznamenasti sustav označavanja ili prema EN 1706 [7].

Aluminijske legure označavaju se slijedećim redoslijedom :

1. A (Aluminij)
2. B/C/M (ingot / ljevačka legura / predlegura),
3. brojčana oznaka s 5 znamenki ili oznaka s kemijskim simbolima
4. F/O/H/W/T (oznaka stanja)
5. sadržaj nečistoća u glavnim grupama legura:
A niski sadržaj nečistoća, B visoki sadržaj nečistoća

Primjer ljevačkih legura :

1xx – kontrolirani nelegirani sastavi, čisti aluminijski

2xx – aluminijski-bakar (Al-Cu)

3xx – aluminijski-silicij-magnezij (Al-Si-Mg)

4xx – aluminijski-silicij (Al-Si)

5xx – aluminijski-magnezij (Al-Mg)

6xx – nije u upotrebi

7xx – aluminijski-cink (Al-Zn)

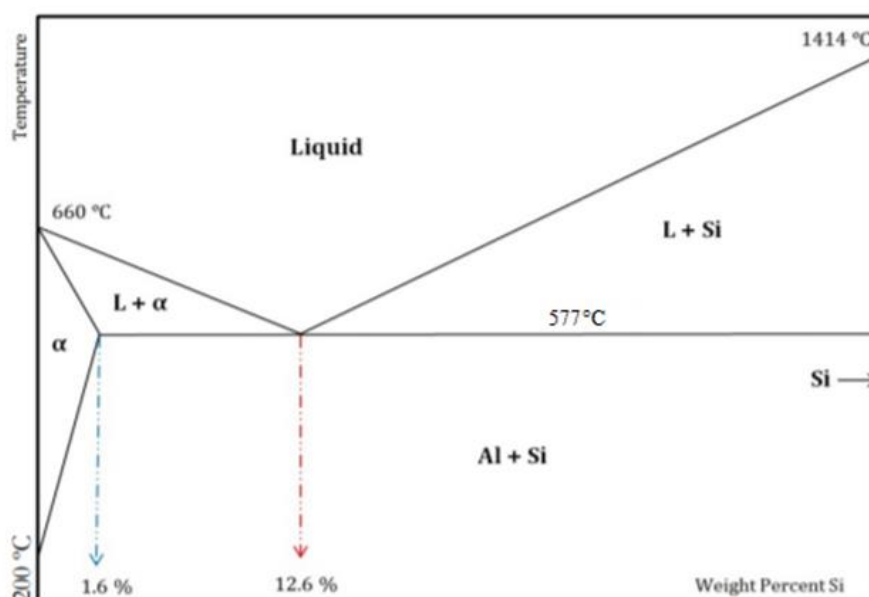
8xx – aluminijski-kositar (Al-Sn)

9xx – ostali elementi [7]

2.3 Al-Si LEGURE

Ljevačke Al-Si legure čine 80% proizvodnje aluminijskih odljevaka [8]. Karakteristike ovih legura su: visoka livljivost, visoka otpornost na koroziju, dobra toplinska provodljivost, nisko stezanje, niski koeficijent toplinskog širenja, viša specifična čvrstoća u odnosu na ostale lijevane legure poput čelika ili nodularnog lijeva. Sadržaj silicija u Al-Si legurama kreće se u rasponu od 4–24 mas.%. Njihova upotreba ovisi o kemijskom sastavu i mehaničkim svojstvima. Dodatkom legirajućih elemenata moguće je poboljšati mehanička svojstva te utjecati na razvoj mikrostrukture Al-Si legura [8,9,10].

Talište čistog aluminijskog je pri temperaturi od 660 °C, a silicija pri temperaturi od 1414 °C. Eutektička reakcija je pojava kod koje iz taline nastaju dvije krute faze. Binarni Al-Si dijagram (slika 1) prikazuje kako se eutektička reakcija odvija na temperaturi od 577 °C uz udio silicija od 12,6 % [11,12].



Slika 1. Ravnotežni binarni Al-Si dijagram [13]

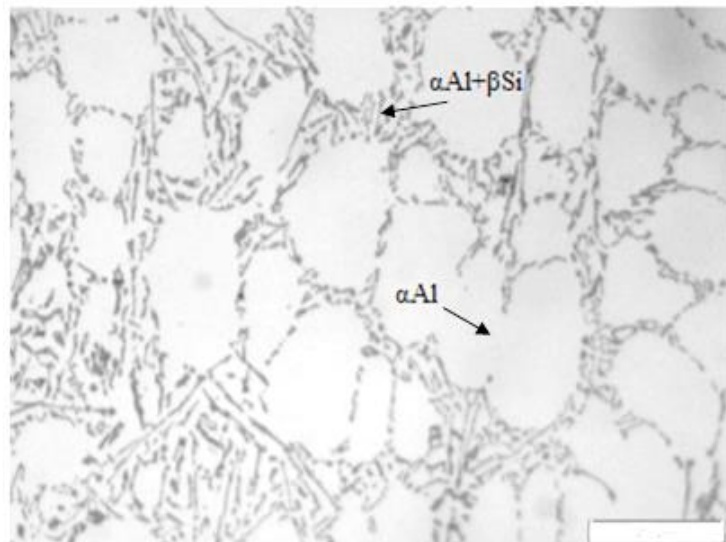
Dodatak silicija općenito poboljšava livljivost i napajanje odljevaka, poboljšava otpornost na tople pukotine, a utječe i na smanjenje specifične mase. S obzirom na udio Si-a u talini, mikrostruktura Al-Si legure sastoji se od primarnog aluminija α -Al, primarnog silicija β -Si te eutektika (α -Al+ β -Si). S obzirom na udio Si-a i mikrostrukturu, AlSi legure se dijele na:

1. podeutektičke
2. eutektičke
3. nadeutektičke [11,12].

2.3.1 PODEUTEKTIČKE LEGURE

Udio silicija u podeutektičkim legurama kreće se od 4 - 7 % Si. Podeutektičke Al-Si legure sastoje se od dendritne mreže primarnog aluminija α -Al, te eutektika (α -Al+ β -Si) [12].

Slika 2. prikazuje mikrostrukturu podeutektičke Al-Si legure.



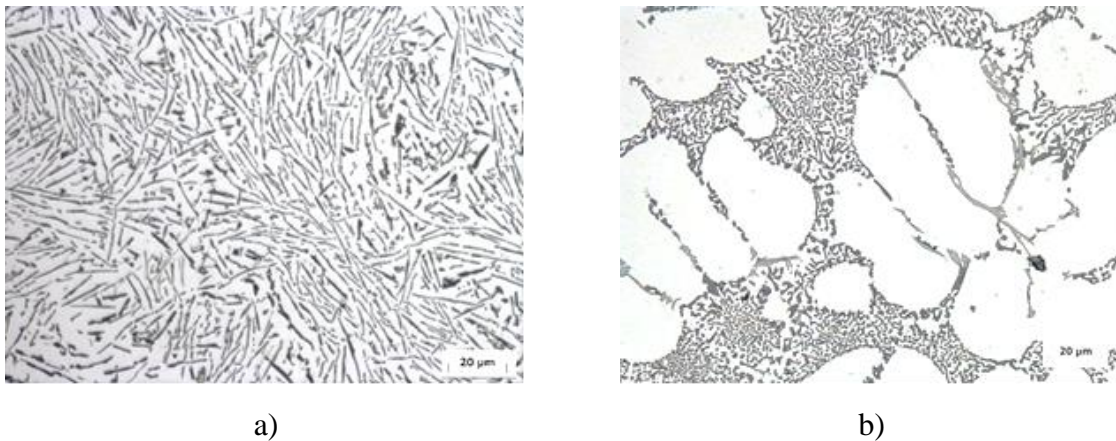
Slika 2. Mikrostruktura podeutektičke Al-Si legure [14]

Razvoj mikrostrukture podeutektičke Al-Si legure tijekom skrućivanja započinje transformacijom dendritne mreže primarnog α -Al te skrućivanjem eutektika u interdendritnom području kao što je vidljivo na slici 2. Ove legure imaju široku primjenu u proizvodnji dijelova za rad pri povišenim temperaturama poput rotora, tijela ventila, priključaka za lopatice ventilatora, posuda, itd. [12,13].

2.3.2 EUTEKTIČKE LEGURE

Udio silicija u eutektičkim legurama kreće se u rasponu od 10 – 13 % Si. Mikrostruktura eutektičke Al-Si legure sastoji se od eutektika (α -Al+ β -Si). Ovisno o brzini skrućivanja, kemijskim modifikatorima i uvjetima lijevanja, mikrostruktura eutektičke legure može imati grubu igličastu strukturu ili finu vlaknastu strukturu [15].

Slika 3. prikazuje igličastu i globularnu mikrostrukturu eutektičke legure.



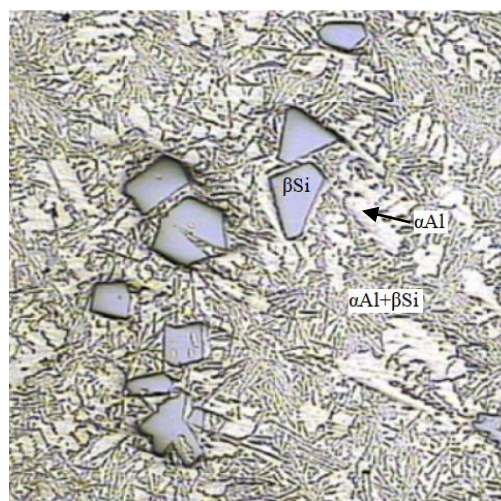
Slika 3. Mikrostruktura eutektičke Al-Si legure, a) igličasta struktura eutektika, b) globularna struktura eutektika [16,17]

Eutektičke legure namijenjene su za izradu dijelova za rad pri povišenim temperaturama. Dodatkom drugih elemenata može se utjecati na mehanička svojstva ove legure. Eutektičke legure koriste se za izradu klipova, cilindara, blokova i glava motora u automobilima, radijatora te u zrakoplovnoj industriji [15].

2.3.3 NADEUTEKTIČKE LEGURE

Udio silicija u nadeutekičkim legurama je veći od 13 %. Obično se u Al-Si legurama udio silicija kreće od 13 - 24 %Si. Nadeutektička mikrostruktura sastoji od primarno izlučenog β -Si i eutektika (α -Al+ β -Si) [18].

Slici 4. prikazuje igličastu eutektičku strukturu s primarnim β -Si koji se pojavljuje u pločastom obliku.



Slika 4. Mikrostruktura nadeutektičke Al-Si legure [19]

Nadeutektička AlSi legura ima izvrsnu otpornost na habanje, nižu gustoću i koeficijent toplinskog širenja te vrhunsku stabilnost pri visokim temperaturama. Često se koristi za izradu automobilskih dijelova i ostalih dijelova otpornih na trošenje, te u dijelovima za smanjenje potrošnje goriva i CO₂ emisije automobilske industriji [18].

2.4 UTJECAJ KEMIJSKIH ELEMENATA NA Al LEGURE

Kemijski elementi poboljšavaju mehanička svojstva te utječu na razvoj mikrostrukture aluminijskih legura. Legirajući elementi koji se koriste u aluminijskim legurama su: Si, Mg, Mn, Cu, Fe, Zn, Be, Ti i ostali. U Al legurama Fe i Zn su nečistoće koje dovode do izlučivanja intermetalnih faza te narušavanja mehanička svojstva. Intermetalne Fe faze u obliku iglica se izlučuju na granicama zrna te tako smanjuju sposobnost napajanja i uzrokuju nastanak poroznosti uslijed stezanja pri skrućivanju. Kako bismo smanjili negativan utjecaj Fe i Zn intermetalnih faza koriste se kemijski elementi poput Be, Cr, Mn, Ni koji modificiraju oblik intermetalne faze u povoljnije spojeve i faze. Za modifikaciju eutektika (α -Al+ β -Si) dodaju se elementi poput Na, Sr ili Sb u obliku predlegure. Na stupanj modifikacije eutektika (α -Al+ β -Si) također se može utjecati pravilnom brzinom hlađenja. Za rafinaciju mikrostrukture prije samog lijevanja dodaju se Ti ili kombinacija Ti i B kako bi usitnili i ujednačili veličinu zrna poboljšali mehanička svojstva odljevaka [7,20].

2.4.1 GLAVNI LEGIRAJUĆI ELEMENTI

Silicij - Najčešće legure u svim postupcima lijevanja su one koje sadrže silicij kao glavni legirajući element. Izvanredan učinak silicija u aluminijskim legurama je poboljšanje karakteristika lijevanja. Dodaci silicija čistom aluminiju poboljšavaju livljivost, otpornost na vruće pukotine i karakteristike napajanja. Udio Si-a u legurama kreće se do 25% Si. Optimalan udio Si ovisi o postupku lijevanja. Za postupke s niskom brzinom hlađenja (poput pijeska), raspon je 5 do 7%, za trajni kalup 7 do 9%, a za lijevanje visokotlačno 8 do 12%. Silicij se također upotrebljava za smanjenje specifične težine i toplinskog koeficijenta širenja u aluminijskim legurama [7,20].

Magnezij - Osigurava čvrstoću i tvrdoću u toplinski obrađenim Al-Si legurama i često se koristi u složenijim Al-Si legurama koje sadrže bakar, nikal. Maksimalna topljivost magnezija u aluminiju u krutom stanju iznosi 17,4 mas. % što daje širok raspon kemijskih sastava i različita fizikalna i kemijska svojstvima. Magnezij u kombinaciji sa silicijem tvori Mg₂Si fazu koja poboljšava čvrstoću. Sastav magnezija u rasponu od 0,40 do 0,070% u Al-Si legurama osiguravaju vrhunsku čvrstoću. Osim čvrstoće i tvrdoće Mg osigurava izvrsnu otpornost na koroziju i dobru zavarljivost. Binarne legure Al-Mg široko se koriste u komponentama koje zahtijevaju svijetlu površinsku obradu i otpornost na koroziju, ali i dobru kombinaciju čvrstoće i duktilnosti [7,20].

Bakar - Prve i najčešće korištene aluminijske legure sadržavale su 4 do 10 % Cu. Bakar poboljšava čvrstoću i tvrdoću u lijevanom i termički obrađenom stanju. Bakar općenito smanjuje otpornost na koroziju, ali također i podložnost napetosnoj koroziji. U Al-Si legurama bakar poboljšava čvrstoću i rezljivost, ali smanjuje otpornost na koroziju i livljivost [20].

2.4.2 PRATEĆI LEGIRAJUĆI ELEMENTI

Krom - Krom tipično tvori spoj Al_7Cr , koji pokazuje izuzetno ograničenu topljivost u čvrstom stanju i stoga je koristan u suzbijanju rasta zrna. Krom u kombinaciji s manganom može promijeniti igličastu morfologiju nepoželjne β - Al_5FeSi faze u poželjniju morfologiju kineskog pisma α - $Al_{15}(Mn,Fe)_3Si_2$ koja poboljšava duktilnost. U koncentracijama iznad 0,35 %, krom stvara uključke i nečistoće, te otežava proces lijevanja. Također, krom poboljšava otpornost na koroziju [20].

Nikal – U Al legurama nikal povećava tvrdoću i čvrstoću pri povišenim temperaturama. Pri povišenim temperaturama dodaje se u kombinaciji s bakrom kako bi se poboljšala svojstva. Također smanjuje koeficijent toplinskog širenja. Porastom sadržaja nikla u mikrostrukturi nastaju intermetalni spojevi Al_3Ni koji poboljšavaju mehanička svojstva poput otpornosti na habanje i savijanje [7,20].

Kositar - Gnječive legure sadrže do 0,03 % Sn, dok lijevačke legure mogu sadržavati do 25% Sn. Kositar se obično upotrebljava u Al-Cu i Al-Si-Cu legurama. Kositar poboljšava tečnost i obradivost aluminijskih legura. Male količine od 0,05 % Sn mogu utjecati na reakciju očvršćivanja, te tako poboljšati čvrstoću i otpornost na koroziju. Prevelike koncentracije Sn uzrokuju nastanak vrućih pukotina [20].

Berilij - Mali dodatci Be mogu biti učinkoviti u smanjenju oksidacijskih gubitaka tijekom taljenja Al-Mg legura. Berilij se koristi za modifikaciju željeznih intermetalnih faza koje narušavaju mehanička svojstva. U višim koncentracijama ($> 0,04\%$), berilij utječe na oblik i sastav intermetalnih faza željeza. Dodatak berilija modificira intermetalnu fazu željeza iz igličaste ili pločaste u kinesko pismo poboljšavajući čvrstoću i duktilnost. Interakcijom Be i Fe nastaje Be-Fe faza koja se formira tijekom peritektičke reakcije na česticama bogatim titanom. Intermetalna Fe-Be faza izlučuje se unutar primarne α_{Al} faze poboljšavajući mehanička svojstva. Berilij se ubraja među poznate kancerogene tvari koje zahtijevaju posebne mjere zaštite tijekom rukovanja [21].

Mangan - Mangan može neutralizirati efekt krhkosti koji nastaje prilikom izlučivanja intermetalnih faza željeza, te pretvara igličastu β - Al_5FeSi fazu u kompaktniju α - $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ fazu koja ne uzrokuje krhkost i pukotine u odljevcima. Povećan udio mangana poboljšava vlačnu čvrstoću i duktilnost Al legura [20,22].

Bizmut, Olovo - U koncentracijama većim od 0,1 % poboljšavaju obradivost lijevanih aluminijskih legura. Također Bi rafinira eutektik u Al-Si-Mg-Cu legurama [7].

2.4.3 ELEMENTI KOJI UTJEČU NA MORFOLOGIJU EUTEKTIKA ($\alpha Al + \beta Si$)

Jedan od načina za poboljšanje mehaničkih svojstava Al-Si legura je putem modifikacije eutektika. Modifikacija eutektika (α -Al+ β -Si) se može izvršiti dodavanjem kemijskih modifikatora ili pravilnom brzinom hlađenja. Pojam "modifikacija" opisuje metode kojima se modifikatori u obliku čistih elemenata ili predlegura dodaju u talinu za poticanje stvaranja fine i vlaknaste eutektičke strukture tijekom skrućivanja [7].

Antimon - Pri koncentraciji većoj od 0,05%, antimon pretvara eutektičku (α -Al+ β -Si) fazu do lamelnog oblika. Stoga, dodatcima antimona nije u potpunosti moguće postići poboljšanje livljivosti i mehaničkih svojstava odljevaka. Učinkovitost antimona u modifikaciji eutektičke

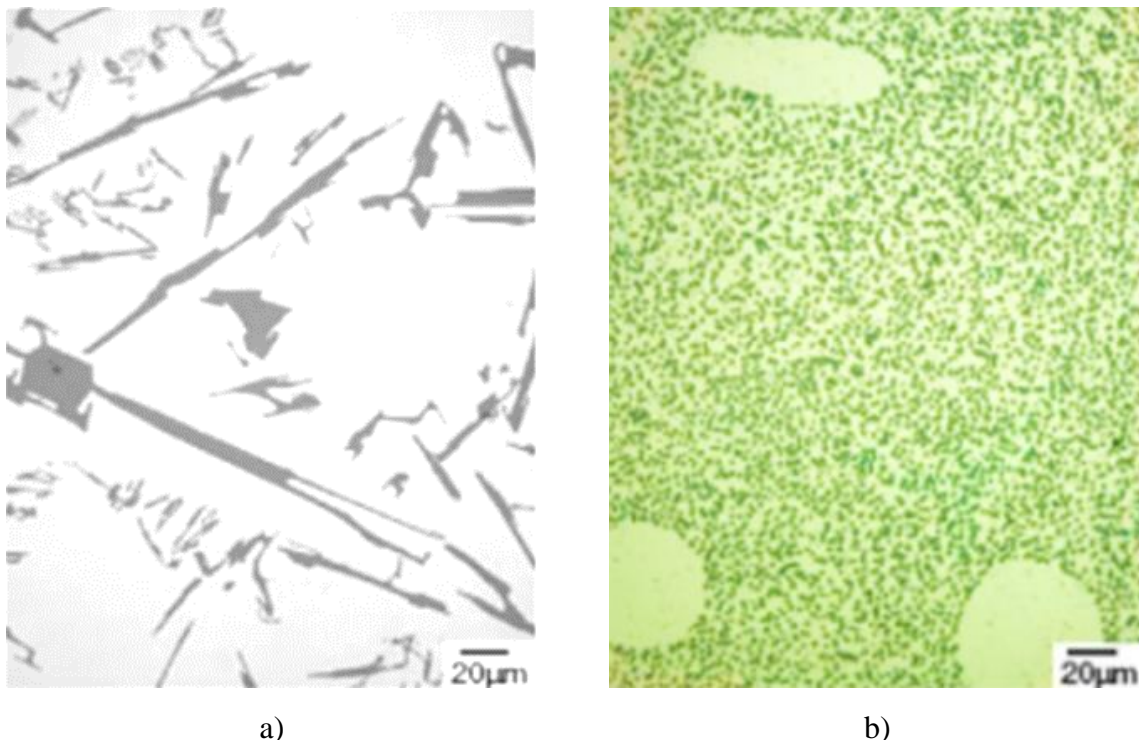
strukture ovisi o odsutnosti fosfora i o primjerenj brzini skrućivanja. Antimon negativno reagira s natrijem i stroncijem uz nastanak grubih iglica s nepovoljnim učinkom na livljivost i eutektičku strukturu. Antimon je također klasificiran kao teški metal s potencijalnim toksičnim učinkom [7,20].

