Ispitivanje svojstava AlSi7Mg legure

Šuica, Vanja

Master's thesis / Diplomski rad

2016

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://urn.nsk.hr/urn:nbn:hr:115:138339

Rights / Prava: In copyright / Zaštićeno autorskim pravom.

Download date / Datum preuzimanja: **2024-03-29**

SVEUČILIŠTE U ZAGREBU METALURŠKI FAKULTET
UNIVERSITY OF ZAGREB FACULTY OF METALLURGY
SISAK

Repository / Repozitorij:

Repository of Faculty of Metallurgy University of Zagreb - Repository of Faculty of Metallurgy University of Zagreb

zir.nsk.hr

DIGITALNI AKADEMSKI ARHIVI I REPOZITORIJI

SVEUČILIŠTE U ZAGREBU
METALURŠKI FAKULTET

Vanja Šuica

DIPLOMSKI RAD

Sisak, rujan 2016.

SVEUČILIŠTE U ZAGREBU
METALURŠKI FAKULTET

Vanja Šuica

ISPITIVANJE SVOJSTAVA AlSi7Mg LEGURE

DIPLOMSKI RAD

Mentor:
doc.dr.sc. Zdenka Zovko Brodarac

Članovi ispitnog povjerenstva:
Predsjednik:izv. prof.dr.sc. Zoran Glavaš
Član: doc.dr.sc. Zdenka Zovko Brodarac
Član: doc.dr.sc. Ljerka Slokar
Zamjenski član: doc.dr.sc. Martina Lovrenić-Jugović

Sisak, rujan 2016.

Zahvala

Prvenstveno bih se želio zahvaliti svojoj mentorici izv.prof.dr.sc. Zdenka Zovko Brodarac i upravitelju ljevaonice gospodinu Josipu Kaliniću, koji su mi sa svojim savjetovanjem i posvećenim vremenom uvelike pomogli sa izradom diplomskog rada.

Posebnu zahvalnost želio bih izraziti svojim roditeljima, bratu i djevojci koji su mi bili velika podrška, ne samo za vrijeme izrade diplomskog rada, nego tijekom cijelog studija i bez kojih ne bi bilo moguće sve ovo što sam postigao.

Ujedno se želim zahvaliti svim svojim prijateljima i prijateljicama koji su moje iskustvo studiranja i učenja učinili puno ljepšim i zabavnijim.

Još se želim zahvaliti kolegama iz ljevaonice Dejanu Šimunoviću, Vinku Biliću, Nasihi Kvrgić i Petru Ladan koji su izdvojili svoje dragocjeno vrijeme i doprinijeli izradi ovog rada.

ISPITIVANJE SVOJSTAVA AlSi7Mg LEGURE

Sažetak:

Aluminijske legure su okarakterizirane izvrsnim mehaničkim, fizikalno-kemijskim i tehnološkim svojstvima, čime su veliku primjenu pronašle u automobilskoj industriji. U automobile se trenutno ugrađuje oko 140 kg aluminijskih legura (glava i blok motora, nosači ležajeva, mjenjača, naplataka i slično). Bez obzira na sve kompliciraniju geometriju dijelova i sklopova, ta je brojka stalno u porastu, zahvaljujući inovativnim tehnologijama lijevanja. Sa sve većim udjelom dijelova od aluminijskih legura (i ostalih lakih metala i materijala), performanse, sigurnost i ekološka prihvatljivost automobila raste. Geometrija odljevka utječe na odabir odgovarajuće legure, naknadnu obradu i zahtijevana/dobivena svojstva poput otpornosti na koroziju, otpornost na visoke temperature, čvrstoću, tvrdoću, itd., pa se uz glavni legirajući element Si, Al-Si legurama dodaju se i sekundarni legirajući elementi ili elementi u tragovima poput primjerice Mg. U okviru ovog rada dokazalo se da različite brzine hlađenja i naknadna toplinska obrada imaju značajan utjecaj na postignuta svojstva odljevaka. Razvoj mikrostrukture i njezine značajke u različitim uvjetima skrućivanja daju uvid u vođenje procesa, i izrazito utječu na mehanička svojstva. Mikrostrukturna analiza ukazala je na prisutnost sljedećih mikrostrukturnih konstituenata: primarni aluminij (α-Al), eutektik (α-Al+β-Si), intermetalne željezne faze Al_5FeSi i $Al_8FeMg_3Si_6$ te sekundarnu eutektičku fazu α-Al+Mg_2Si. U toplinski obrađenim uzorcima uočena je veća sklonost ka izdvajanju kompleksne intermetalne $Al_8FeMg_3Si_6$ faze koja, uz precipitaciju Mg, povoljno utječe na poboljšanje mehaničkih svojstava. Sferoidizacija primarnog aluminija, bez obzira na pogrubljivanje, ima pozitivan učinak na mehanička svojstva. Mikrostrukturne značajke pokazale su se kao preliminarni pokazatelj provedenih postupaka, na osnovu kojeg je moguće predvidjeti postignuta svojstva konačnog odljevka.