Stroncij - se koristi za modifikaciju eutektičke (α -Al+ β -Si) faze iz grube pločaste do fine vlaknaste morfologije. Učinkovita modifikacija može se postići vrlo malim dodatcima od 0,008 do 0,04 % Sr. Stroncij se može dodati u obliku predlegure. Čisti Sr se također koristi u nekim slučajevima. Uobičajene predlegure za modifikaciju Sr su:

- Al – 3,5% Sr,
- Al – 10% Sr, Al – 10% Sr – 14% Si,
- 90% Sr – 10% Al.

Ovisno o predleguri stroncija koja se primjenjuje potrebno je određeno vrijeme zadržavanja taline za otapanje stroncija. Dodavanje Sr u talinu je miran postupak i ne uzrokuje burnu reakciju kao Na. Sr ima visok oporavak (oko 90 %), stoga je modifikacija prisutna i u pretaljenim legurama. Modifikacija sa Sr je najučinkovitija pri niskim temperaturama. Pri većim koncentracijama stroncija stvara se Al_2Si_2Sr faza koja uzrokuje pojavu poroznosti [23,24].

Mikrostrukturu nemođificirane i stroncijem modifikirane morfologije prikazana je na slici 5.

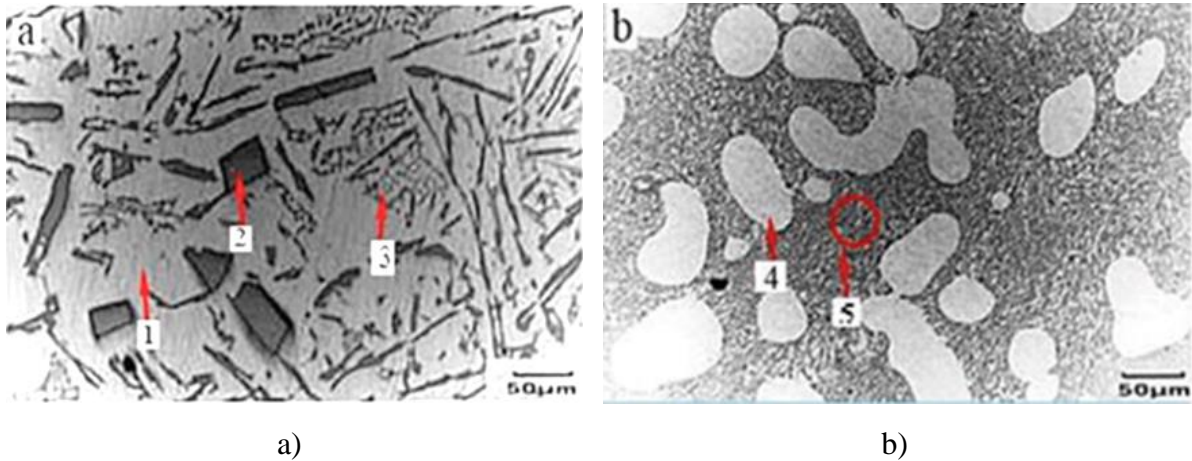


Slika 5. Mikrostruktura eutektika: a) nemođificirani, b) Sr modifikirani [25].

Natrij – modifikira eutektičku (α -Al+ β -Si) fazu. Dodatak natrija od 0,015 do 0,020 % potreban je za odgovarajuću modifikaciju. Zbog visokog tlaka para natrije lako oksidira i reagira s talinom uz nastanak kompleksne aluminij-natrij-silicij faze koja otežava proces modifikacije. Najveći nedostatak natrija je što njegovo dodavanje izaziva burnu reakciju koja rezultira

nakupljanjem vodika. Natrij karakterizira lako otapanje iznad 700 C, ali lošiji oporavak u odnosu na stroncij [26,27,28].

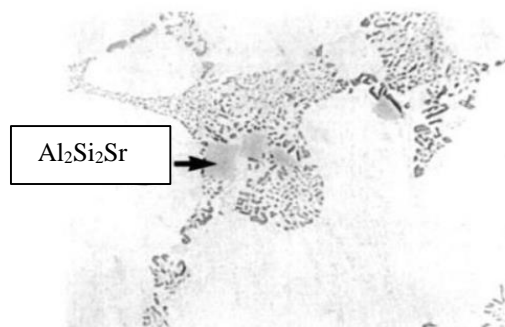
Slika 6. prikazuje mikrostrukturu nemodificirane i Na modificirane eutektičke Al-Si legure.



Slika 6. a) Nemodificirana eutektička mikrostruktura, b) Modificirana eutektička mikrostruktura s Na [29]

Na slici 6. a) prikazana je nemodificirana igličasta struktura. Broj 1 predstavlja primarni aluminij α -Al, broj 2. predstavlja primarni β -Si, dok broj 3. predstavlja eutektik (α -Al+ β -Si). Slika b) predstavlja Na modificiranu strukturu fine vlaknaste morfologije. Broj 4. predstavlja primarni aluminij α -Al, dok broj 5. predstavlja eutektik (α -Al+ β -Si) [28].

Negativna strana modifikacije je prevelika koncentracija Na i Sr. Prekomjerna koncentracija natrija i stroncija djeluje štetno na mehanička svojstva. Natrij pri prekomjernim koncentracijama uzrokuje stvaranje oksidnog sloja koji štetno utječe na livljivost taline. Stroncij pri prekomjernim koncentracijama tvori Al_2Si_2Sr fazu (Slika 7.) koja smanjuje efekt modifikacije i pogoršava mehanička svojstva. Prekomjerna modifikacija Na i Sr uzrokuje pojavu vodika. Natrij i stroncij reagiraju s vodikom, čime dolazi do apsorpcije vodika u talini koji uzrokuje plinsku poroznost. Plinovi se izdvajaju iz taline u obliku mjehurića, koji mogu ostati zarobljeni u metalu čineći plinsku poroznost [25,28].



Slika 7. Prekomjerna modifikacija koja uzrokuje nastanak Al_2Si_2Sr faze[29]

Kalcij - je slabiji modifikator u odnosu na natrij i stroncij. Ca povećava topljivost vodika i često dovodi do pojave poroznosti. Koncentracije kalcija veće od približno 0,005% također su štetne i utječu na smanjenje duktilnost u aluminijским legurama [7,26].

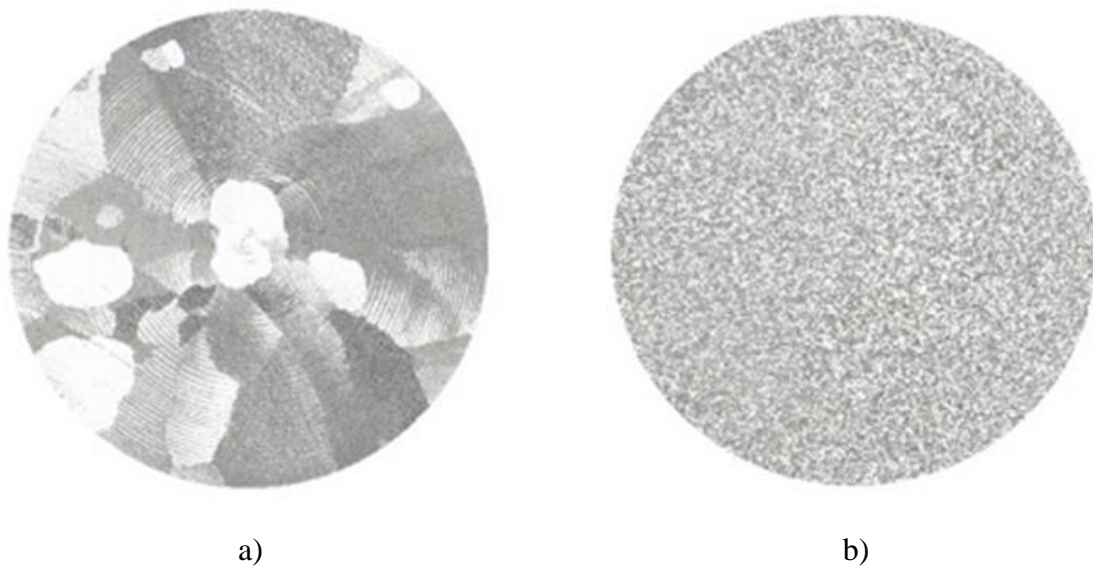
2.4.4 CJEPIVA

Kontrola lijevane strukture jedna je od najvažnijih zahtjeva u ljevačkoj industriji. Usitnjavanje zrna jedan je od učinkovitih tretmana koji se široko koristi za poboljšanje kvalitete odljevaka. Veličina zrna je važna zbog toga što može ili narušiti ili poboljšati mehanička svojstva. Najpoželjnija su sitna zrna koja su jednake veličine kako bi se kalup potpuno ispunio i kako bi se izbjegle mikro i makro poroznosti. Kemijski elementi koji se koriste za usitnjenje zrna su bor i titan i to najčešće u kombinaciji. Legure koje se koriste za rafiniranje zrna su Al-Ti ili Al-Ti-B [30,31].

Bor - se kombinira s drugim metalima kako bi stvorio boride tipa Al_2B i TiB_2 . Zbog visoke tvrdoće metalni boridi smanjuju radni vijek alata za strojnu obradu. Pri visokoj koncentraciji bora, boridi doprinose stvaranju taloga u peći, aglomeraciji čestica i povećanom riziku od pojave uključaka [7,20,32].

Titan - se koristi za usitnjavanje strukture zrna Al, često u kombinaciji s određenim količinama bora. Dodatak titana koji premašuju stehiometriju TiB_2 neophodan je za učinkovito usitnjavanje zrna. Ti u aluminjskim legurama tvori Al_3Ti čestice koji služe za heterogenu nukleaciju dendritne mreže primarnog aluminija $\alpha-Al$. Dodatak Ti do 0,15 % je najučinkovitiji za usitnjavanje zrna. Povećan sadržaj Ti u aluminjskim legurama iznad 0,15 % poboljšava otpornost na koroziju ali utječe na veličinu zrna tj. dovodi do porasta veličine zrna i uzrokuje poteškoće pri lijevanju [32].

Učinak titana i bora na makrostrukturu aluminija prikazana je na slici 8.



Slika 8. Makrostruktura aluminjske legure: a) bez dodatka cjepiva, b) nakon dodatka cjepiva [33]

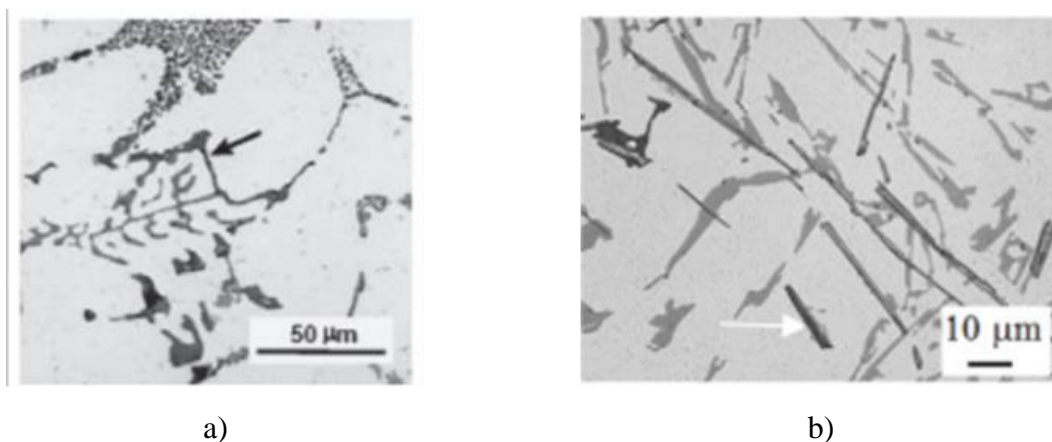
2.4.5 NEČISTOĆE

Željezo - poboljšava otpornost na tople pukotine i smanjuje tendenciju lijepljenja na kalup u tlačnom lijevu. Nedostatak željeza je nastanak intermetalnih faza koje se najčešće pojavljuju pretapanjem recikliranih aluminjskih legura. Faze na osnovi Fe bitno utječu na mehanička svojstva te smanjuju duktilnost i vlačnu čvrstoću. Intermetalne faze na bazi Fe također

narušavaju sposobnost interdendritnog napajanja i uzrokuju poroznost uslijed stezanja pri skrućivanju [7,20].

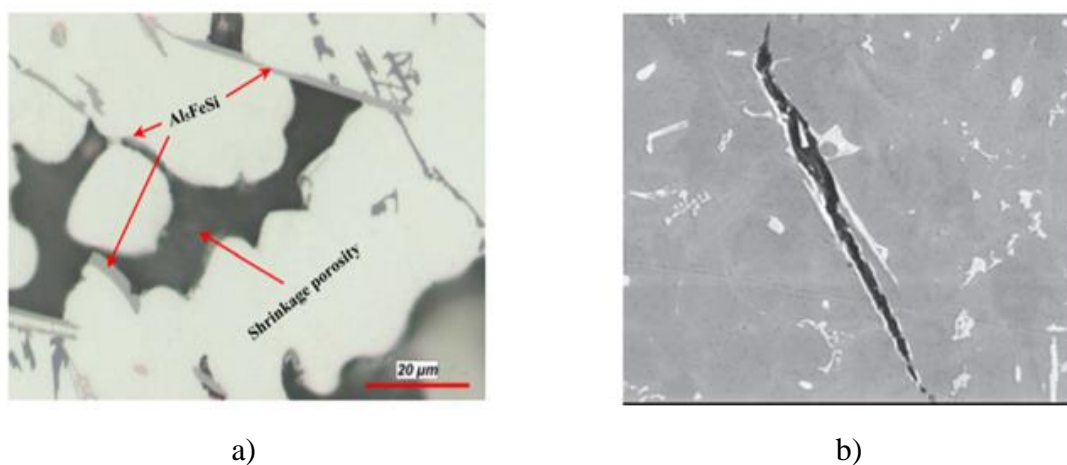
Zbog visoke topljivosti željeza u aluminiju, željezo lako može ući u talinu iz nezaštićenih čeličnih alata i dodatkom predlegura niske čistoće. Željezo s aluminijem tvori Al_6Fe i Al_3Fe faze, koje uzrokuju pukotine i smanjuju otpornost na umor, ali poboljšavaju otpornost na habanje. Faza δ - Al_4FeSi_2 ima najveći udio silicija od svih Al-Fe-Si faza i pojavljuje se u igličastom obliku. Faza α - Al_8Fe_2Si pojavljuje se u obliku kineskog pisma koja je poželjnija i manje štetna u odnosu na β - Al_5FeSi fazu [34]. Faza β - Al_5FeSi se pojavljuje u oblika grubih iglica i uzrokuje poroznost uslijed stezanja pri skrućivanju te povećava sklonost odljevka ka stvaranju pukotina. Niska koncentracija Mn i Cr i niska brzina hlađenja pomažu stvaranju β - Al_5FeSi faze [34,35].

Slika 9. prikazuje α - Al_8Fe_2Si i β - Al_5FeSi intermetalne faze.



Slika 9. a) Faza α - Al_8Fe_2Si u obliku kineskog pisma, b) Faza β - Al_5FeSi u obliku iglica [36,35]

Slika 10. prikazuje greške u obliku poroznosti uslijed stezanja pri skrućivanju i nastanak pukotina koje uzrokuju β - Al_5FeSi faza.

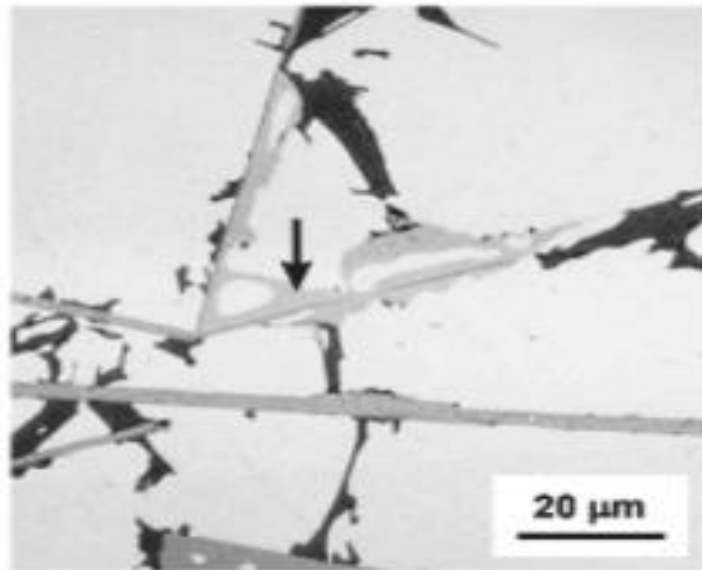


Slika 10. Greške u odljevku uzrokovane prisustvom β - Al_5FeSi faze: a) poroznost uslijed stezanja pri skrućivanju, b) nastanak pukotine [37,38]

Poroznost uslijed stezanja pri skrućivanju uzrokuje nedovoljno napajanje taline. tj talina ne može ispuniti željeno mjesto te na tom mjestu ostaju praznine koje se klasificiraju kao greške.

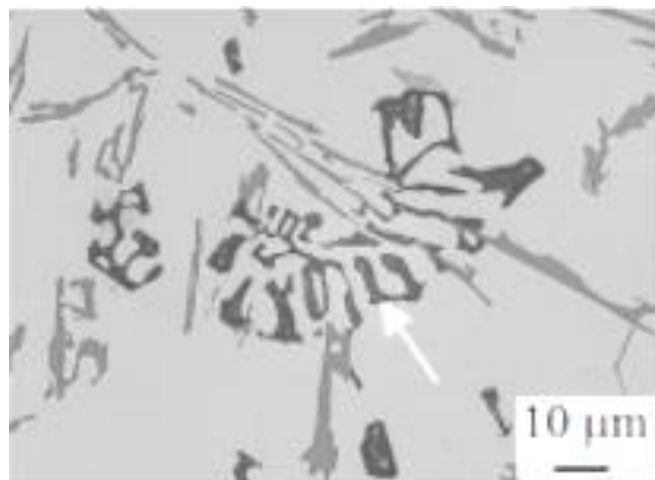
Pukotina uzrokuje prijelom koji narušava kvalitetu odljevka. Iz slike 10. b) vidljivo je kako pukotina napreduje po igličastoj β - Al_5FeSi fazi [38].

Željezo s Si i Mg stvara π - $\text{Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$ u obliku iglica, ova faza obično nastaje peritektoidnom reakcijom iz β - Al_5FeSi faze. Veći udio Mg od dozvoljene koncentracije uzrokuje nastanak π - $\text{Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$ faze koja smanjuje čvrstoću i duktilnost [34]. Slika 11. prikazuje π - $\text{Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$ fazu.



Slika 11. Faza π - $\text{Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$ u obliku iglica [36]

Pretaljivanjem aluminijskih legura može se naći određeni udio mangana. Željezo s Mn može modificirati igličastu β - Al_5FeSi fazu u poželjniju α - $\text{Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}_2$ fazu u obliku kineskog pisma koja poboljšava mehanička svojstva poput duktilnosti i vlačne čvrstoće [35]. Slika 12. prikazuje α - $\text{Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}_2$ fazu.



Slika 12. Faza α - $\text{Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}_2$ u obliku kineskog pisma [35]

Udio intermetalnih faza povećava se s povećanim udjelom željeza. Zbog negativnog učinka željeza bitno je kontrolirati udio željeza u legurama i spriječiti njegovu apsorpciju u talini.

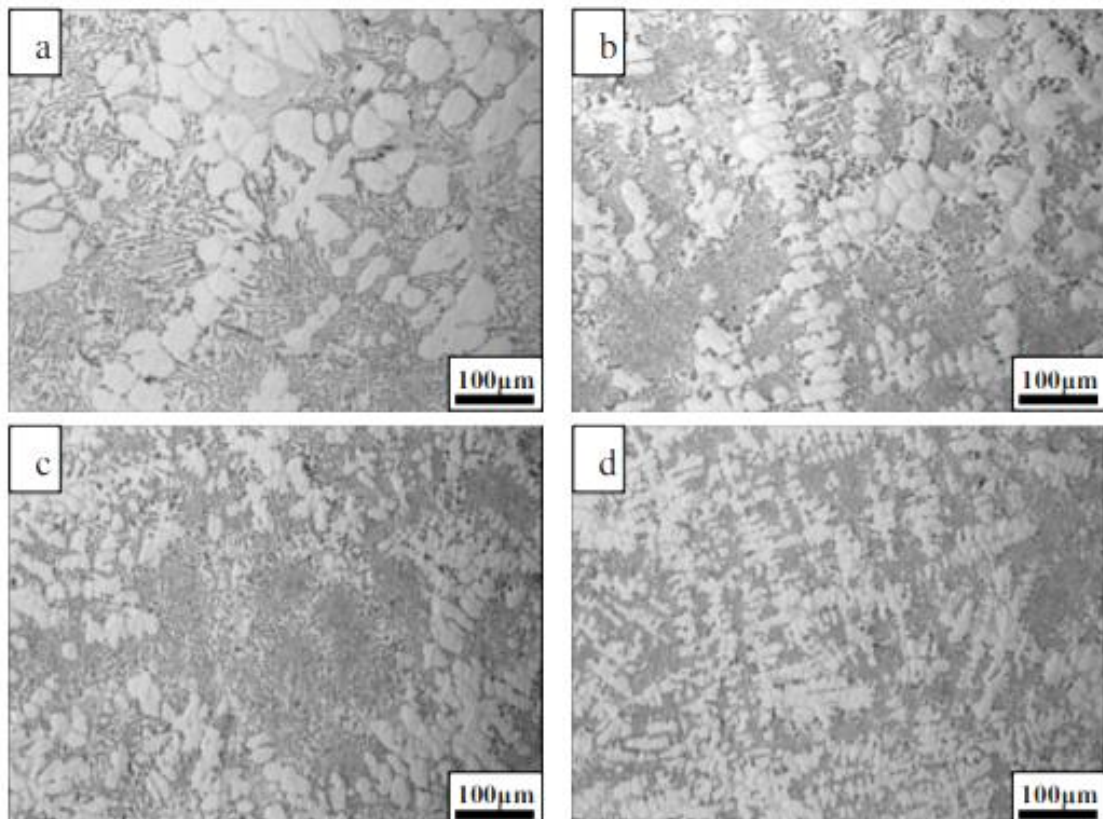
Negativan utjecaj intermetalnih faza moguće je umanjiti s modifikatorima poput Be, Mn, Cr, Ni [20].

Cink - Cink je relativno neutralan, te nema značajniji utjecaj na svojstva legure. U određenim udjelima cink može povisiti livljivost aluminijskih legura te poboljšati mehanička svojstva nakon toplinske obrade. Ako udio cinka ne prelazi 1 %, u krutoj otopini aluminijske legure, ne stvara faze. Cink se koristi i za suzbijanje rasta intermetalnih faza Fe u aluminijskim legurama. Cink se u kombinaciji s bakrom i magnezijem značajno koristi u legurama koje se toplinski obrađuju ili prirodno stare. Cink ima najveću topljivost od svih metala u aluminiju u krutom stanju, s maksimumom od 82 % [7,20].

2.5 UTJECAJ BRZINE HLAĐENJA NA MORFOLOGIJU EUTEKTIKA

Igličasta mikrostruktura može se razviti u finu vlaknastu strukturu s pravilnom brzinom hlađenja. Veća brzina hlađenja utječe na morfologiju eutektika (α -Al+ β -Si), ali i veličinu zrna. Osim što poboljšava strukturu eutektika (α -Al+ β -Si) i uspinjava veličinu zrna također, smanjuje razmak između sekundarnih dendritnih grana [39].

Slika 13. prikazuje mikrostrukturu eutektika (α -Al+ β -Si) pri različitim brzinama hlađenja.



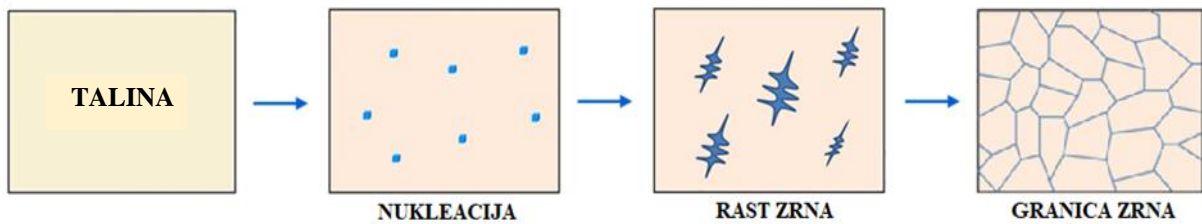
Slika 13. Mikrostruktura eutektika (α -Al+ β -Si) pri različitim brzinama hlađenja, a) brzina hlađenja 3.3°C/s, b) 5.7°C/s, c) 9.2°C/s, d) 11.6°C/s [39]

Iz slike 13. možemo uočiti kako veća brzina hlađenja utječe na razvoj sekundarnih i tercijarnih grana dendrita. Također s većom brzinom hlađenja, morfologija eutektika (α -Al+ β -Si) postaje vlaknasta, što u konačnici poboljšava mehanička svojstva [39].

3. SKRUĆIVANJE Al LEGURA

Skrucivanje ima važnu ulogu u određivanju tehnologije lijevanja i definiranju svojstava odljevka. Također nastanak mikrostrukture ovisi o skrucivanju. Skrucivanje se definira kao prijelaz tvari iz tekućeg u kruto stanje. Pri skrucivanju oslobađa se latentna toplina. Latentna toplina skrucivanja je količina topline koju tvar oslobodi pri prijelazu iz kašastog u kruto stanje. Skrutnuti odljevak se sastoji od kristalnih zrna međusobno odvojenih granicama zrna [40].

Proces skrucivanja Al legure prikazan je na slici 14.

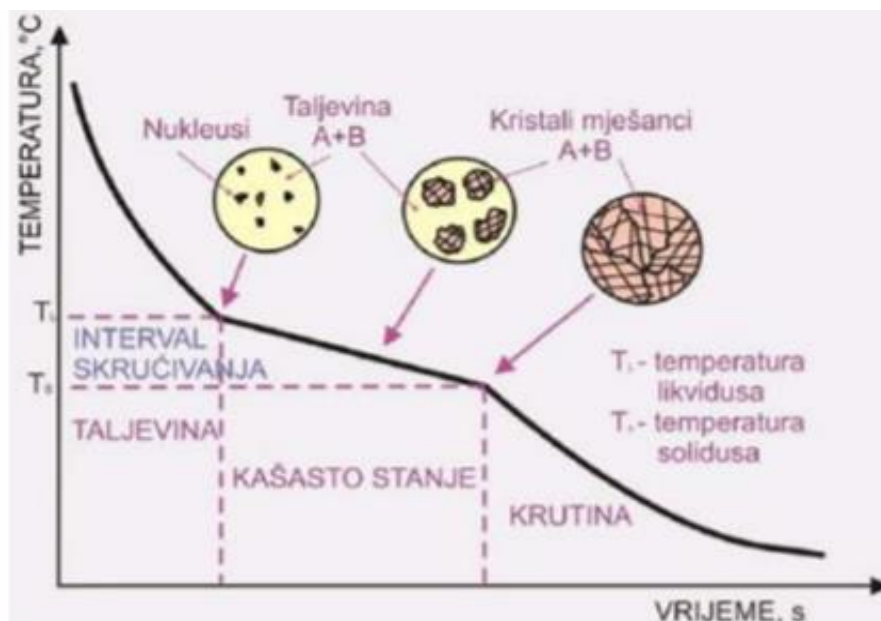


Slika 14. Proces skrucivanja Al legure [41]

Proces skrucivanja Al legure sastoji se od:

- pothlađenja taline i prisustva klica (nukleusa)
- rasta kristalnih zrna na klicama
- nastanka granica između kristalnih zrna

Tijek skrucivanja legura prikazan je na slici 15. na kojoj se nalazi krivulja hlađenja i skrucivanja legure.



Slika 15. Krivulja hlađenja i skrucivanja legura [42]

Iz slike 15. uočavamo pojavu klica kojom dolazi do oslobađanja topline što se uočava kao zastoje na krivulji. Daljnje odvođenje topline dovodi do nastanka kristalnih zrna koja čine mikrostrukturu. Prvo nastaju klice (nukleusi) iz kojih rastu kristalna zrna. Ta kristalna zrna postaju sve veća dok se ne sudare jedna s drugim i ne zaustave daljnji rast. Kristalna zrna nemaju isti smjer i orijentaciju, (orijentacija ovisi o smjeru odvođenja topline i o kristalnoj strukturi metala). Tokom sudara kristalna zrna vežu se jedna za druge, a između njih se stvaraju granice zrna. Tijekom skrućivanja završen je kada se talina skrutnula i popuni sva mjesta. Veličina i oblik kristalnih zrna nastalih tijekom skrućivanja čine mikrostrukturu odljevka [40].

3.1 POTHLAĐENJE TALINE I PRISUSTVO KLICA

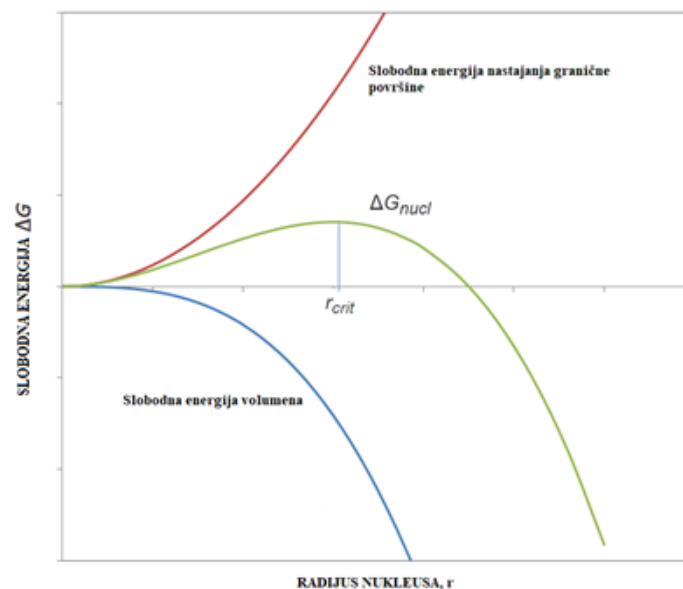
Pothlađenjem taline omogućava se rast nukleusa. Taj rast nukleusa nazivamo procesom nukleacije, tj. nastanka nove faze u talini.

Proces nukleacije možemo podijeliti u dvije skupine:

- homogena nukleacija,
- heterogena nukleacija.

U homogenoj nukleaciji, nukleusi nastaju pri parametrima skrućivanja i nijedan drugi izvor nukleacije kao što je npr. stijenka kalupa ne sudjeluje u nukleaciji. Zbog toga homogena nukleacija zahtijeva veliku pokretačku silu (veliko pothlađenje) za nastanak nukleusa. Veliko pothlađenje omogućuje da klica prijeđe kritični radijus (r_{crit}) i razvije se u nukleus. Pokretačka sila procesa skrućivanja je promjena Gibbs-ove slobodne energije. Promjena slobodne energije služi za nastajanje klice okruglog oblika, a slobodna energija koja je potrebna za nastajanje granične površine krutina/talina suprotstavlja se rastu klice [43].

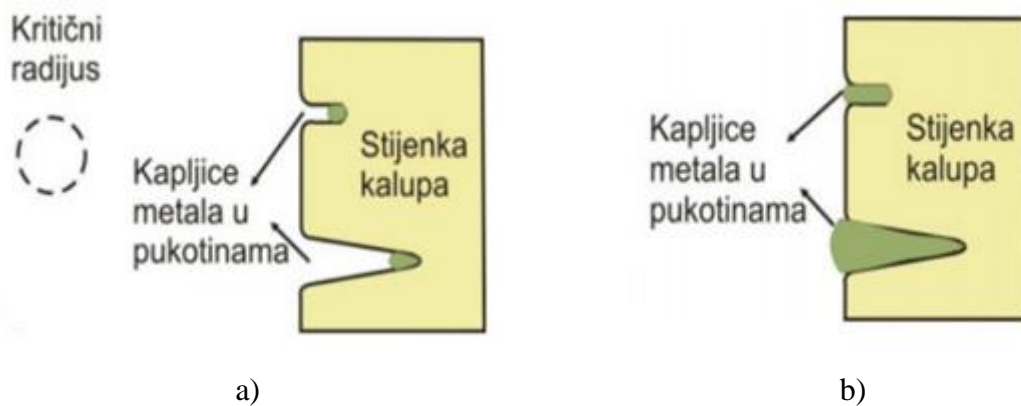
Promjenu slobodne energije prilikom nastajanja nukleusa vidljiva je na slici 16.



Slika 16. Promjena slobodne energije prilikom nastajanja nukleusa [44]

Čestice čiji je radijus manji od kritičnog smatraju se nestabilnim česticama i nazivaju se klice, a stabilne čestice, čiji je radijus veći od kritičnog, nazivaju se nukleusi. Za postizanje kritičnog radijusa, potrebno je veliko pothlađenje. Porastom pothlađenja smanjuje se kritični radijus i time je omogućen prijelaz klice u nukleus [43].

Heterogena nukleacija nastaje pri dodiru taline s površinom kalupa, tj. uz stijenku kalupa [43]. Primjer heterogene nukleacije prikazan je na slici 17.



Slika 17. Heterogena nukleacija, a) rast klice, b) potpuni rast klice u pukotini kalupa [42]

Na primjeru a) možemo vidjeti rast klice u donjoj i gornjoj pukotini kalupa.

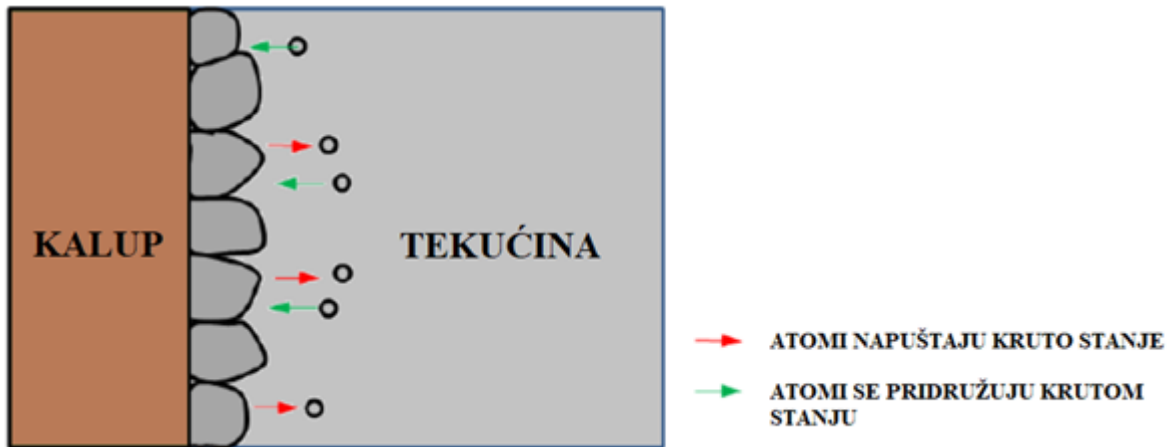
Primjer b) pokazuje ograničen rast klice u gornjoj pukotini kalupa, dok u donjoj pukotini rast klice je potpun uz razvitak nukleus. Zbog veće šupljine u donjoj stijenici, klica može prijeći kritični radijus te se razviti u nukleus. Kako bi se nukleus razvio, mikropukotina mora biti dovoljne veličine [43,45].

Osim površine kalupa, heterogena nukleacija može nastati i u dodiru sa stranim česticama poput nečistoća i oksida. Za heterogenu nukleaciju potrebno je minimalno pothlađenje i minimalna slobodna energija nastajanja granične površine, kako bi se klica mogla razviti uz stijenku kalupa. Sredstva za usitnjavanje zrna dodatno pomažu nastanku heterogene nukleacije [45].

3.2 RAST KRISTALNIH ZRNA

Nakon što je započeo proces nukleacije, iz nukleusa počinju rasti kristalna zrna. Kristalna zrna rastu u kristalnoj rešetci s određenim smjerom i orijentacijom. Rast zrna se zaustavlja sudarom s drugim zrnom. Rast zrna se kontrolira brzinom prijenosa topline tijekom procesa skrućivanja, tj. pothlađenjem taline. Zrno može rasti dendritnim ili eutektičkim skrućivanjem. Rast se događa u smjeru suprotnom od smjera odvođenja topline, tj latentne topline [46]. Slika 18. prikazuje rast zrna tijekom skrućivanja.

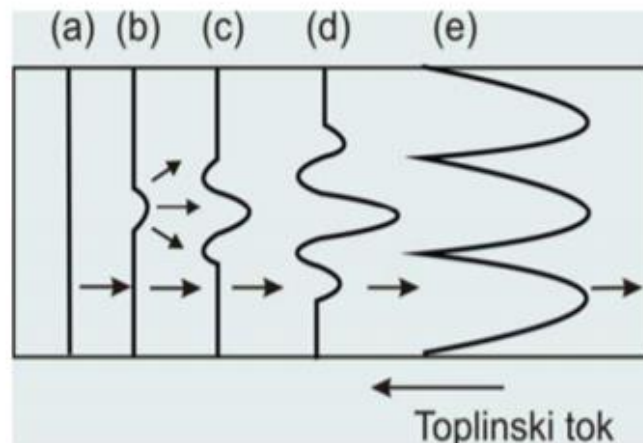
Kod čistih metala skrućivanje se odvija toplinskim pothlađenjem, dok se kod legura skrućivanje odvija promjenom temperature ili utjecajem kemijskog sastava. Prisustvom pothlađenja razvija se morfologija i front skrućivanja zrna. Veliko pothlađenje omogućuje ravni front rasta, dok još veće pothlađenje omogućuje nastanak ćelijasto ili ćelijasto-dendritne strukture [46].