Ključne riječi: AlSi7Mg legura, mehanička svojstva, mikrostruktura, toplinska obrada

INVESTIGATION OF AlSi7Mg ALLOY PROPERTIES

Abstract:

Aluminium alloys are characterized by excellent mechanical, physically-chemical and technological properties, which represent the foundation for wide application in automotive industry. Todays' vehicles contain around 140 kg of aluminium alloys (engine head and block, bearing support, gear box, wheels etc.). In despite of more and more complex geometry of parts and assemblies, the use is in constant growth, due to innovative casting technologies. With increasing ratio of aluminium alloys parts (and other light metals and materials), performances, safety and environmental sustainability of vehicle also increase. Casting geometry influences the selection of corresponding alloy, machining and demanded/achieved properties such as corrosion resistance; high temperature resistance, strength, hardness etc., Therefore, beside addition of main alloying element Si, also secondary alloying or trace elements such as Mg are added. Within this paper it was proven that different cooling rates and heat treatment have significant influence on achieved casting properties. The development of microstructure and its features related to different solidification conditions have indicate the process management, and particularly influence on mechanical properties. Microstructural analysis has indicated the presence of following microstructural constituents: primary aluminium (α-Al), eutectic (α-Al+β-Si), intermetallic iron phase Al_5FeSi i $Al_8FeMg_3Si_6$ and secondary eutectic phase α-Al+Mg_2Si. In heat treated samples, the higher tendency toward forming complex intermetallic $Al_8FeMg_3Si_6$ phase was observed, which along with Mg precipitation, affects positively on mechanical properties. Spheroidizing of primary aluminium and its coarsening, have a positive effect on mechanical properties. Microstructural features have been imposed as a preliminary indicator of processes, and represent the base for prediction of achieved casting properties.

Key words: AlSi7Mg alloy, mechanical properties microstructure, heat treatment

Kazalo

1. POPIS SLIKA I
2. POPIS TABLICA III
1. UVOD 1
2. TEORIJSKI DIO 2
2.1. Aluminij i aluminijske legure 2
2.1.1. Legure aluminija za lijevanje na bazi silicija 3
2.2. Skrućivanje legura aluminija 4
2.2.1. Termodinamika skrućivanja 5
2.2.2. Pothlađenje metala 6
2.2.3. Osnove nukleacije legura aluminija 12
2.2.4. Rast kristala i formiranje kristalnih zrna 17
2.2.5. Rast primarnog Al zrna 20
2.2.6. Modifikacija podeutektičkih Al-Si legura 26
2.3. Al-Si-Mg sustav 33
2.4. Primjena aluminijskih legura u automobilskoj industriji 35
2.4.1. Smanjenje mase vozila 35
2.4.2. Aluminij kao idealni materijal za smanjenje mase 35
3. EKSPERIMENTALNI DIO 38
3.1. Izrada taline AlSi7Mg legure 38
3.2. Analiza taline AlSi7Mg legure 41
3.2.1. Analiza indeksa gustoće i toplinska analiza AlSi7Mg legure 41
3.2.2. Ispitivanje kemijskog sastava AlSi7Mg legure 41
3.3. Gravitacijsko i niskotlačno lijevanje AlSi7Mg legure 42
3.4. Toplinska obrada uzoraka 44
3.5. Ispitivanje uzoraka AlSi7Mg legure 45
3.5.1. Ispitivanje vlačnih svojstava AlSi7Mg legure 45
3.5.2. Ispitivanje mikrostrukturnih značajki AlSi7Mg legure 46
4. REZULTATI I DISKUSIJA 50
4.1. Kemijska analiza AlSi7Mg legure 50
4.2. Indeks gustoće AlSi7Mg legure 50
4.3. Statički vlačni pokus 51
4.4. Metalografska i mikrostrukturna ispitivanja 52
4.4.1. Analiza mikrostrukture i prijelomne površine tehnikom mapiranja 59
4.4.2. EDS analiza uzoraka AlSi7Mg legure 64
4.5 Korelacija mikrostrukturnih značajki i mehaničkih svojstava AlSi7Mg legure 66

5. ZAKLJUČAK 71
6. LITERATURA 73
7. ŽIVOTOPIS 75

1. POPIS SLIKA

Slika 1. Najčešće primjenjivane legure aluminija podijeljene prema naknadnoj obradi [2] 2
Slika 2. Binarni dijagram Al-Si sustava [3] 4
Slika 3. Krivulje hlađenja za čisti metal i leguru [5] 5
Slika 4. Shematski prikaz pravilnog rasporeda dugog (lijevo) i kratkog (desno) dosega [4] 6
Slika 5. Dijagram promjene slobodne energije u ovisnosti o temperaturi [4] 7
Slika 6. Potrebna količina pothlađenja za skrućivanje na temelju kinetike atoma [4] 9
Slika 7. Porast ravnotežne temperature uslijed zakrivljenosti granične površine [4] 9
Slika 8. Shematski prikaz skrućivanja hipotetske legure koja skrućivanjem tvori jednofaznu krutu otopinu [4] 11
Slika 9. Toplinsko polje i polje otopljenog elementa ispred granice krutina/talina [4] 12
Slika 10. Promjena slobodne energije prilikom nastajanja nukleusa radijusa r [7] 13
Slika 11. Promjena kritičnog radijusa nastajanja s pothlađenjem [7] 13
Slika 12. Heterogena nukleacija klice u obliku odsječka kugle [7] 14
Slika 13. Shematski prikaz slobodne energije homogene i heterogene nukleacije [7] 15
Slika 14. Heterogena nukleacija u šuljini kalupa [7] 15
Slika 15. Mikroskopski prikaz sredstava za usitnjavanje AlTi5B [10] 16
Slika 16. Modeli fazne granice krutina/talina [11] 17
Slika 17. Vrste kristalnih ravnina [11] 18
Slika 18. Rast kristala u talini [11] 18
Slika 19. Temperaturna inverzija za vrijeme skrućivanja [11] 19
Slika 20. Shematski prikaz dendritnog rasta [11] 19
Slika 21. Shematski prikaz nastajanja sekundarnih dendritnih grana [11] 20
Slika 22. Shematski prikaz razvoja lijevane strukture [12] 21
Slika 23. Shematski prikaz raspodjele atoma u dva susjedna zrna [12] 21
Slika 24. Shematski prikaz nastajanja ćelijaste strukture [4] 22
Slika 25. Konstitucijsko pothlađenje [11] 22
Slika 26. Ćelijska struktura [11] 23
Slika 27. Shematski prikaz vrste eutektika [13] 24
Slika 28. Shematski prikaz temperature i koncentracije u blizini eutektika [13] 25
Slika 29. Shematski prikaz vrsti nestabilnosti eutektičke granice [13] 25
Slika 30. Dijagram povezanih zona Al-Si legura [14] 26
Slika 31. Shematski prikaz nastajanja eutektika prema postojećim mehanizmima [15] 27
Slika 32. Utjecaj brzine rasta na morfologiju Si faze [16] 28
Slika 33. Nastala morfologija Si kao funkcija temperaturnog gradijenta i brzine rasta u povezanoj zoni [16] 29
Slika 34. Shematski prikaz razvoja modificirane i nemodificirane strukture Al-Si eutektika [21] 31
Slika 35. Usporedba morfologija eutektičke Si faze [22] 31
Slika 36. Krivulje hlađenja jednostavne toplinske analize za modificiranu i nemodificiranu leguru [23] 33
Slika 37. Aluminijski kut ternarnog faznog dijagrama Al-Si-Mg [24] 34
Slika 38. Direktna ušteda na masi ugradnjom dijelova od aluminija [25] 36
Slika 39. Raspodjela aluminijskih komponenti u prosječnom automobilu [25] 36
Slika 40. Prednji dio karoserije izrađen iz aluminija [25] 37
Slika 41. Uložni materijal za proizvodnju taline AlSi7Mg legure 39
Slika 42. Peći za taljenje tipa ZPF [28] 39
Slika 43. Lijevanje taline u transportni lonac 40
Slika 44. Metalurška obrada taline u transportnom loncu 40
Slika 45. Ispitivanje indeksa gustoće i toplinska analiza uzorka taline: 41

Slika 46. Prikaz izrade uzoraka za analizu kemijskog sastava 42
Slika 47. Lijevanje uzoraka AlSi7Mg legure 43
Slika 48. Dijagram temperatura – vrijeme postupka precipitacijskog očvršćivanja sa shemom mikrostrukture [29] 44
Slika 49. Naplatak i uzorci iz kokile za toplinsku obradu 44
Slika 50. Izrada uzoraka za statički vlačni pokus 45
Slika 51. Kidalica tipa H&P Inspekt Table 100 [30] 46
Slika 52. Epruveta za statički vlačni pokus 46
Slika 53. Rezalica za odrezivanje uzoraka iz epruvete 47
Slika 54. Uređaj tipa Buehler za zalijevanje uzoraka na toplo 47
Slika 55. Uređaj za brušenje i poliranje Vektor LC proizvođača Buehler 48
Slika 56. Svjetlosni mikroskop tipa Olympus GX51 opremljen digitalnom kamerom Olympus DP70 48
Slika 57. Pretražni elektronski mikroskop Tescan VEGA LSH opremljen sa energijskim disperzivnim spektrometrom proizvođača Bruker 49
Slika 58. Dijagram naprezanje-deformacija za toplinski obrađene i neobrađene uzorke iz naplatka 52
Slika 59. Prikaz raspodjele kemijskih elemenata tehnikom mapiranja 61
Slika 60. Prikaz raspodjele kemijskih elemenata tehnikom mapiranja 63
Slika 61. Mikrostrukturna analiza uzoraka AlSi7Mg legure 66
Slika 62. Raspodjela faza i utjecaj mikrostrukture na mehanička svojstva u komparativnim uzorcima 68
Slika 63. Utjecaj mikrostrukturnih značajki na mehanička svojstva 69