Slika 18. Rast zrna tijekom skrućivanja [46]

3.2.1 DENDRITNO SKRUĆIVANJE

Dendritna struktura se sastoji od dendrita koji imaju razgranatu strukturu nalik stablu. Dendritna struktura može biti ćelijasta ili ćelijasto dendritna. Front rasta dendrita i ćelija nije ravan i ovisi o konstitucijskom pothlađenju. Konstitucijsko pothlađenje je pokretačka snaga stvaranja prve stabilne izbočine. Konstitucijsko pothlađenje uzrokuje nestabilnost ravnog fronta i stvaranja stabilnih izbočina na frontu koje se ne mogu rastaliti u talini (temperatura izbočina je viša od likvidus temperature). Ćelijasta struktura nastaje smanjenjem temperaturnog gradijenta ispod kritične vrijednosti ispred početne granične površine [47].



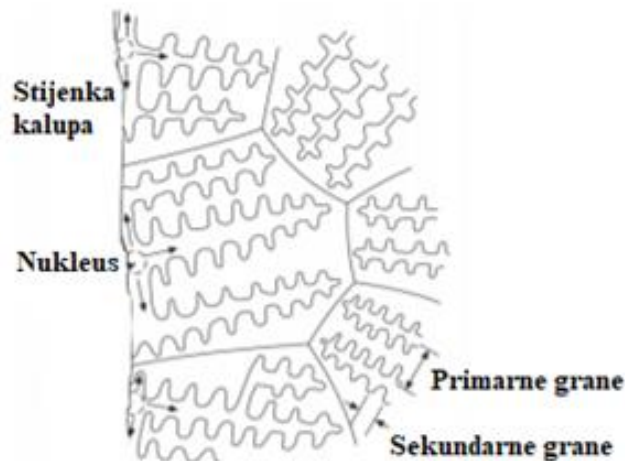
Slika 19. Prijelaz ravnog fronta skrućivanja u ćelijastu strukturu [48]

Na slici 19. uslijed bočnog odbacivanja otopljene komponente (slika 19 detalj b) nastaje prva izbočina i time dovodi do smanjenja temperature skrućivanja i stvaranja nove udubine (slika 19. detalj c). Neravnine u frontu skrućivanja koje su nastale u navedenom trenutku (slika 19. detalj c), za posljedicu imaju nastanak drugih neravnina (slika 19 detalj d) koje se dalje razvijaju

u druge grane ili ćelije (slika 19 detalj e). Smjer rasta ćelija i grana je suprotan od smjera odvođenja topline [47].

Proces dendritnog skrućivanja se odvija ulijevanjem taline u kalupnu šupljinu, te slijedi gubitak topline kroz stijenke kalupa. Skrućivanje započinje na stjenkama kalupa i odvija se prema unutrašnjosti. Kada su uvjeti pothlađenja adekvatni nastaje dendritna struktura. Dendriti se sastoje od primarnih, sekundarnih i tercijarnih grana. Niža brzina hlađenja uzrokuje sporiji rast dendrita koji se jako granaju, a veća brzina hlađenja uzrokuje brži rast dendrita, te se dobije finija struktura grana [47].

Slika 20. prikazuje dendritno skrućivanje.

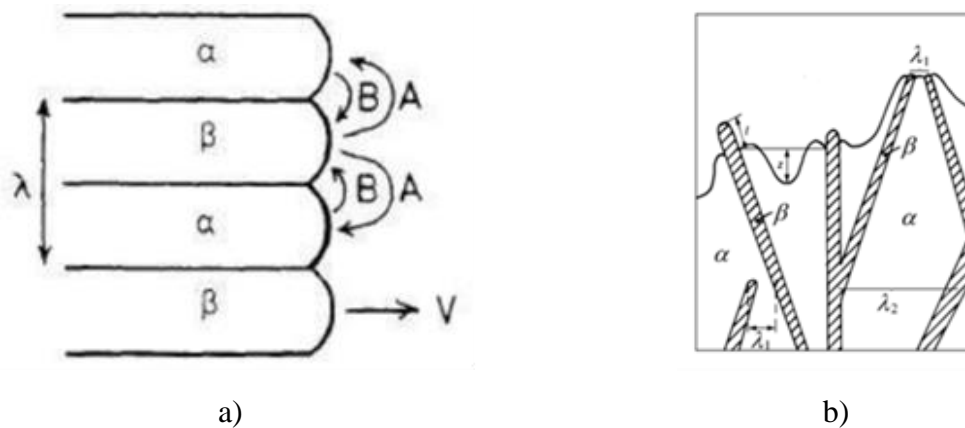


Slika 20. Dendritno skrućivanje [49]

3.2.2 EUTEKTIČKO SKRUĆIVANJE

Eutektičko skrućivanje karakterizira istodobni rast dviju faza (α -Al+ β -Si) u Al-Si legurama. Osim Al legura, legure Cu i Fe skrućuju eutektičkom reakcijom. Proces skrućivanja započinje stvaranjem klica iz taline eutektičkog sastava i razvoj klica u kristalna zrna koja dalje rastu do dodira s drugim zrnom, zatim izlučivanja jedne od krutih faza na granici talina/krutina, a potom i druge krute faze [50].

Eutektik je smjesa sastavljena od dvije ili više faza koje imaju niže talište od pojedinih čistih komponenta. Eutektik se može podijeliti na pravilne, nepravilne i kompleksno pravilne eutektike [50]. Slika 21. prikazuje pravilan i nepravilan eutektik.



Slika 21. Tipovi eutektika: a) pravilni eutektik, b) nepravilni eutektik [50]

Pravilni eutektici nazivaju se još i nefasetiranim eutekticima jer su obje komponente u strukturi nefasetirane. To znači da je granična površina talina/krutina u atomskom mjerilu hrapava, što rezultira nastankom pravilne morfologije eutektika [50].

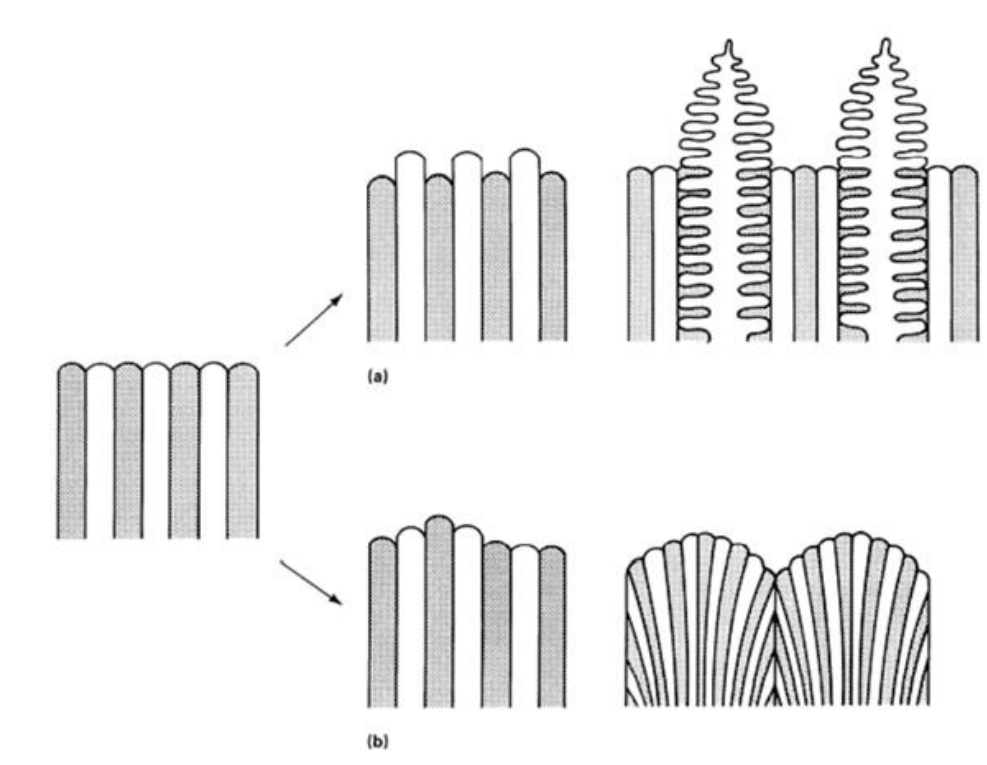
Slika 21. a) prikazuje morfologiju koja se sastoji od lamela α i β faze. Lamela α i β faze rastu jedna uz drugu na način da su atomi odbačeni od α faze potrebni za rast β faze, i obrnuto. Lamela tijekom skrućivanja rastu u smjeru odvođenja toplote okomito na graničnu površinu talina/krutina. Otopljeni tvar difundira duž granice talina/krutina iz jedne faze u drugu. Difuzija otopljenog elementa utječe na pravilnu eutektičnu strukturu jer nastoji smanjiti razmak između lamela, dok površinska energija krutina/talina nastoji povećati razmak između lamela [50,51].

Nepravilni i kompleksno pravilni eutektici sačinjeni su od nefasetirane i fasetirane komponente. Rast fasetirane komponente uzrokuje stvaranje nepravilne morfologije eutektika jer ima glatku graničnu površinu talina/krutina [50].

Slika 21. b) prikazuje nepravilan eutektik koji pokazuje niz razmaka između lamela, gdje je z dubina udubljenja u nefasetiranoj fazi α , a l je izbočina vodeće fasetirane faze β . Nepravilan rast se može pojaviti u dva slučaja: kada se dvije lamele počnu međusobno približivati jedna drugoj, rast jedne jednostavno prestane, dok je drugi slučaj kada je velik razmak između lamela i to dovodi do prestanka rasta [50,51].

U legurama mogu biti prisutni legirajući elementi koji utječu na morfologiju eutektika. U tom slučaju granična površina talina/krutina postaje nestabilna te dovodi do nastanka morfologije koja se sastoji od dendrita i eutektika, odnosno dolazi do konkurentnog rasta dendrita i eutektika. Zbog konkurentnog rasta dendrita i eutektika mogu nastati nestabilnosti [51].

Nestabilna morfologija koje nastaje može biti jednofazna i dvofazna (slika 22).



Slika 22. Morfologija eutektika: a) jednofazna nestabilnost, b) dvofazna nestabilnost [51]

Slika 22. a) prikazuje jednofaznu nestabilnost koja dovodi do skrućivanja jedne od faza u obliku primarnih dendrita te eutektika u interdendritnom prostoru [51].

Slika 22. b) prikazuje dvofaznu nestabilnost koju karakterizira ćelijasti rast i dovodi do pojave eutektika u kolonijama. Ova nestabilnost može nastati kada se legirajući element koji se slično razdvaja na α i β faze stvori difuzni granični sloj ispred granice talina/krutina čineći tako rast pothlađenog eutektika [51].

4. EKSPERIMENTALNI DIO

Eksperimentalni dio ovog rada proveden je u ljevaonici aluminijskih radijatora i odljevaka u tlačnom i kokilnom lijevu Lipovica d.o.o. u Popovači. U eksperimentalnom dijelu rada ispitan je utjecaj brzine hlađenja na mikrostrukturu i mehanička svojstva EN AB 47100 legure AlSi12Cu1(Fe) [52].

Prema standardu UNI EN 1676 I 1706 legura EN AB 47100 Pripada grupi 4xxx (Al-Si) [52].

Kemijski sastav EN AB 47100 legure prema standardu UNI EN 1676 I 1706 prikazan je u tablici 1.

Tablica 1. Kemijski sastav EN AB 47100 legure prema standardu UNI EN 1676 I 1706

Kemijski element	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Pb	Sn	Ti
min	10,5	0,6	0,7	/	/	/	/	/	/	/	/
max	13,5	1,1	1,2	0,55	0,35	0,10	0,30	0,55	0,20	0,10	0,15

Kemijski elementi koji su prisutni u EN AB 47100 leguri su Si, Fe, Cu, Mn, Mg, Cr, Ni, Zn, Pb, Sn, Ti. Kemijski elementi koji imaju najveći udio su: Si (10,5-13,5 %), Fe (0,6-1,1 %) i Cu (0,7-1,2%). Najmanji udio u EN AB 47100 leguri imaju Pb (0,20%), Sn (0,10%) i Ti (0,15 %).

Legura AlSi12 je eutektičkog sastava i općenito se koristi za lijevanje pod tlakom. U ljevaonici Lipovica d.o.o. koristi se za proizvodnju hladnjaka prednjih svjetala automobila [52].

Legura AlSi12 ima maksimalnu temperaturu taljenja do 750 °C i relativno je jednostavna za upotrebu. Posebna karakteristika ove legure je odlična livljivost koja omogućuje lako napajanje taline u kalupu s tankom stijenkom bez pojave poroznosti uslijed stezanja pri skrućivanju [52].

Na slici 23.prikazan je uložni materijal AlSi12 legure.



Slika 23. Uložni materijal AlSi12 legure [53]

4.1 PROIZVODNI PROCES

Proces proizvodnje hladnjaka prednjih svjetala automobila odvija se sljedećim redoslijedom:

1. ulaganje legure u peć
2. taljenje legure
3. obrada taline
4. visokotlačno lijevanje.

Nakon lijevanja dobivamo konačni proizvod koji odgovara zahtjevima kupca [54].

4.1.1 ULAGANJE LEGURE U PEĆ I TALJENJE

Plinska peć Botta za taljenje aluminija se sastoji od komore za taljenje legure i komore za održavanje temperature rastaljenog aluminija. Peć se sastoji od 3 plamenika unutar peći koji kao gorivo koriste plin propan. Legura se dodaje u lift koji se u automatskom radu diže i puni komoru za taljenje u peći. Dva plamenika tale leguru. Otopljena legura odlazi u drugu komoru za održavanje temperature rastaljenog aluminija. U komori za održavanje temperature nalazi se jedan plamenik i sonda koja prikazuje temperaturu taline, te šalje signal termoregulatoru koji pali i gasi plamenik, ovisno o zadanoj temperaturi.

Slika 24. prikazuje plinsku peć Botta za taljenje aluminija i plinski plamenik koji se nalazi unutar peći.



Slika 24. Peć za taljenje aluminija: a) Plinska peć Botta, b) plinski plamenik unutar peći

4.1.2 OBRADA TALINE

Kvaliteta odljevka bitno ovisi o talini, koja mora imati odgovarajući kemijski sastav, odgovarajuću temperaturu taljenja i obradu taline (rafinacija). Obradu taline nužno je provesti prije samog lijevanja, zbog uklanjanja plinova, oksida i raznih nečistoća koji mogu nastati tijekom lijevanja. Aluminiij u talini može otopiti plinove poput kisika i vodika koji se oslobađaju tijekom skrućivanja uslijed smanjenja topljivosti u krutini. Pritom nastaju greške poput makro i mikro-poroznosti ili mjehuravosti [54].

Rafinacija taline provodi se sljedećim redoslijedom:

- čišćenje troske
- otplinjavanje

4.1.2.1 ČIŠĆENJE TROSKE

Troska je smjesa aluminijskog metala i oksida. Povećana količina troske predstavlja problem, jer dovodi do gubitka aluminiija. Stoga je smanjenje aluminijske troske jedan od najvažnijih zadataka svake ljevaonice [55].

Troska nastaje pri proizvodnim procesima oksidacije u talini. Turbulenciju taline mogu uzrokovati postupci poput prelijevanja taline u lonac, transport taline u loncu i vibracije koje mogu nastati u postupcima lijevanja. Oksidi su netopljive nečistoće u talini koje štetno utječu na mehanička svojstva. Oksidi nastaju najviše pretaljivanjem aluminijske legure i pri prevelikim temperaturama taljenja. Pretaljivanjem aluminijske legure dolazi do povećane oksidacije metala. Udio oksidacije ovisi o udjelu nečistoća poput intermetalnih spojeva, mulja, premaza koji se nakupljaju tokom samog procesa lijevanja. Čišćenjem troske i upotrebom sredstava za čišćenje možemo spriječiti negativan učinak troske na talinu. Sredstva za čišćenje se obično dodaju u obliku praha u talinu [55].

Sredstva za čišćenje troske mogu biti: sredstva koja odvajaju aluminiij od troske i sredstva za zaštitu obloge od utjecaja troske. Sredstva za uklanjanje nečistoća se sastoje od fluorida i oksidacijske komponente (KNO_3) koji egzotermno reagiraju s aluminiijem kada se zagrije. Sredstva koja odvajaju aluminiij od troske pospješuju odvajanje aluminiija od troske i oslobađaju zarobljeni aluminiij u troski (oko 80%). Ova sredstva smanjuju gubitak aluminiija koji u konačnici pospješuju ekonomsku učinkovitost [56].

Sredstva za zaštitu obloge posjeduju bolju apsorpciju troske kako bi se izbjeglo oštećenje obloge i produljio životni vijek peći. Ova sredstva se uglavnom sastoje od kalija, natrija i kriolita [57].

4.1.2.2 OTPLINJAVANJE

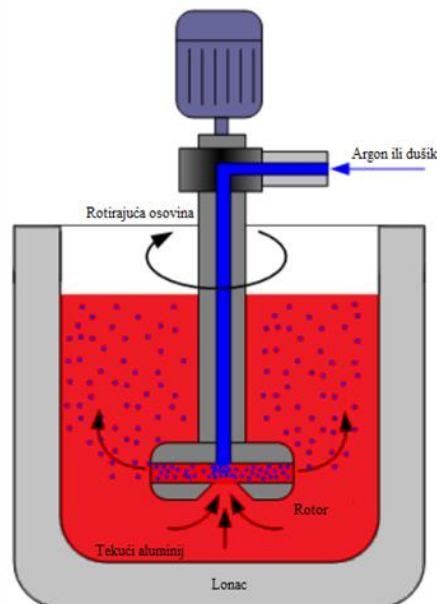
Rastaljeni aluminiij izuzetno je reaktivan kad dođe u kontakt s vlažnim zrakom ili mokrim alatom pri čemu se disocira vlaga uz oslobađanje vodika u talini. Izvori vodika u talini mogu biti: vlažni uložni materijal, te atmosfera peći. Prekomjerne količine vodika štetno utječu na

mehanička svojstva odljevaka. Vodik uzrokuje nastanak plinske poroznosti koja je jedna od većih grešaka na odljevcima. Zbog toga se koncentracija vodika u talini mora minimalizirati ili ukloniti. Uklanjanje vodika može se postići metodama otplinjavanja ili upotrebom raznih tableta i sredstava za uklanjanje vodika. Metode otplinjavanja su: rotacijsko otplinjavanje s argonom ili dušikom, vakuumsko otplinjavanje, otplinjavanje kroz porozni čep [58].

Jedna od najčešćih metoda otplinjavanja je rotacijsko otplinjavanje s argonom ili dušikom koje je prikazano na slici 25 a), dok je princip rotacijskog otplinjavanja prikazan na slici 25 b).



a)



b)

Slika 25. Otplinjavanje taline Al legure: a) otplinjavanje taline s argonom ili dušikom, b) princip rada rotacijskog otplinjavanja [58]

Metodom rotacijskog otplinjavanja inertni ili kemijski neaktivan plin (argon, dušik) propuhuje se kroz rotirajuću osovinu i rotor kao što je vidljivo na slici 25 b). Kada se mjehurići plina za pročišćavanje uvode u talinu, oni sakupljaju vodik dok plutaju prema površini. Uz to energija rotirajuće osovine uzrokuje stvaranje velikog broja mjehurića vodika koji su bili prisutni u talini i koji isplivavaju na površinu zajedno s mjehurićima argona ili dušika [58].

Nakon rotacijskog otplinjavanja, talina se prebacuje u lonac i prenosi u peć za održavanje temperature koje se nalaze pokraj stroja za lijevanje. Peći za održavanje temperature mogu biti plinske ili elektropeći. Sonda detektira temperaturu u pećima, te šalje signal termoregulatoru. Termoregulator uključuje ili isključuje plamenik kod plinskih peći, dok kod elektropeći uključuje ili isključuje grijače ovisno o zadanoj temperaturi. Slika 26 prikazuje peći s plamenikom i elektropeći.



a)



b)

Slika 26. Peći za održavanje temperature kraj stroja za tlačno lijevanje: a) elektropeć b) peć s plinskim plamenikom

U peći za održavanje temperature obično se dodaju tablete Nitral C-19 radi dodatnog kemijskog otplinjavanja prije samog lijevanja. Tableta Nitral C-19 se stavlja na šipku s nastavkom, te se uranja na dno taline. Nečistoće i vodik izranjaju na površinu i moraju se odstraniti prije lijevanja. Nakon što se tableta potpuno otopi u vremenu od 1 minute, kemijsko otplinjavanje je završeno [59]. Tablete Nitral C-19 prikazane su na slici 27.