2. POPIS TABLICA

Tablica 1. Vrijednosti određenih svojstava legura aluminija [2] 3
Tablica 2. Veličina zrna legure AlMnMg u odnosu na vrstu i količinu cjepiva (vrijednosti veličine zrna su izražene u μm) [9] 16
Tablica 3. Svojstva elemenata koji se koriste za modifikaciju Al-Si legura [18] 30
Tablica 4. Invarijantne reakcije u aluminijskom kutu Al-Mg-Si sustava [24] 33
Tablica 5. Topivost Mg_2Si u aluminiju s obzirom na udio Mg i temperaturu [24] 34
Tablica 6. Kemijski sastav uzorka AlSi7Mg legure 50
Tablica 7. Kemijski sastav propisan normom za leguru EN AC-42000 50
Tablica 8. Vrijednosti indeksa gustoće za obrađenu i neobrađenu talinu 50
Tablica 9. Mehanička svojstva toplinski obrađenih i neobrađenih uzoraka 51
Tablica 10 Metalografski i mikrostrukturni snimci uzoraka KT i KTTO 52
Tablica 11. Metalografski i mikrostrukturni snimci uzoraka KS i KSTO 54
Tablica 12. Metalografski i mikrostrukturni snimci uzoraka NVR i NVRTO 56
Tablica 13. Metalografski i mikrostrukturni snimci uzoraka NRR i NRRTO 58
Tablica 14. Usporedne vrijednosti površinskog udjela elemenata, razmaka sekundarnih dendritnih grana i mehaničkih svojstava uzoraka 67

1. UVOD

Aluminij je vrlo rasprostranjen element u Zemljinoj kori, a ima ga oko 8%. Ovaj metal je vrlo reaktivan koji se na zraku prevlači tankim slojem oksida. Aluminij se prvi puta pojavljuje 1855. godine na svjetskoj izložbi u Parizu. Do tada je bio jako rijedak element zbog čega je u to vrijeme bio skuplji i od zlata. Danas ovaj metal po uporabi je odmah iza čelika, a svoju primjenu je pronašao u raznim područjima kao što su to avioindustrija, brodogradnja, automobilska industrija, informatička industrija, svemirska industrija, prijenos električne energije dalekovodima, izrada ambalaže i drugim granama industrije.

Aluminij se dobiva iz rude boksita koja se prerađuje u aluminijev oksid (glinicu) nakon čega slijedi elektroliza koja je značajan potrošač električne energije. Sam aluminij ima užu primjenu za razliku od legura aluminija. Zbog svojih dobrih svojstava poput male gustoće, dobrih mehaničkih svojstava pri niskoj temperaturi, dobre toplinske vodljivosti, otpornosti na koroziju i drugih svojstava aluminijske legure imaju sve veću primjenu.

Za poboljšanje svojstava aluminijskih legura za lijevanje dodaje se silicij, bakar ili magnezij. Veliki udio u današnjoj proizvodnji aluminijskih legura, posebice za automobilsku industriju odnosi se na AlSi7Mg leguru. To je legura aluminija za lijevanje čija su svojstva poboljšana dodavanjem silicija i magnezija kao legirajućih elemenata. Značajan udio u proizvodnji automobilskih dijelova odnosi se na aluminijske naplatke koji moraju zadovoljavati propisane standarde budući da se radi o strukturnim i sigurnosno kritičnim proizvodima.

Utjecaj kemijskih elemenata u određenim koncentracijama i njihova interakcija može značajno utjecati na svojstva materijala. Legiranje i metalurška obrada taline predstavljaju važan čimbenik u dobivanju odgovarajućeg kemijskog sastava. Pritom valja voditi računa o uvjetima skrućivanja koje predefinira tehnologija lijevanja. Današnji zahtjevi za poboljšavanjem određenih svojstava često pretpostavljaju i naknadnu obradu odljevaka koja podrazumijeva procese od toplinske obrade do lakiranja. Nužnost poznavanja svojstava materijala i primijenjene tehnologije proizvodnje ima sinergijski učinak na konačnu upotrebnu vrijednost odljevaka. Mikrostrukturne značajke često su pokazatelj provedenih postupaka i služe kao kontrolni faktor u serijskoj proizvodnji odljevaka.

2. TEORIJSKI DIO

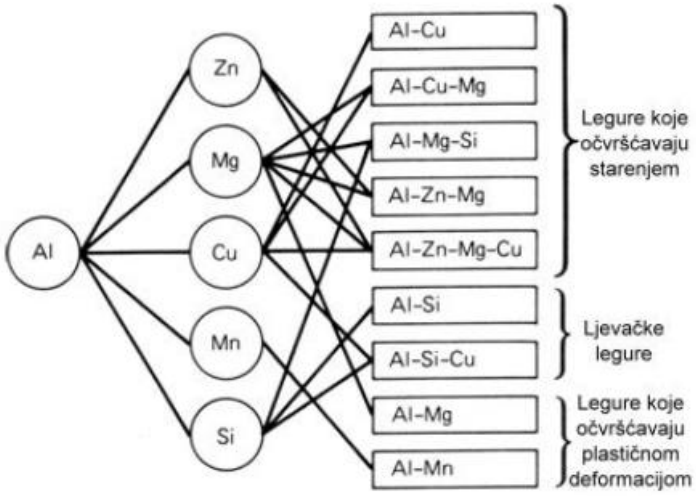
2.1. Aluminij i aluminijske legure

Aluminij je srebrno bijeli metal, treći po zastupljenosti u Zemljinoj kori (otprilike 8% udjela) i drugi metal po upotrebi iza čelika, to jest najprimjenjivaniji je ne željezni metal na svijetu. Čisti aluminij je dobar vodič električne struje i topline i odlikuje ga mala specifična masa. Upotreba čistog aluminija je ograničena na izradu vodiča i upotrebu u prehrambenoj industriji. Primarni aluminij se dobiva elektrokemijskim Hall-Héroult-ovim procesom redukcije glinice, koji je energetski zahtjevan. O tome govore podaci da najmodernija postrojenja troše oko 13 000 kWh/t, dok se svjetski prosjek kreće oko 15 000 kWh/t. Glinica se dobiva Bayer-ovim postupkom iz boksita, koji se sastoji iz Al_2O_3 (minimalni udio od 50% nužan za ekonomičnu eksploataciju), SiO_2, TiO_2 i Fe_2O_3. [1]

Razlog upotrebe aluminijskih legura leži u dobroj livljivosti, lakoći obrade plastičnom deformacijom, otpornosti na koroziju i kemijske utjecaje. Zbog niske gustoće aluminijske legure pokazuju, povoljan omjer mase i mehaničkih svojstava što im daje prednost pri proizvodnji lakih strukturno opterećenih komponenti. Aluminijskim legurama se smatraju smjese koje posjeduju minimalno 50 mas. % aluminija, a ostatak čine ciljano dodavani legirajući elementi radi poboljšavanja mehaničkih i tehnoloških svojstva. Glavni legirajući elementi u aluminijskim legurama su silicij, bakar i magnezij, dok sekundarne legirajuće elemente uz prethodno navedene čine cink, krom, mangan, natrij, nikal, stroncij, titan. Određenom kombinacijom legirajućih elemenata, moguće je postići razna svojstva legura aluminija, pa su stoga dolazimo do tri osnovne skupine legura aluminija.

Osnovne skupine legura aluminija su (slika 1):

1. legure koje očvršćuju starenje
2. ljevačke legure
3. legure koje očvršćuju plastičnom deformacijom



Slika 1. Najčešće primjenjivane legure aluminija podijeljene prema naknadnoj obradi [2]

Zahvaljujući širokom dijapazonu svojstava, legure aluminija nalaze primjenu u svim grana industrije, počevši od limenki za prehrambenu industriju pa sve do svemirske tehnologije.

Još neke od grani industrije u kojima se primjenjuju legure aluminija su građevinarstvo, strojogradnja, zrakoplovstvo, autoindustrija, brodogradnja i dr. Usporedimo li neka svojstva legura aluminija s čelicima, otkrivamo zašto se njegova primjena toliko brzo proširila. Tako na primjer modul elastičnosti legura aluminija iznosi 65-80 GPa, te se stoga mogu oko 3 puta više deformirati od čelika. Prosječni čelici jesu čvršći od legura aluminija, no ako se uzme u obzir čvrstoća po jedinici mase legure aluminija ponovno prednjače. Najveća prednost kod ljevačkih legura je niska temperatura lijevanja (650-750 °C) i uski interval skrućivanja. Raspon svojstava legura aluminija se može vidjeti u tablici 1.