Slika 27. Tablete za otplinjavanje Nitral C-19 [59]

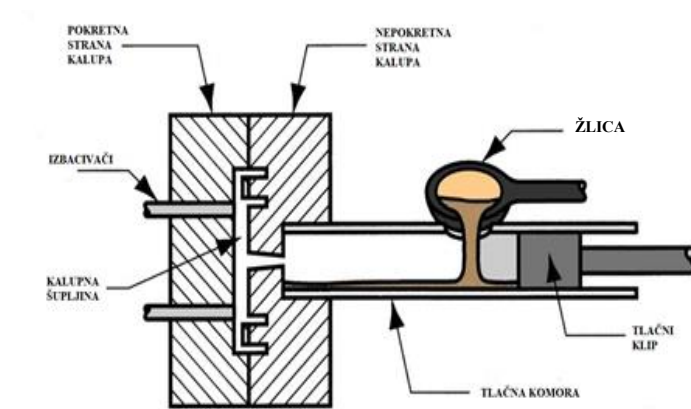
4.1.3 VISOKOTLAČNO LIJEVANJE

Lijevanje hladnjaka za automobilska svjetla provodi se visokotlačnim postupkom. Ovim postupkom mogu se proizvesti tankostijeni odljevci zahtjevnih geometrija u velikim količinama. Kako bi se proizveli odljevci potreban je stroj za tlačno lijevanje. Glavni dijelovi stroja za tlačno lijevanje su: pokretna i nepokretna strana trajnog kalupa, izbacivači, jezgre, tlačni klip, žlica za grabljenje i kipanje taline i odgovarajuća peć za održavanje temperature taline kraj stroja [60]. Stroj za visokotlačno lijevanje prikazan je na slici 28.



Slika 28. Stroj za visokotlačno lijevanje

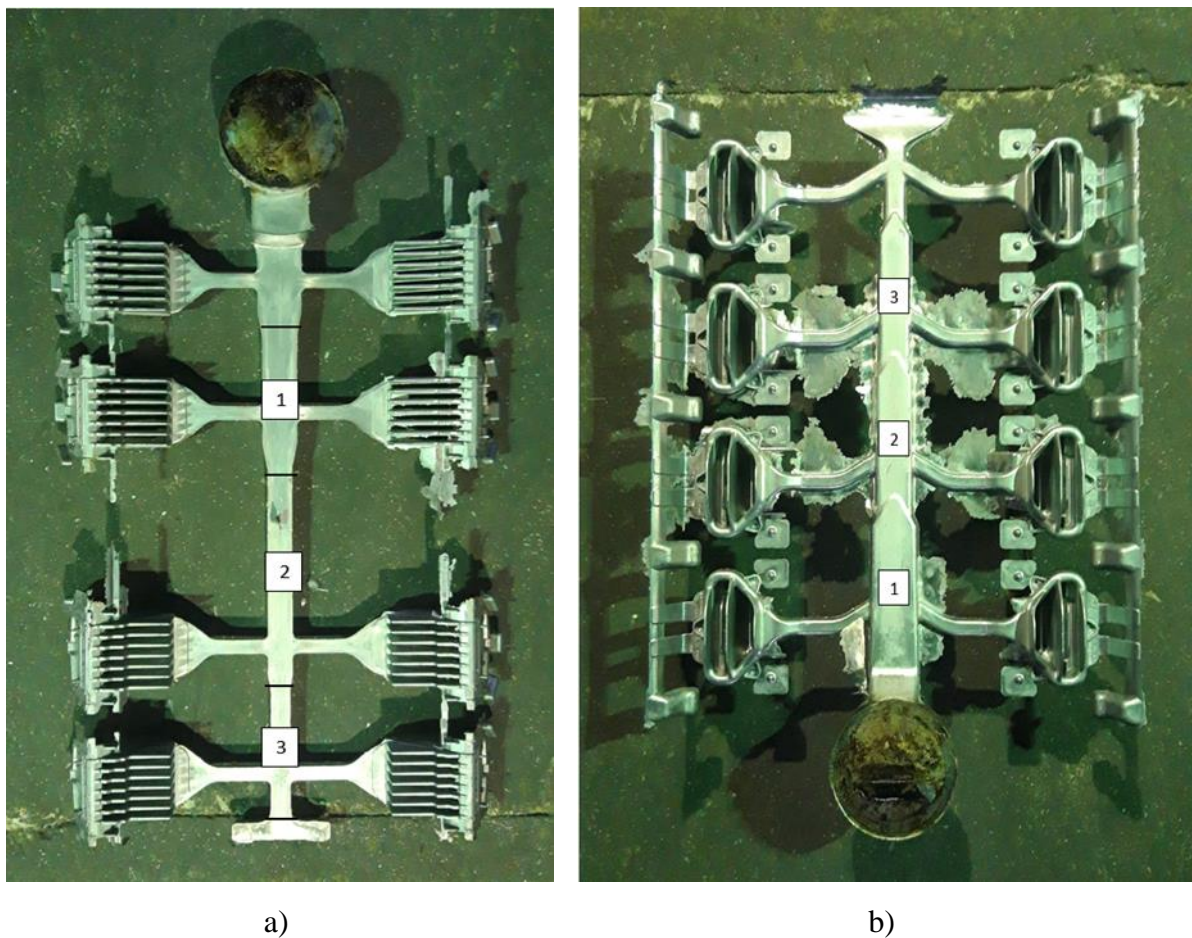
Slika 29 prikazuje princip rada visokotlačnog lijevanja.



Slika 29. Princip rada visokotlačnog lijevanja [60]

Pri visokotlačnom lijevanju talina se pod visokim tlakom i velikom brzinom ubrizgava u dvodijelni ili višedijelni trajni kalup. Žlica se uranja u talinu i grabi određenu količinu taline, zatim putuje do prostora za ulijevanje taline (tlačna komora). Na slici 29 lonac kipa talinu u tlačnu komoru, potom tlačni klip sabija talinu pod visokim tlakom u kalupnu šupljinu. Talina popunjava prostor kalupne šupljine. Kad se odljevak skrutne, otvara se pokretna strana kalupa te izbacivači izbacuju odljevak iz kalupa. Gotov odljevak se izvadi i odlaže na hlađenje. Gotov odljevak karakterizira vrlo glatka i čista površina, tako da je samo u iznimnim slučajevima potrebna dorada [60].

Slika 30. prikazuje gotove odljevke na kojima će se utvrditi mikrostruktura i ispitati mehanička svojstva.



Slika 30. Viskotlačno lijevani odljevci: a) KK 0010, b) KK 1652

Ovisno o debljini stijenke uzorci KK 1652 i KK 0010 su rezani na tri dijela za metalografsku analizu i mehanička svojstva. Na slici 30. uzorak 1. je rezan na početku uljevnog sistema kod pojila, gdje je stijenka najdeblja. Uzorak 3. je rezan na najtanjoj stijenci, dok je uzorak 2. rezan na sredini uljevnog sistema.

Debljina stijenki odljevaka KK 0010 i KK 1652 prikazana je u tablici 2.

Tablica 2. Debljina stijenke

Odljevak	Uzorak	Debljina stijenke, mm
KK 1652	11	31,75
	12	29,75
	13	22,75
KK 0010	21	22
	22	17
	23	15

Iz tablice 2. možemo vidjeti kako odljevak KK 1652 ima deblju stijenku u odnosu na odljevak KK 0010. Najdeblja izmjerena stijenka je kod odljevka KK 1652 uzorka 11 (31,75mm), dok je najtanja kod odljevka KK 0010 uzorka 23 (15mm).

4.1.4 ODREĐIVANJE KEMIJSKOG SASTAVA ODLJEVAKA

Određivanje kemijskog sastava se provodi zbog kontrole kvalitete taline koja u konačnici utječe na kvalitetu odljevka. Talina za uzorke se ulije u odgovarajuće kalupe na kojima se ispituje kemijski sastav. Uzorci za određivanje kemijskog sastava prikazani su na slici 31.



Slika 31. Uzorci za određivanje kemijskog sastava

Kemijski sastav taline određen je na optičkom spektrometru Spectromaxx prikazanom na slici 32. u ljevaonici aluminijskih radijatora odljevaka u tlačnom i kokilnom lijevu Lipovica d.o.o.



Slika 32. Uređaj Spectromaxx za određivanje kemijskog sastava taline

Spectromaxx radi na principu optičke emisijske spektroskopije (lučna iskra). Atomi i ioni sadržani u isparenom materijalu uzorka potiču se na emisiju zračenja. Emitirano zračenje raspršeno je u njegove spektralne komponente i mjere se emitirane valne duljine svakog kemijskog elementa.

4.2 METALOGRAFSKA PRIPREMA

Metalografska priprema i analiza provedeni su u Laboratoriju za željezo, čelik i ljevarstvo Zavoda za procesnu metalurgiju Metalurškog fakulteta Sveučilišta u Zagrebu.

Postupci kod standardne metalografske pripreme uzoraka su:

- rezanje uzorka
- ulaganje uzorka u vodljivu masu
- brušenje uzorka
- poliranje uzorka

Rezanje uzoraka se odvija na rezalici Buehler za uzorke prikazanoj na slici 33.



Slika 33. Rezalica Buehler za rezanje uzoraka

Uzorci se režu na dimenziju potrebnu za ulaganje u vodljivu masu pomoću uređaja Buehler za ulaganje uzorka u vodljivu masu prikazanom na slici 34. Pri rezanju uzorka, uzorci se intenzivno hlade vodenom emulzijom kako ne bi došlo do zagrijavanja uzorka i eventualnih promjena u mikrostrukтури.

Nakon što su uzorci izrezani na određenu dimenziju, ulažu se u vodljivu masu. Ulaganje uzorka u vodljivu masu vrši se zbog lakšeg rukovanja uzorkom prilikom pripreme i analize, a radi se pri povišenoj temperaturi i tlaku od 250 Pa. Postupak ulaganja sastoji se od sljedećih koraka:

- ciklus predgrijavanja
- ciklus zagrijavanja
- kaljenje vodom
- ciklus hlađenja.



Slika 34. Uređaj Buehler za ulaganje uzorka u vodljivu masu

Brušenjem se uklanjaju nečistoće, oksidi i deformacije i osigurava se ravna površina, dok se poliranjem osigurava visokopolirana površina. Uređaj za brušenje i poliranje Buehler prikazan je na slici 35.



Slika 35. Uređaj Buehler za brušenje i poliranje uzoraka

Brušenje uzorka provodi se brusnim papirom gradacije 120, 240, 400, 800 i 1000. Brzina brušenja je 175 okretaja u minuti, pod tlačnom silom od 10 N. Uzorci se konstantno hlade vodom kako bi se spriječilo zagrijavanje uzorka. Nakon završetka brušenja, uzorak se ispiru pod mlazom vode, te zatim slijedi poliranje.

Poliranje se vrši uz pomoć podloge od filca i vodene otopine glinice Al_2O_3 granulacije $0,3 \mu\text{m}$, u trajanju od 2 minute i tlačnom silom od 10 N. Nakon poliranja uzorci se nagriza u otopini 0,5 % HF. Nakon nagrivanja uzorci se ispiru vodom i elitnim alkoholom, te se suše u struji vrućeg zraka.

Pripremljene uzorke za metalografska ispitivanja možemo vidjeti na slici 36.

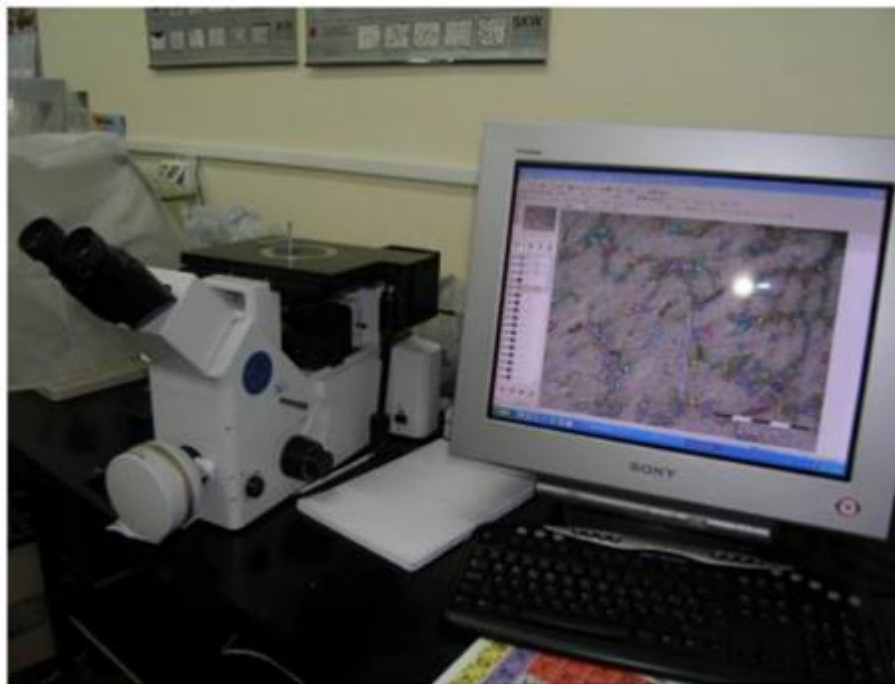


Slika 36. AISi12 uzorci za metalografska ispitivanja

4.2.1 METALOGRAFSKA ANALIZA

Metalografska analiza služi za istraživanje strukture metala i legura pomoću svjetlosnog ili elektronskog mikroskopa. Metalografska analiza može dati informacije poput sastava materijala, prethodne obrade i svojstva [61].

Metalografska analiza provedena je na svjetlosnom metalografskom mikroskopu Olympus GX51 s digitalnom kamerom Olympus DP70 (Slika 37) na poprečnom presjeku uzoraka prije ispitivanja vlačne čvrstoće. Nakon ispitivanja vlačne čvrstoće makrostruktura lomne površine epruveta, ispitana je lupom Olympus SZ-CVT.



Slika 37. Olympus GX51 s digitalnom kamerom Olympus DP27

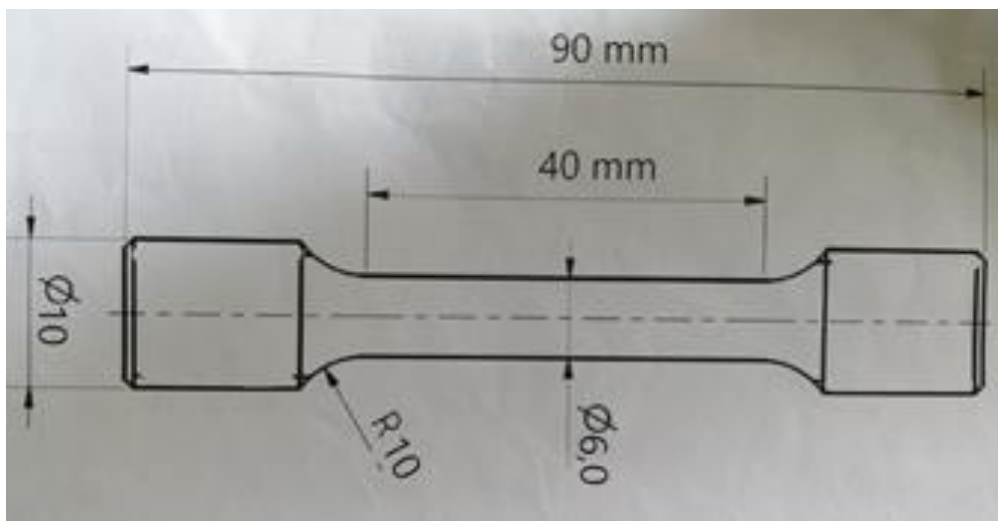
Primijenjeni programski paket za obradu mikroskopskih slika je Olympus Stream Motion.

4.3. STATIČKI VLAČNI POKUS

Ispitivanja mehaničkih svojstava provedena su statičkim vlačnim pokusom.

Ispitivanje je provedeno u Laboratoriju za obradu kovina deformiranjem Zavoda za mehaničku metalurgiju. Statički vlačni pokus proveden je na kidalici Hegewald and Peschke 100 kN prema metodi B u skladu s ISO EN 6892-B.

Kidanje je provedeno uz predopterećenje od 20 MPa na epruvetama prikazanim na slici 38.



Slika 38. Prikaz epruveta za statički vlačni pokus

Epruvete za provedbu statičkog vlačnog pokusa izrađene su strojnom obradom. Za odljevke KK 0010 i KK 1652 izrađene su tri epruvete. Strojnom obradom dobiveni su uzorci (slika 38) ukupne dužine 90 mm, promjera 6 mm s ispitnim dijelom epruvete dužine 40 mm.

Statičnim vlačnim pokusom, izmjerena je promjena duljine L uzorka i suženje poprečnog presjeka r . Pomoću tih parametara dobivene su vrijednosti vlačne čvrstoće R_m , istežanja S_o i kontrakcije Z .

Kidalicu za statički vlačni pokus možemo vidjeti na slici 39.



Slika 39. Kidalica *Hegewald and Peschke inspekt table 100*

Za prihvatanje epruvete prije ispitivanja koriste se čeljusti u kidalici. Nakon što je epruveta pravilno pozicionirana i učvršćena, epruveta se kontinuirano vlačno opterećuje do loma. Pri ispitivanju kontinuirano se mjere sila i produljenje ispitnog uzorka te se pisačem grafički registrira dijagram sila-produljenje. Nakon ispitivanja izmjeri se duljina ispitnog i promjer ispitnog uzorka nakon kidanja.

4.4. MJERENJE TVRDOĆE

Mjerenje tvrdoće provedeno je na tvrdomjeru Mitutoyo Hardness Testing Machine HV. Tvrdoća je izmjerena metodom Vickersa pod opterećenjem od 10 kg u trajanju od 15 s. Prije samog mjerenje uređaj je kalibriran na referentnom bloku R.B. 220451 M (202,3 HV10).

Tvrdoća po Vickersu je odnos sile ispitivanja i površine otiska dijamantne četverostrane piramide i kvadratnom osnovom na površini ispitivanog uzorka. Ova metoda je univerzalna i primjenjuje se i za tvrde i za meke materijale.

Prije samog ispitivanja, bitno je dobro pripremiti ispitivani uzorak da se dobije kvalitetna pripremljena površina za ispitivanje tvrdoće što znači da površina uzorka mora biti dobro polirana i izbrušena. Uzorak se postavi na držač te se pronađe odgovarajuće mjesto na kojem će biti ispitana tvrdoća. Sliku tvrdomjera možemo vidjeti na slici 40.



Slika 40. Tvrdomjer *Mitutoyo Hardness Testing Machine HV*

5. REZULTATI I DISKUSIJA

5.1. KEMIJSKI SASTAV UZORAKA

Ispitivanje kemijskog sastava provedeno je na uzorcima osnovne taline. Talina legure AlSi12 imala je kemijski sastav prikazan u sljedećim tablicama.

Kemijski sastav taline za odljevak KK 0010 prikazan je u tablici 3.

Tablica 3. Kemijski sastav taline za odljevak KK 0010

Kemijski sastav, %										
Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	B
86,0	11,29	0,72	0,90	0,376	0,214	0,016	0,030	0,376	0,026	0,0025
Be	Bi	Ca	Ga	Na	P	Pb	Sn	Sr	V	Zr
0,0001	0,0050	0,0020	0,011	0,0004	0,0035	0,029	0,0061	<0,0001	0,0086	0,0024

Kemijski sastav taline za odljevak KK 1652 prikazan je u tablici 4.