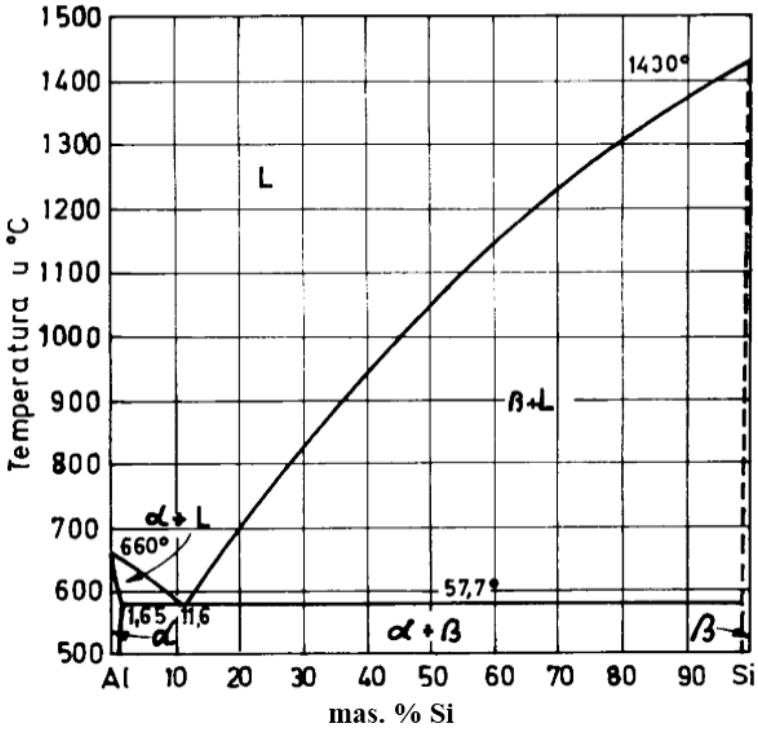
Tablica 1. Vrijednosti određenih svojstava legura aluminija [2]

R_m	Vlačna čvrstoća (MPa)	70 – 505
$R_{p0,2}$	Granica razvlačenja (MPa)	20 – 455
ε	Istezanje (%)	<1 – 30
HB	Tvrdoća (HB) po Brinellu	30 – 150
	Električna vodljivost (% IACS)	18 – 60
λ	Toplinska vodljivost (W/mK) pri 25°C	85 – 175
R_D	Dinamička izdržljivost (MPa)	55 – 145
α	Koeficijent linearne toplinske ekspanzije pri 20 – 100°C	$(17,6 – 24,7) \cdot 10^{-6}$ / °C
τ	Smična čvrstoća (MPa)	42 – 325
E	Modul elastičnosti (GPa)	65 – 80
ρ	Gustoća (g/cm^3)	2,57 – 2,95

2.1.1. Legure aluminija za lijevanje na bazi silicija

Legure aluminija na bazi silicija najprimjenjivanije su legure za lijevanje, zbog svoje dobre livljivosti, mogućnosti izrade odljevaka kompleksne geometrije, mehaničkih svojstava, te dobre zavarljivosti i otpornosti na koroziju. Osnovni legirajući element je silicij koji poboljšava svojstva livljivosti, napajanja, tečljivosti i otpornosti na tople pukotine. Ovisno o postupku lijevanja dodaje se određena količina silicija, stoga za sporo lijevanje optimalni udio Si iznosi 5-7 mas. %, za lijevanje u trajne kalupe optimalni udio Si iznosi 7-9 mas. %, te za tlačni lijev optimalni udio Si iznosi 8-12 mas. %.

Čisti Al tali se pri temperaturi od 660 °C, Si pri temperaturi od 1414 °C, a eutektička reakcija (iz taline nastaju dvije krute faze) se odvija na temperaturi od 576 +/- 1 °C i udjelom Si od 12.2 +/- 0,1 mas. %. S obzirom na udio Si u leguri uvriježena je podjela na podeutektičke (4 – 7 mas. % Si), eutektičke (10 – 13 mas. % Si) i nadeutektičke (18 – 24 mas. % Si). Binarni dijagram Al-Si sustava je jednostavan i prikazan je na slici 2.



Slika 2. Binarni dijagram Al-Si sustava [3]

Iz dijagrama je vidljivo da će se struktura podeutektičke legure sastojati iz α-Al i eutektika (α-Al + β-Si), eutektička legura će se sastojati samo iz α-Al + β-Si, dok će nadeutektička legura biti sastavljena iz β-Si i (α-Al + β-Si). α-Al - kristal mješanac aluminija. Maksimalna topivost Si u rešetci aluminija je 1,65 mas. % pri temperaturi 576 °C. β-Si je čista faza silicija, budući je topivost Al u Si veoma niska, tj. zanemariva. Eutektička faza α-Al + β-Si nastaje iz taline pri eutektičkoj temperaturi od 577 °C i udjelu Si od 12,2 %.

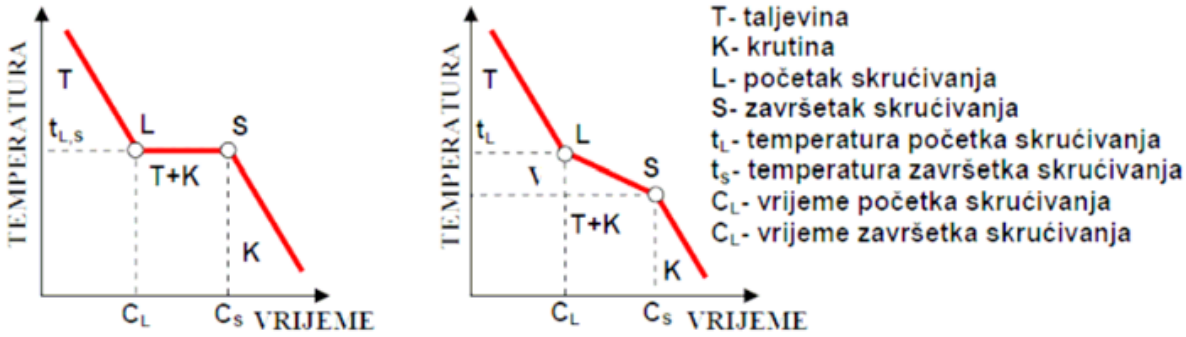
Izuzev Si kao legirajućeg elementa, koji znatno poboljšava ljevačka svojstva, moguće je dodati i ostale legirajuće elemente u svrhu poboljšanja upotrebnih svojstava legure. Dodatak Mg u količini 0,3 – 0,7 mas. % bilo kojoj AlSi leguri poboljšava njezina mehanička svojstva i čini ju toplinski obradivom, što ostavlja prostora za dodatna poboljšanja svojstava. Poboljšanje mehaničkih svojstava legiranjem sa Mg prvenstveno dolazi od precipitacijskog očvršćivanja za vrijeme toplinske obrade. Modificiranje eutektika elementima poput Sr i Na također poboljšava mehanička svojstva (kod toplinski obrađenih i neobrađenih legura). Modificiranje eutektika ujedno stvara uvjete da se mehanička svojstva dodatno poboljšaju toplinskom obradom, su odnosu na nemodificirano stanje. Legure obrađene, prethodno navedenim postupcima, postižu vrijednosti vlačne čvrstoće više od 300 MPa, istezanje može iznositi iznad 10%, a tvrdoća se kreće oko 100 HB. [3]

2.2. Skrućivanje legura aluminija

Atomi u talini se slobodno gibaju i imaju nepravilnu strukturu. Struktura taline opisuje se difuzijom dalekog dosega. Hlađenjem taline atomi gube slobodu gibanja i počinju zauzimati svoja mjesta, te time tvore kristalnu rešetku. Taj proces se naziva skrućivanje. Iako se radi

pojednostavljenja često govori da metali imaju pravilnu strukturu, to nije u potpunosti točno. Postoji određena uređenost strukture kod metala, ali ona je kratkog dosega. Kretanje atoma u talini ili kroz kristalnu rešetku odvija se difuzijom koja je puno sporija u krutom stanju. Zbog neravnotežnih uvjeta hlađenja indicirano je nastajanje grešaka od atomske razine uzrokovane nepravilnom kristalnom strukturom metala do makro razine.

Prilikom skrućivanja dolazi do oslobađanja latentne topline, što uzrokuje zastoj (slika 3) pri hlađenju taline. Daljnjim odvođenjem topline dovršava se proces skrućivanja i nastaje kristalna struktura. Osim navedenog, da bi do skrućivanja došlo potrebno je prisustvo centara kristalizacije i pothlađenost taline kao pokretačke sile nukleacije, o čemu će više biti u idućem poglavlju. [4]



Slika 3. Krivulje hlađenja za čisti metal i leguru [5]

2.2.1. Termodinamika skrućivanja

Koristeći načela termodinamike moguće je odrediti fazne konstituente legure, redoslijed skrućivanja, svojstva legure i dr. Bilo koja od ovih stavki proizlazi iz Gibbs-ove slobodne energije. Slobodna energija se definira kao funkcija tlaka, temperature i sastava. Skrućivanje, kao i ostale kemijske reakcije, se uglavnom odvija neravnotežno. Ravnotežno stanje se postiže kada je slobodna energija najniža, te stoga proizlazi jednadžba:

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

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

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

U ravnotežnim uvjetima i pod pretpostavkom da su T i P konstantni, modificiranjem prošlog izraza dobije se jednadžba slobodne energije za sve prisutne konstituente:

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

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

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

α i β su eksponenti koji označavaju dvije različite faze.

Ravnotežni uvjeti ne vladaju u stvarnim procesima, kao što je skrućivanje. Pod pretpostavkom da postoji lokalna termodinamička ravnoteža, moguće je koristiti ravnotežne fazne dijagrame za određivanje sastava, te udjela krutine i taline. Pod pretpostavkom da su brzine transformacija veoma spore ili je brzina difuzije veoma visoka, moguće je opisati strukturu sustava, kao funkciju sastava i temperature, pomoću ravnotežnih faznih dijagrama. [4]

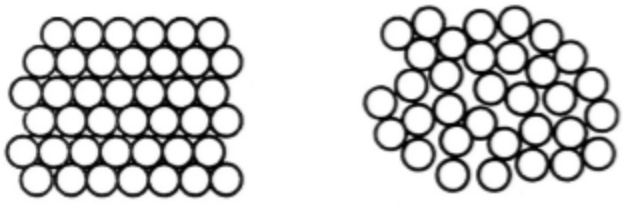
2.2.2. Pothlađenje metala

Pokretačka sila bilo koje fazne transformacije je promjena u Helmholtz-ovoj slobodnoj energiji, koja može biti izražena po molu ili jedinici volumena i dana je izrazom:

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

gdje je E unutarnja energija, P je tlak, v je volumen, T je temperatura i S je entropija.