Tablica 4. Kemijski sastav taline za odljevak KK 1652

Kemijski sastav, %										
Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	B
85,7	11,45	0,80	0,85	0,418	0,208	0,021	0,032	0,417	0,029	0,0027
Be	Bi	Ca	Ga	Na	P	Pb	Sn	Sr	V	Zr
0,0001	0,0047	0,0019	0,011	0,0013	0,0050	0,037	0,0063	<0,0001	0,0093	0,0021

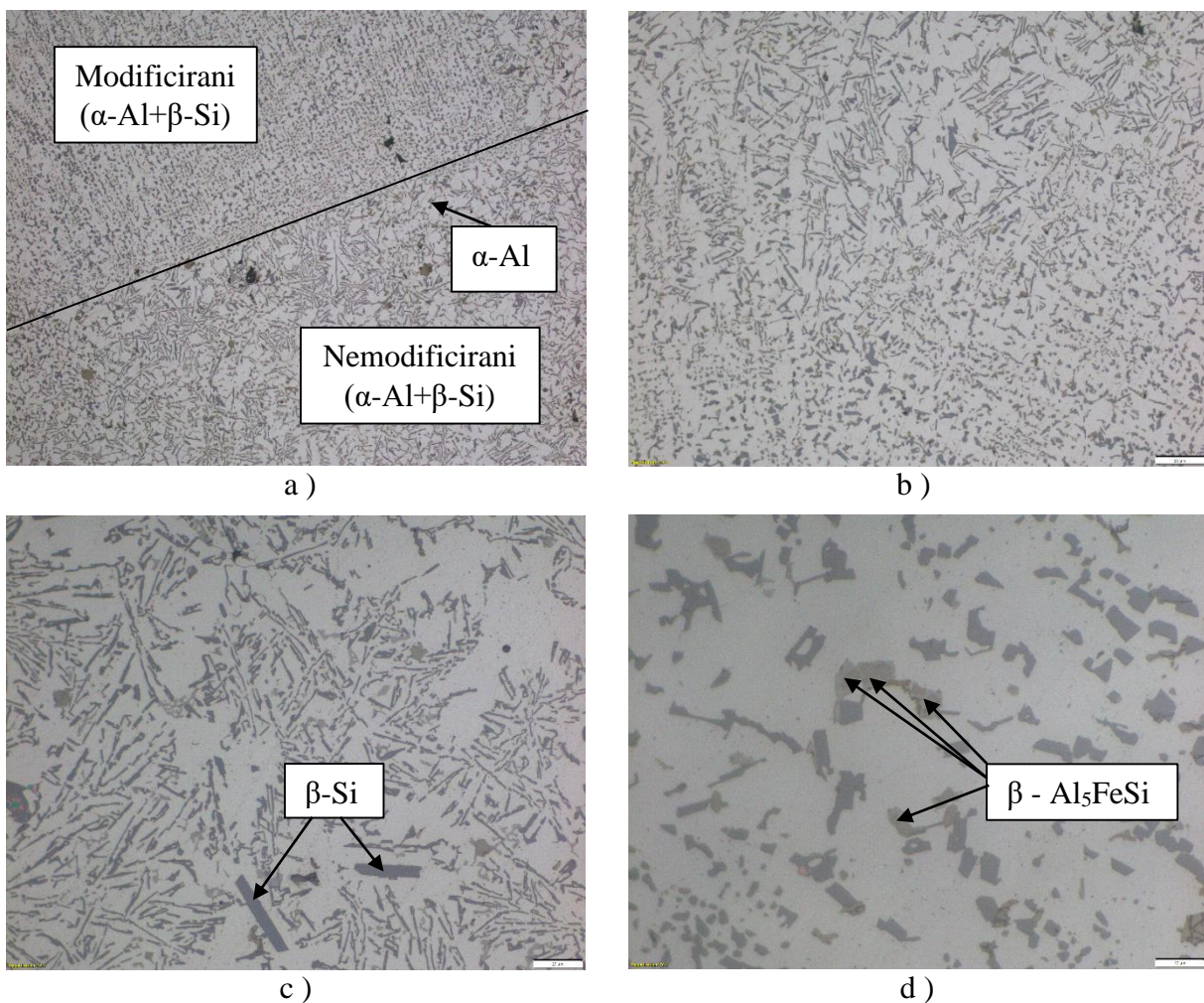
Udio Si je viši u odljevku KK 1652 11,45 % (tablica 4) u odnosu na KK 0010 11,29 % (tablica 3). Najviši udio Fe izmjeren je u odljevku KK 1652 0,80 % (tablica 4), dok je najniži u odljevku KK 0010 0,72 % (tablica 3). Udio Cu u odljevku KK 0010 iznosi 0,90 % (tablica 3), dok u odljevku KK 1652 udio Cu iznosi 0,85 % (tablica 4). Udio Mn u odljevku KK 1652 je viši i iznosi 0,418 % (tablica 4) u odnosu na odljevak KK 0010 čiji udio Mn iznosi 0,376 % (tablica 3). Udio Mg u odljevku KK 0010 iznosi 0,214 % (tablica 3), dok kod odljevka KK 1652 udio Mg iznosi 0,208 % (tablica 4). Udio Ti i B je relativno jednak, gdje je udio Ti 0,026 % i 0,029 % (tablica 3, 4) dok je udio B 0,0025 % i 0,0027 % (tablica 3,4). Udio Sr je jednak <0,0001 %

(tablica 3, 4). Odljevak KK 1652 ima viši udio Na 0,0013 % (tablica 4) u odnosu na odljevak KK 0010 čiji udio Na iznosi 0,0004 % (tablica 3). Iz tablica 3. i 4. vidi se da kemijski sastav AlSi12 legure odgovara sastavu propisanom normom EN AC 47100. Udjeli kemijskih elemenata u talini za odljevke KK 0010 i KK 1652 nemaju značajnih razlika osim, udjela Mn i Fe. S obzirom na veći udio Fe i Mn u talini za odljevak KK 1652 očekuje se razvoj intermetalnih faza na bazi Fe i faza α - $\text{Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}_2$ u mikrostrukturi. Intermetalne faze na bazi Fe smanjuju duktilnost i vlačnu čvrstoću, te narušavaju sposobnost interdendritnog napajanja i uzrokuju poroznost uslijed stezanja pri skrućivanju.

5.2 REZULTATI METALOGRAFSKE ANALIZE

Metalografska analiza provedena je na odljencima KK 0010 i KK 1652. Uzorci za ispitivanje mikrostrukture rezani su na tri dijela ovisno o debljini stijenke. Slijedom kemijskog sastava ispitane legure, legura je eutektičkog sastava. S obzirom na kemijski sastav očekuje se razvoj eutektika (α -Al+ β -Si), te faze na bazi željeza. Pojava primarnog aluminija je posljedica neravnotežnog skrućivanja i brzine hlađenja.

Mikrostruktura uzorka 11 KK 1652 prikazana je na slici 41.



Slika 41. prikaz mikrostrukture uzorka 11 KK 1652 : a) povećanje 100X, b) povećanje 200X, c) povećanje 500X, d) povećanje 1000X

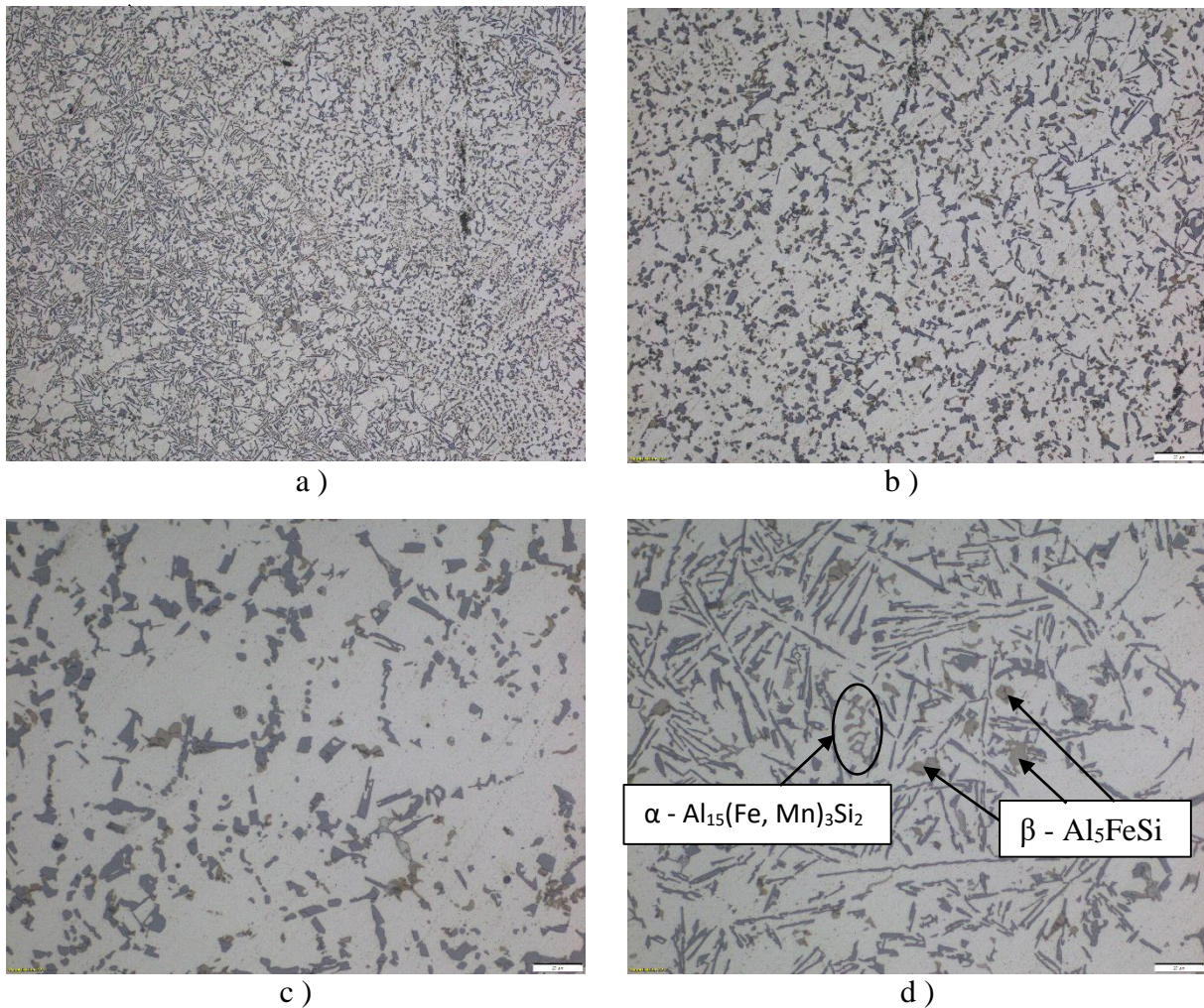
Na slici 41 a) prisutne su dvije faze primarni α -Al i modificirana i nemođificirana igličasta struktura eutektika (α -Al+ β -Si).

Slika 41 b) prikazuje modificiranu igličastu strukturu eutektika (α -Al+ β -Si).

Slika 41 c) prikazuje nemođificiranu grubu strukturu igličastog eutektika (α -Al+ β -Si). Primjećen je i β -Si u obliku pločica.

Slika 41 d) prikazuje β - Al₅FeSi intermetalnu fazu koja uzrokuje poroznost uslijed stezanja pri skrućivanju i nastanak pukotina.

Mikrostruktura uzorka 12 KK 1652 prikazana je na slici 42.



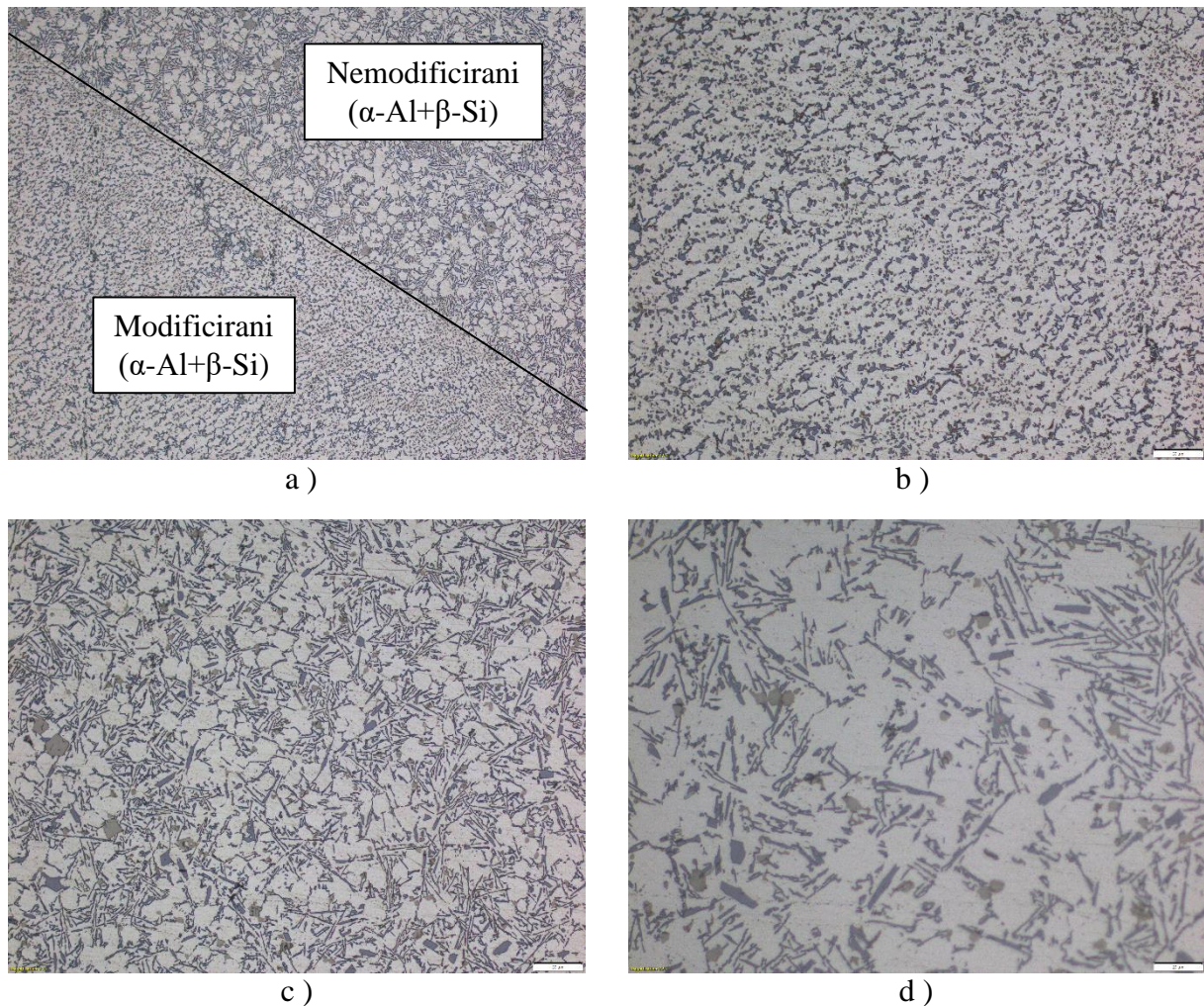
Slika 42. prikaz mikrostrukture uzorka 12 KK 1652 : a) povećanje 100X, b) povećanje 200X, c) povećanje 500X, d) povećanje 500X

Slika 42 a) prikazuje primarni α -Al i modificiranu i nemođificiranu igličastu strukturu eutektika (α -Al+ β -Si).

Slika 42 b) i c) prikazuju modificiranu strukturu eutektika (α -Al+ β -Si) pod povećanjem od 200X i 500X.

Slika 42 d) prikazuje grubu igličastu strukturu eutektika (α -Al+ β -Si) s udiom β - Al₅FeSi intermetalnih faza u obliku poliedra. Također je primjećena α - Al₁₅(Fe, Mn)₃Si₂ faza u obliku kineskog pisma.

Mikrostruktura uzorka 13 KK 1652 prikazana je na slici 43.



Slika 43. prikaz mikrostrukture uzorka 13 KK 1652 : a) povećanje 100X, b) povećanje 200X, c) povećanje 200X, d) povećanje 500X

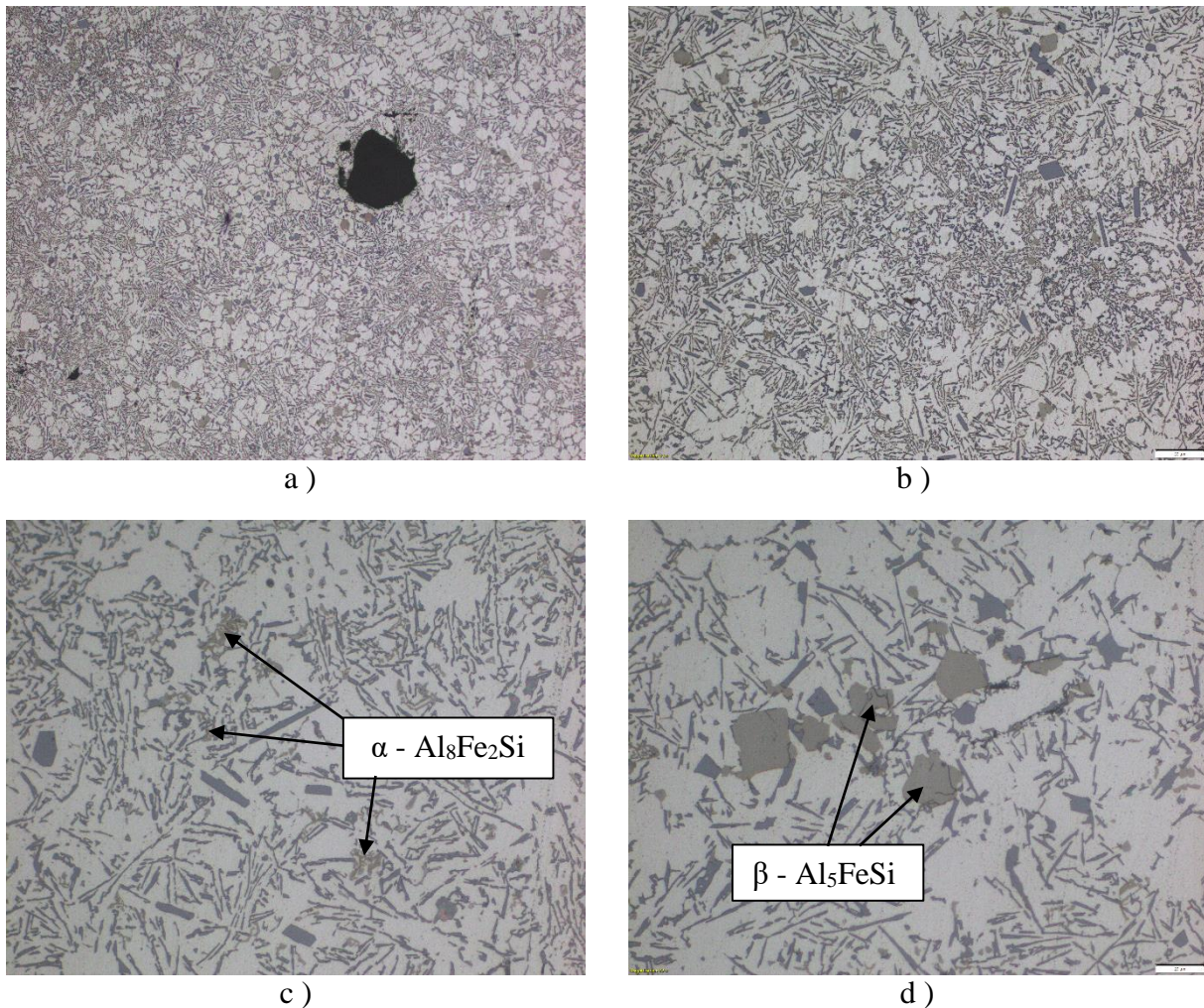
Slika 43 a) prikazuje primarni α -Al i modificiranu i nemodificiranu igličastu strukturu eutektika (α -Al+ β -Si).

Slika 43 b) prikazuje modificiranu strukturu igličastog eutektika (α -Al+ β -Si).

Slika 43 c) prikazuje nemodificiranu strukturu igličastog eutektika (α -Al+ β -Si) i udio Fe u mikrostrukтури.

Slika 43 d) prikazuje igličastu strukturu eutektika (α -Al+ β -Si) s udiom β - Al₅FeSi intermetalnih faza u obliku poliedra.

Mikrostruktura uzorka 21 KK 0010 prikazana je na slici 44.



Slika 44. prikaz mikrostrukture uzorka 21 KK 0010 : a) povećanje 100X, b) povećanje 200X, c) povećanje 500X, d) povećanje 500X

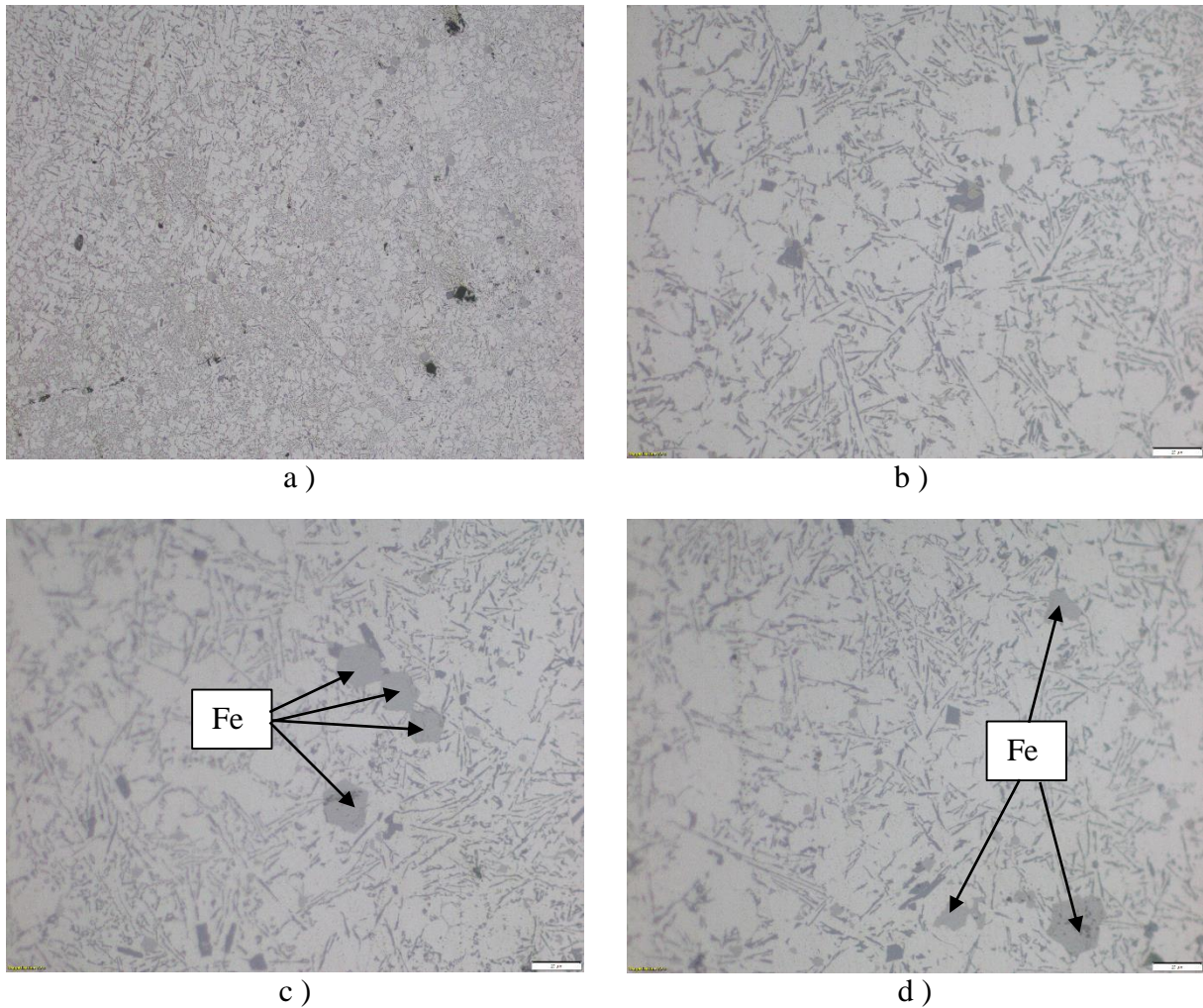
Slika 44 a) prikazuje primarni α -Al i igličastu strukturu eutektika (α -Al+ β -Si). Na slici je također vidljiva poroznost uslijed stezanja pri skrućivanju.

Slika 44 b) prikazuje igličastu strukturu eutektika (α -Al+ β -Si).

Slika 44 c) prikazuje igličastu strukturu eutektika (α -Al+ β -Si) s prisustvom α - Al₈Fe₂Si intermetalne faze u obliku kineskog pisma.

Slika 44 d) prikazuje igličastu strukturu eutektika (α -Al+ β -Si) u kojoj je vidljiva β - Al₅FeSi intermetalna faza u obliku poliedra.

Mikrostruktura uzorka 22 KK 0010 prikazana je na slici 45.



Slika 45. prikaz mikrostrukture uzorka 22 KK 0010 : a) povećanje 100X, b) povećanje 500X, c) povećanje 500X, d) povećanje 500X

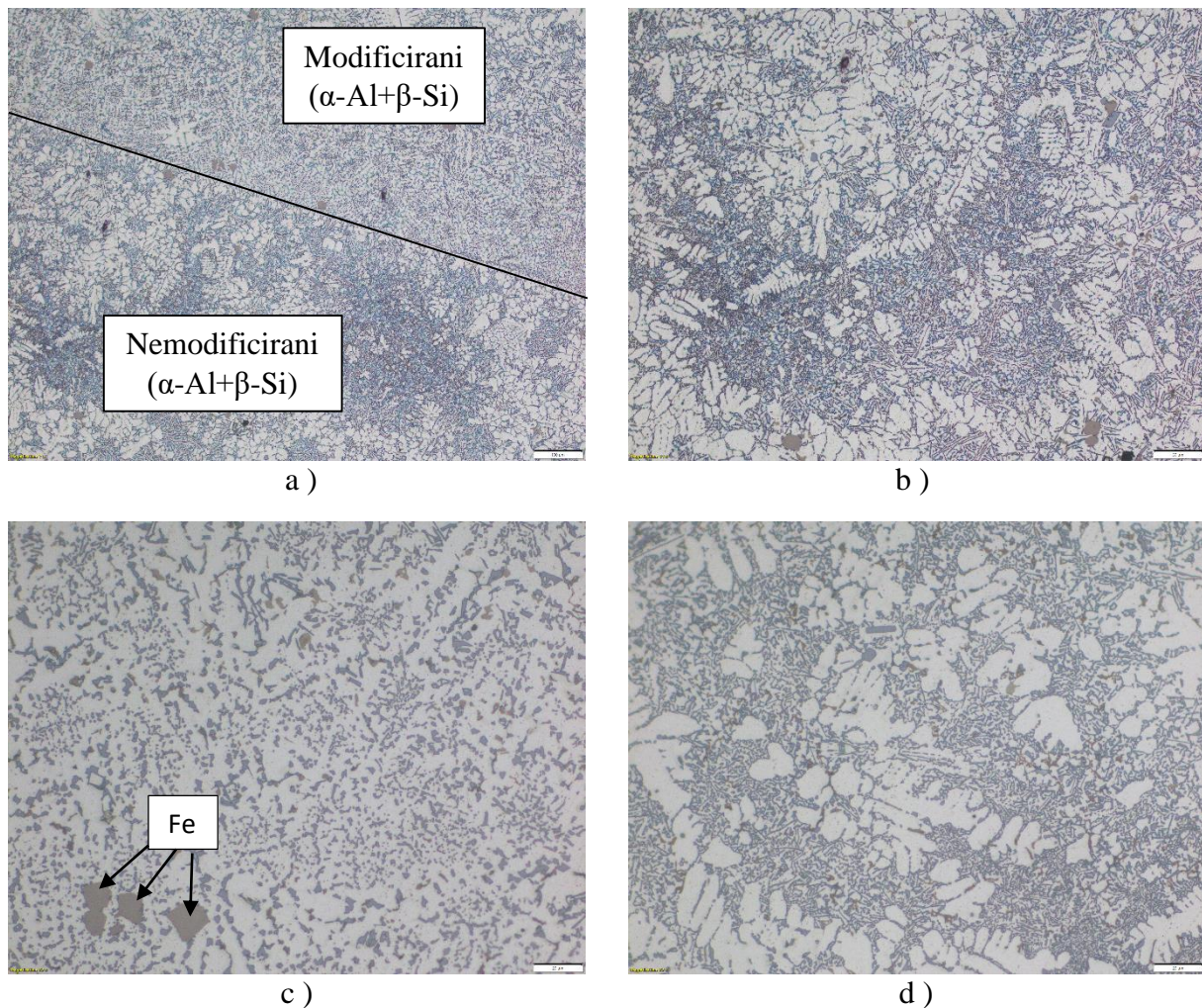
Slika 45 a) prikazuje primarni α Al i igličastu strukturu eutektika (α -Al+ β -Si).

Slika 45 b) prikazuje igličastu strukturu eutektika (α -Al+ β -Si).

Slika 45 c) prikazuje igličastu strukturu eutektika (α -Al+ β -Si) s udiom Fe u obliku poliedra.

Slika 45 d) prikazuje igličastu strukturu eutektika (α -Al+ β -Si) s udiom Fe u obliku poliedra.

Mikrostruktura uzorka 23 KK 0010 prikazana je na slici 46.



Slika 46. prikaz mikrostrukture uzorka 23 KK 0010 : a) povećanje 100X, b) povećanje 200X, c) povećanje 500X, d) povećanje 500X

Slika 46 a) prikazuje primarni α -Al i modificiranu i nemodificiranu igličastu strukturu eutektika (α -Al+ β -Si).

Slika 46 b) prikazuje vlaknastu strukturu eutektika (α -Al+ β -Si).

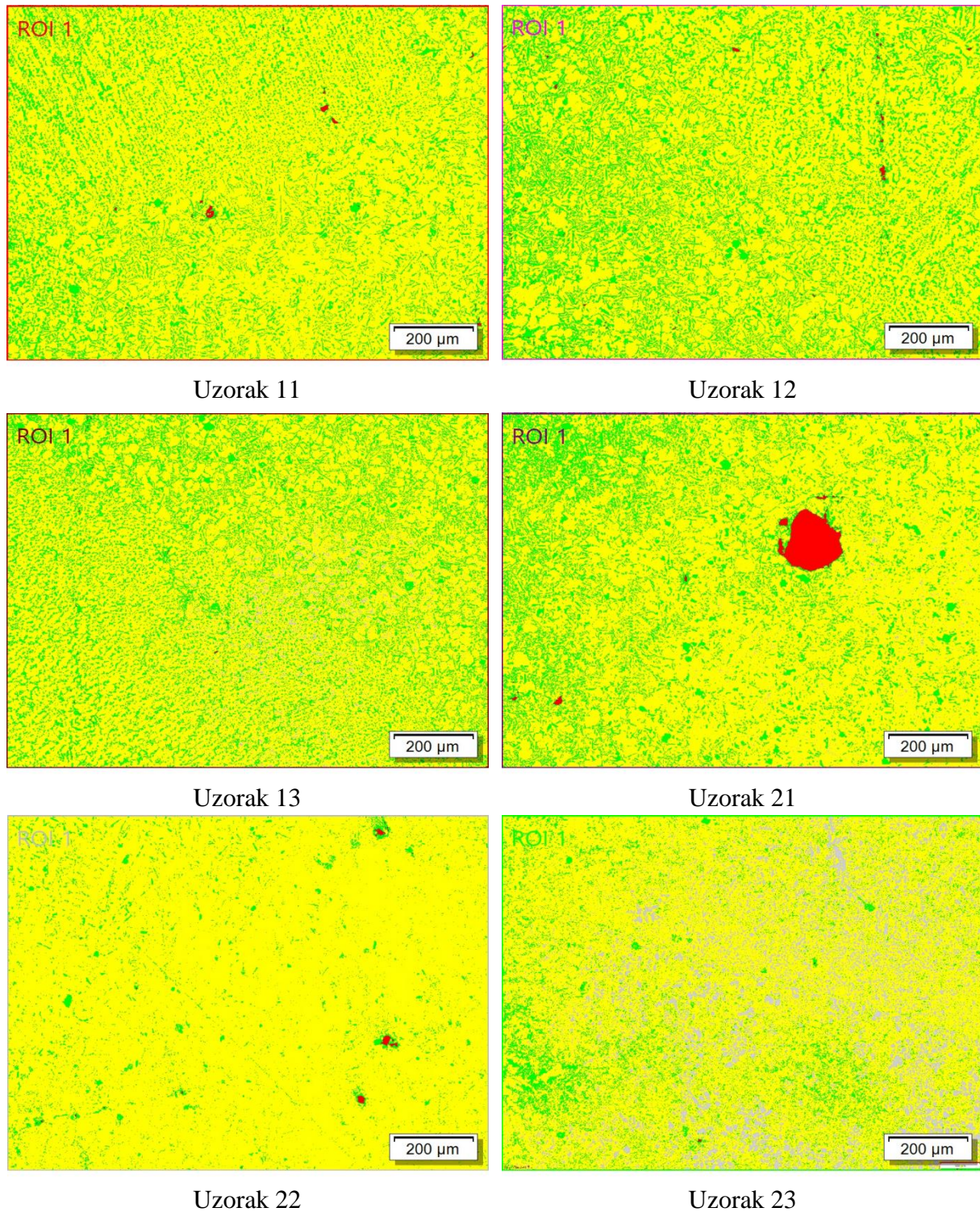
Slika 46 c) prikazuje modificiranu igličastu strukturu eutektika (α -Al+ β -Si) i Fe u obliku poliedra.

Slika 46 d) prikazuje vlaknasto globularno strukturu eutektika (α -Al+ β -Si).

Uzorci KK 0010 i KK 1652 razvili su modificiranu i nemodificiranu igličastu strukturu eutektika (α -Al+ β -Si), osim uzorka 23 odljevka KK 0010 (slika 46.) gdje je razvijena vlaknasto globularna struktura eutektika (α -Al+ β -Si). U uzorcima KK 1652 primjećen je veći udio Fe intermetalnih faza u odnosu na uzorke KK 0010. S obzirom na veći udio Fe u talini odljevka KK 1652 očekivao se razvoj Fe intermetalnih faza. S obzirom na debljinu stijenke može se primjetiti kako tanka stijenka ima bolju mikrostrukturu u odnosu na deblju stijenku. Što je najbolje vidljivo na slici 46 gdje se razvila vlaknasto globularna struktura eutektika (α -Al+ β -Si) u odnosu na sliku 41 gdje se razvila igličasta struktura eutektika s prisutnošću β -Al₃FeSi faze koja negativno utječe na mikrostrukturu i mehanička svojstva.

5.3 ANALIZA FAZA AlSi12 LEGURE

Na sljedećim slikama prikazana je mikrostruktura AlSi12 legure eutektičkog sastava. Na temelju prikazanih slika određen je udio faza prisutnih u strukturi uzoraka.



Slika 47. Analiza faza u AlSi12 leguri

Na slici 47. možemo vidjeti da su u uzorcima prisutne dvije faze primarni aluminij α -Al i eutektik (α -Al+ β -Si). Žuta boja predstavlja aluminij (Al), zelena predstavlja silicij (Si), dok smeđa boja prikazuje poroznost.

Udio faza u uzorcima različitih debljina stijenki možemo vidjeti u tablici 5.

Tablica 5. Udio faza u AlSi12 leguri

Uzorak	Udio faza, %			Debljina stijenka, mm
	Primarni α -Al	Eutektik (α -Al+ β -Si)	Poroznost	
11	72,83 %	24,01 %	0,62	22
12	66,40 %	29,03 %	0,15	17
13	60,74 %	28,29 %	0,03	15
21	73,80 %	24,76 %	1,67	31,75
22	92,68 %	06,86 %	0,12	29,75
23	81,55 %	16,72 %	0,10	22,75

Uzorak 22 ima najveći udio primarnog α -Al (92,68%) od svih uzoraka, dok najmanji udio ima uzorak 13 (60,74 %). Najveći udio eutektika (α -Al+ β -Si) ima uzorak 12 (29,03%), a najmanji udio uzorak 22 (06,68%). Poroznost je najveća u uzorku 21 (1,67%), a najmanje udio poroznosti je prisutan u uzorku 13 i 23 (0,03%). S obzirom na debljinu stijenke primjećuje se kako tanka stijenka ima manji udio poroznosti u odnosu na deblju stijenku (uzorci 11 i 21). Pojava poroznosti u debljoj stijenci je posljedica niže brzine hlađenja, odnosno dužeg vremena skrućivanja. Primjećen je i veći udio eutektika (α -Al+ β -Si) u tankoj stijenci (uzorak 13) zbog bolje razvijene morfologije eutektika (α -Al+ β -Si).

5.4. REZULTATI STATIČKOG VLAČNOG POKUSA

U tablici 6 su prikazani rezultati statičkog vlačnog pokusa

Tablica 6. Rezultati statičkog vlačnog pokusa

Uzorak	L ₀ , mm	L ₁ , mm	r ₀ , mm	r ₁ , mm	R _m , MPa	A, %	Z, %
11	40	40,92	5,98	5,96	75,94	0,023	0,0033
12	40	40,6	5,93	5,91	126,14	0,015	0,0034
13	40	/*	5,94	/*	128,77	/*	/*
21	40	40,15	5,96	5,65	104,04	0,00375	0,052
22	40	40,05	5,95	5,86	80,95	0,00125	0,015
23	40	/*	5,97	5,95	89,05	/*	0,0034

* lom uzorka van mjernog područja

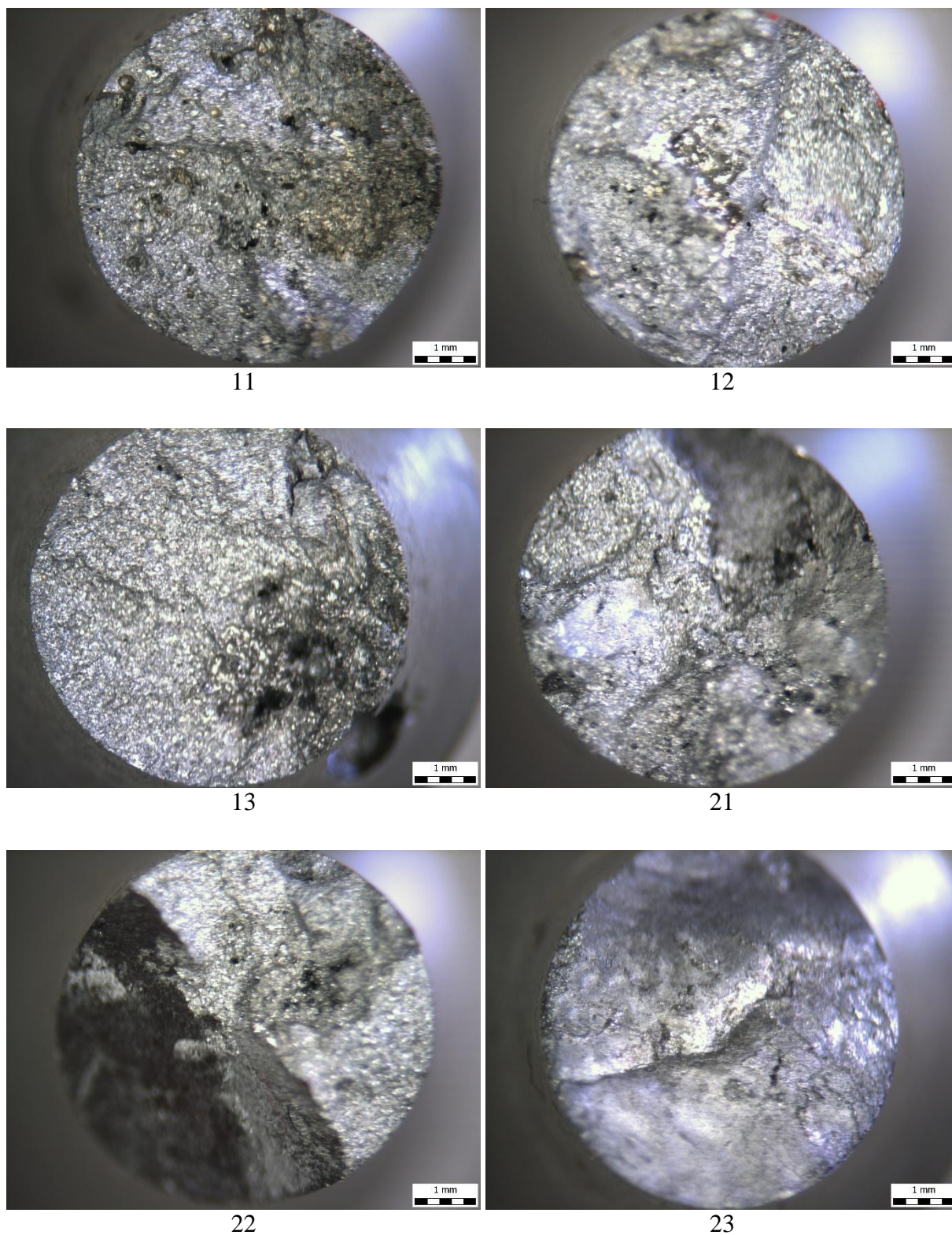
Za uzorak 23 nije moguće izračunati izduženje jer je lom uzorka van mjernog područja. Za uzorak 13 nije moguće izračunati izduženje i kontrakciju jer je lom uzorka van mjernog područja.

Uzorak 13 ima najveću vlačnu čvrstoću 128,77 MPa, dok najmanju vlačnu čvrstoću ima uzorak 11 (75,94 MPa). Najveće izduženje je primjećeno u uzorku 11 (0,023 %), a najmanje u uzorku 22 (0,00125 %). Uzorak 21 ima najveću kontrakciju (0,052 %), dok najmanju kontrakciju ima uzorak 11 (0,0033 %).

S obzirom na debljinu stijenke, deblja stijenka (uzorak 11) ima manju vlačnu čvrstoću u odnosu na tanku stijenku (uzorak 13), zbog većeg udjela eutektika (α -Al+ β -Si). Pritom je i primjećen udio β - Al₅FeSi intermetalnih faza u debljoj stijenci (uzorak 11), koja dodatno narušava mehanička svojstva i smanjuje vlačnu čvrstoću.

S obzirom na mikrostrukturu može se primjetiti kako nemodificirana igličasta struktura eutektika (α -Al+ β -Si) u (uzorcima 11 i 21) pogoduje većoj istezljivosti i kontrakciji u odnosu na modificiranu igličastu strukturu eutektika (α -Al+ β -Si) u (uzorcima 13 i 23). Također udio primarnog α -Al je veći u uzorcima s debljom stijenkom (uzorci 11 i 21) u odnosu na tanku stijenku (uzorak 13), što upućuje na veću istezljivost i kontrakciju.

5.5. MAKROSTRUKTURA LOMNE POVRŠINE UZORAKA NAKON STATIČNOG VLAČNOG POKUSA



Slika 48. Prikaz makrostrukture lomne površine uzoraka nakon statičnog vlačnog pokusa

Poslije statičkog vlačnog ispitivanja snimljene su snimke lomne površine uzoraka kao što je vidljivo na slici 48. Pomoću makrostrukture lomne površine možemo saznati da li uzorak ima krhak ili žilav lom. Iz slika možemo zaključiti, da bez obzira na debljinu stijenke uzorka, svi uzorci imaju krhak lom.

5.6. REZULTATI MJERENJA TVRDOĆE

U tablici 7. prikazani su rezultati mjerenja tvrdoće na uzorcima KK 1652 i KK 0010.

Tablica 7. Rezultati mjerenja tvrdoće uzoraka

Uzorak	Broj mjerenja					Srednja vrijednost
	1	2	3	4	5	
11	66,5	74,7	83,9	79,1	62,0	73,24
12	89,7	92,8	76,4	73,2	73,7	81,16
13	79,0	84,0	87,3	80,6	62,8	78,74
21	67,5	62,3	78,5	70,0	78,4	71,34
22	74,7	79,8	80,6	87,7	85,1	81,58
23	82,5	83,3	77,0	92,7	79,1	82,92

Iz tablice 7. možemo primjetiti kako je mjerenje broj 2 uzorka 12 ima najveću tvrdoću (92,8 HV), a mjerenje broj 5 uzorka 11 najmanju izmjerenu tvrdoću (62,0 HV). Iz tablice je izračunata srednja vrijednost, te vidimo kako najmanju tvrdoću ima uzorak 21 (71,34 HV), a najveću uzorak 23 (82,92 HV).

S obzirom na debljinu stijenke iz tablice 7 primjećeno je kako tanka stijenka ima veću tvrdoću u odnosu na deblju stijenku. Iz mikrostrukture je očuen veći udio eutektika (α -Al+ β -Si) u tankoj stijenci (uzorci 13 i 23) u odnosu na deblju stijenku (uzorci 11 i 21). U uzorku 13 razvijena je vlaknasto globularna struktura eutektika (α -Al+ β -Si) koja doprinosi boljim mehaničkim svojstvima, te u konačnici poboljšanju tvrdoće u odnosu na deblju stijenku (uzorak 11) u kojem se razvila igličasta struktura eutektika (α -Al+ β -Si). Također je vidljivo kako je udio primarnog α -Al veći u debljoj stijenci (uzorak 11), u odnosu na tanku stijenku (uzorak 13), te je u konačnici tanka stijenka tvrđa od deblje stijenke. U debljoj stijenci (uzorak 21) uočena je poroznost uslijed stezanja pri skrućivanju koja narušava mehanička svojstva poput tvrdoće.

6. ZAKLJUČAK

U ovom radu provedeno je ispitivanje mikrostrukturnih i mehaničkih svojstava EN AB 47100 AlSi12Cu1(Fe) legure, pri različitim debljinama stijenki. Talina za lijevanje odljevaka je obrađena metodom otplinjavanja. Odljevci su proizvedeni visokotlačnim lijevanjem, te su provedena mikrostrukturna i mehanička ispitivanja.

Rezultati metalografske analize pokazuju kako tanka stijenka ima bolju mikrostrukturu u odnosu na deblju stijenke. U mikrostrukтури tanke stijenke prisutna je modificirana i globularna vlaknasta mikrostruktura eutektika (α -Al+ β -Si) u odnosu na deblju i srednju stijenku gdje je prisutna nemođificirana i modificirana struktura eutektika (α -Al+ β -Si). Također je primjećen i smanjen udio Fe intermetalnih faza i postotak poroznosti u tankoj stijenci u odnosu na deblju stijenku.

Rezultati vlačnog pokusa prikazuju kako stijenka debljine 31,75 mm i 22 mm (uzorci 11 i 21) imaju veće istežanje i kontrakciju u odnosu na stijenku debljine 22,75 mm i 15 mm (13 i 23). Zbog većeg udjela primarnog α -Al u mikrostrukтури uzoraka s debljom stijenkom, može se zaključiti kako veći udio α -Al poboljšava mehanička svojstva poput otpornosti na naprezanje. Nemođificirana igličasta struktura eutektika (α -Al+ β -Si) u debljoj stijenci poboljšava kontrakciju i istežanje u odnosu na modificiranu igličastu strukturu eutektika (α -Al+ β -Si) u tankoj stijenci.

U odnosu na istežanje i kontrakciju stijenka debljine 22,75 mm (uzorak 13) ima veću vlačnu čvrstoću u odnosu na stijenku debljine 31,75 mm (uzorak 11). U mikrostrukтури uzorka 13 primjećen je veći udio eutektika (α -Al+ β -Si) u odnosu na mikrostrukтуру uzorka 11. Također je vidljiv udio β - Al₅FeSi intermetalnih faza u debljoj stijenci (uzorak 11), koja dodatno narušuju mehanička svojstva i smanjuju vlačnu čvrstoću. S time se može zaključiti kako tanka stijenka ima veću vlačnu čvrstoću zbog većeg udjela eutektika (α -Al+ β -Si).

Rezultatima tvrdoće možemo primjetiti kako stijenka debljine 22,75 mm i 15 mm (uzorci 13 i 23) ima veću tvrdoću u odnosu na stijenku debljine 31,75 mm i 22 mm (uzorci 11 i 21). U uzorku 13 razvijena je vlaknasto globularna struktura eutektika (α -Al+ β -Si) koja doprinosi boljim mehaničkim svojstvima, te u konačnici poboljšanju tvrdoće u odnosu na deblju stijenku (uzorak 11) u kojem se razvila igličasta struktura eutektika (α -Al+ β -Si). Također je vidljivo kako je udio primarnog α -Al veći u debljoj stijenci (uzorak 11), u odnosu na tanku stijenku (uzorak 13), te je u konačnici tanka stijenka tvrđa od deblje stijenke. Iz toga se može zaključiti kako bolja struktura eutektika (α -Al+ β -Si) utječe na poboljšanje tvrdoće. Manji udio primarnog α -Al također poboljšava tvrdoću.

Rezultati dobiveni ispitivanjima u okviru ovog završnog rada zaključeno je kako debljina stijenke utječe na mikrostrukтуру i mehanička svojstva.

7. LITERATURA

- [1] <https://www.britannica.com/science/aluminum> (01.03.2021)
- [2] G. Budd, TALAT Lecture 1101, Resources and Production of Aluminium, Aluminium Federation, Birmingham, 1999
- [3] J. Farndon, The Elements, Aluminum, Marshall Cavendish Corporation, New York, 2000.
- [4] <https://www.metallurgyfordummies.com/the-bayer-and-hall-heroult-process.html> (16.03.2021)
- [5] https://www.aluminiumleader.com/about_aluminium/what_is_aluminum (03.03.2021)
- [6] Nonferrous Materials Ramesh Singh, in Applied Welding Engineering (Second Edition), 2016
- [7] ASM Handbook Volume 15 Casting, Aluminum and Aluminum Alloys , Elwin L. Rooy, Aluminum Company of America
- [8] Dwivedi DK (2002) IE (I) Journal-MM
- [9] Davis JR (1990) ASM hand book (Formerly, vol 2, 10th edn, Metals hand book). ASM, Metals Park, OH, pp 123–151, 166–168
- [10] Hatch JE (1984) Aluminum properties and physical metallurgy. ASM, Metals Park, OH, pp 1–104, 200–241, 320–350
- [11] L. Hurtalova, E. Tillova, M. Chalupova, E. Durinikova, Effect of chemical composition of secondary Al-Si cast alloy on intermetallic phases, University od Žilina, Faculty of Mechanical Engineering, Žilina, Slovak Republic, 2017
- [12] P. Maganin, W. Kurz, Solidification of Eutectics, ASM Handbook, 15, Casting, ASM International, 2002
- [13] H. Fredriksson, U. Åkerlind, Materials Processing during Casting, John Wiley & Sons Ltd, Chichester, 2006
- [14] <https://www.diva-portal.org/smash/get/diva2:1146050/FULLTEXT01.pdf> (15.03.2021)
- [15] <https://russianpatents.com/patent/252/2525872.html> (25.03.2021)
- [16] https://www.researchgate.net/figure/Microstructure-AlSi12-alloy-thickness-5-mm-Technological-parameters-mold-temperature_fig4_332540193 (27.03.2021)
- [17] https://www.researchgate.net/figure/Microstructure-AlSi7Mg03-alloy-thickness-5-mm-Technological-parameters-mold_fig3_332540193 (27.03.2021)
- [18] <http://article.sciencepublishinggroup.com/html/10.11648.j.ijmsa.20160506.17.html> (25.03.2021)
- [19] <https://www.intechopen.com/books/electrolysis/direct-electrolytic-al-si-alloys-deasa-an-undercooled-alloy-self-modified-structure-and-mechanical-p> (27.03.2021)
- [20] Reviews on the Influences of Alloying elements on the Microstructure and Mechanical Properties of Aluminum Alloys and Aluminum Alloy Composites, R. S. Rana, Rajesh Purohit, and S Das

- [21] Y. Wang *, Y. Xiong “Effects of beryllium in Al–Si–Mg–Ti cast alloy”, Materials Science and Engineering A280 (2000) 124–127
- [22] The influence of cooling rate and manganese content on the β -Al₅FeSi phase formation and mechanical properties of Al-Si based alloys, Salem Seifeddine, Sten Johansson, Ingvar L. Svensson
- [23] The role of strontium in modifying aluminium–silicon alloys, M. Timpel , N. Wanderka ,, R. Schlesiger , T. Yamamoto , N. Lazarev , D. Isheim ,G. Schmitz , S. Matsumura , J. Banhart
- [24] Cast Metals, Mulazimoglu MH, Tenekerdjiev N, Closset BM, Gruzleski JE (1993)
- [25] Eutectic modification and microstructure development in Al–Si Alloys, A.K. Dahle , K. Nogita , S.D. McDonald, C. Dinnis, L. Lu
- [26] Modification of eutectic silicon in Al–Si alloys, Sathyapal Hegde, K. Narayan Prabhu
- [27] Acta Metallurgica, Qiyang L, Qingchun L, Qiful L (1991)
- [28] ASM Handbook Volume 15 Casting, Aluminum and Aluminum Alloys , Elwin L. Rooy, Aluminum Company of America, Modification of Aluminum-Silicon Alloys
- [29] <https://www.intechopen.com/books/aluminium-alloys-recent-trends-in-processing-characterization-mechanical-behavior-and-applications/effects-of-modification-techniques-on-mechanical-properties-of-al-si-cast-alloys> (02.04.2021)
- [30] Effect of Cooling Rate on Microstructure and Mechanical Properties in Al-Si Alloys Suk Bong Kang¹ , Jing Zhang^{1,2}, Shouren Wang¹ , Jaehyung Cho¹ , V. U. Stetsenko
- [31] J.E. Gruzleski, B.M. Closset, The Treatment of Liquid Aluminum–Silicon Alloys, AFS Inc., Des Plaines, Illinois, USA, 1990.
- [32] N. Saheb , T. Laoui , A.R. Daud, M. Harun , S. Radiman, R. Yahaya, “Influence of Ti addition on wear properties of Al–Si eutectic alloys”Wear249 (2001) 656–662
- [33] <http://www.aleastur.com/en/aluminum/aluminium-grain-refiners-and-master-alloys/> (02.04.2021)
- [34] Intermetallics Formation and Their Effect on Mechanical Properties of Al-Si-X Alloys, By Williams S. Ebhota and Tien-Chien Jen
- [35] Changes in Structural Characteristics of Hypoeutectic Al-Si Cast Alloy after Age Hardening, Lenka HURTALOVÁ *, Juraj BELAN, Eva TILLOVÁ, Mária CHALUPOVÁ
- [36] https://www.researchgate.net/figure/Micrographs-of-various-common-iron-containing-intermetallics-showing-their-typical_fig2_257743131 (15.04.2021)
- [37] Effect of Cu, Mg and Fe on solidification processing and microstructure evolution of Al-7Si based foundry alloys Thèse Mousa Javidani Doctorat en génie des matériaux et de la métallurgie Philosophiae doctor (Ph.D.)
- [38] S. KORES, M. VONČINA, B. KOSEC, J. MEDVED FORMATION OF AlFeSi PHASE IN AlSi12 ALLOY WITH Ce ADDITION
- [39] Effect of Cooling Rate on Microstructure and Mechanical Properties in Al-Si Alloys Suk Bong Kang¹ , Jing Zhang^{1,2}, Shouren Wang¹ , Jaehyung Cho¹ , V. U. Stetsenko
- [40] W. Kurz, D.J. Fisher, Fundamentals of Solidification, Trans Tech Publications, 1998

- [41] <https://www.nature.com/articles/s41598-019-47182-9> (18.04.2021)
- [42] <https://www.scribd.com/presentation/428452375/6-Kristalizacija-%C4%8Cistih-Metala-i-Pretvorbe-Re%C5%A1etke-u-Krutom-Stanju> (18.04.2021)
- [43] R. C. Ropp, Luminescence and the Solid State, Elsevier Science, 2004, second edition, P.164, 762Pages
- [44] <https://polymerdatabase.com/polymer%20physics/Spherulites.html> (18.04.2021)
- [45] J.H. Holloman, D. Turnbull, “nucleation”, Prog. Met. Phys, Vol.4, 1953, P.333-388
- [46] <http://msmsjec.blogspot.com/p/4-solidification.html> (19.04.2021)
- [47] The New Metallurgy of Cast Metals Castings 2nd Ed. Campbell J., 2003, Chapter 5 Solidification structure
- [48] D. M. Stefanescu, Science and engineering of casting solidification, Springer Science, New York, 2002.
- [49] The New Metallurgy of Cast Metals Castings 2nd Ed. Campbell J., 2003, Chapter 5 Solidification structure
- [50] MODEL OF GROWTH A IRREGULAR EUTECTICS COMPOSITE IN SITU (MMCs), Edward Guzik, Faculty of Foundry Engineering , University of Mining and Metallurgy, Reymonta 23 Street, 30-059 Kraków, Poland
- [51] W. Kurz, D.J. Fisher, Fundamentals of Solidification, Trans. Tech. Publications, 1984, Heat Flow Conditions
- [52] file:///C:/Users/Acer/Downloads/EN47100%20(1).pdf (29.06.2021)
- [53] <http://www.slmet.com/products/aluminum-alloy-specifications/> (01.06.2021)
- [54] M. Di Sabatino, L. Arnberg, A review on the fluidity of Al based alloys, Metallurgical Science and Technology, 1, (2013), pp. 9-15
- [55] <https://aluminium-guide.com/en/plavlenie-alyuminiya-obrazovanie-shlaka/> (01.07.2021)
- [56] <http://constanstermit.com.pl/materialy-odlewnicze/silexil-a/> (01.07.2021)
- [57] <https://www.alcircle.com/api/media/c8acbcfb45ba4c088aac86085b28a548.pdf> (01.07.2021)
- [58] https://www.substech.com/dokuwiki/doku.php?id=degassing_treatment_of_molten_aluminum_alloys (15.07.2021)
- [59] https://www.artisanfoundry.co.uk/product_info.php?products_id=382 (20.07.2021)
- [60] <https://www.quia.com/jg/1961563list.html> (20.07.2021)
- [61] <https://www.sciencedirect.com/topics/engineering/metallographic-analysis> (21.07.2021)

8. ŽIVOTOPIS

OSOBNI PODACI :

Ime i prezime : Mario Stjepanović

Datum i mjesto rođenja : 22. listopada 1996. Sisak, Hrvatska

Adresa : Sisačka 30, 44317 Popovača

Telefon : 091/5651502

E-mail : mario.stjepi@gmail.com

OBRAZOVANJE :

2003 - 2011. Osnovna škola Popovača

2011 - 2015. Tehnička škola Sisak, smjer tehničar za električne strojeve s primjenjenim računalstvom

2018 - 2021. Metalurški fakultet Sisak, preddiplomski sveučilišni stručni izvanredni studij ljevarstva

VJEŠTINE :

Računalne vještine : rad u programskom paketu MS office, osnove programiranja u C++, programiranje u programu WM/Quartis R-2018 SP1 za mjerenje trodimenzionalnih oblika

Strani jezik : Engleski

Ostale vještine: Vozačka dozvola B kategorije