U kristalnim rešetkama atomi vibriraju oko ravnotežnog položaja i pritom uzrokuju nered u strukturi. Mjera nereda unutar faze se naziva entropija. Talina je višem stanju neuređenosti zbog atoma koji nedostaju sa svojih mjesta u rešetci i pritom nastaju praznine. Pri udjelu praznina od 1% u gusto pakiranoj strukturi razara se pravilni raspored dugog dosega (slika 4). Struktura postaje nepravilna i razmak između atoma se poveća i uspostavlja se pravilni raspored kratkog dosega.



Slika 4. Shematski prikaz pravilnog rasporeda dugog (lijevo) i kratkog (desno) dosega [4]

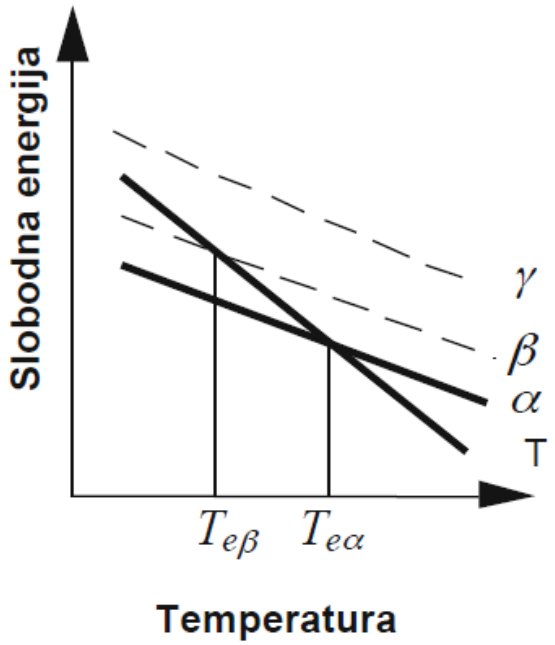
Toplina taljenja je količina energije koja je potrebna da se ostvari narušavanje reda jednog mola atoma. Mjera snage veze između atoma je temperatura pri kojoj se odvija taljenje. Postoji direktna veza između ove dvije stavke, stoga će se provest analiza uz nekoliko pretpostavki: uzorak je 1) čisti metal, 2) tlak je konstantan, 3) fazna granica kruto/tekuće je

ravna i 4) ne postoji temperaturni gradijent u talini. Kod konstantnog tlaka jednadžba (5) postaje jednadžba Gibbs-ove slobodne energije:

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

gdje je $H = E + Pv$ entalpija.

Jednadžba (6) prikazana je dijagramom na slici 5. Pravac T odgovara promjeni slobodne energije taline, a pravci α, β *i* γ odgovaraju promjeni slobodne energije krutih faza. Pravac T ima strmiji nagib od ostalih krutih faza i zato se presijecaju. Pri tim ravnotežnim temperaturama ($T_{e\alpha}$, $T_{e\beta}$) nisu moguće transformacije (taljenje i skrućivanje). Stabilna kruta α faza može nastati ukoliko temperatura padne ispod $T_{e\alpha}$ pri normalnim uvjetima nukleacije. Ukoliko je α faza potisnuta, nastat će metastabilna β na temperaturama ispod $T_{e\beta}$.



Slika 5. Dijagram promjene slobodne energije u ovisnosti o temperaturi [4]

Za potrebu razmatranja skrućivanja uvjet ravnoteže (4) može se zapisati na sljedeći način:

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

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

Jednadžba slobodne energije po volumenu glasi:

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

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

Stupanj pothlađenja se računa prema jednadžbi:

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

odnosno dobiva se izraz:

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

Iz (10) se vidi ukoliko je $\Delta G_v = 0$ stupanj pothlađenja je jednak nuli, što znači da nema pothlađenja i skrućivanje se ne može odvijati. Ovime se jasno ukazuje da je pothlađenje nužno za skrućivanje. Pothlađenje se sastoji iz više komponenti:

a) kinetičko pothlađenje,
b) pothlađenje uzrokovano zakrivljenošću granične površine,
c) toplinsko pothlađenje,
d) pothlađenje uslijed otopljenog elementa,
e) pothlađenje uslijed primijenjenog tlaka.

Konstitucijsko pothlađenje je u realnim uvjetima najodgovornije za nastanak skrućivanja.

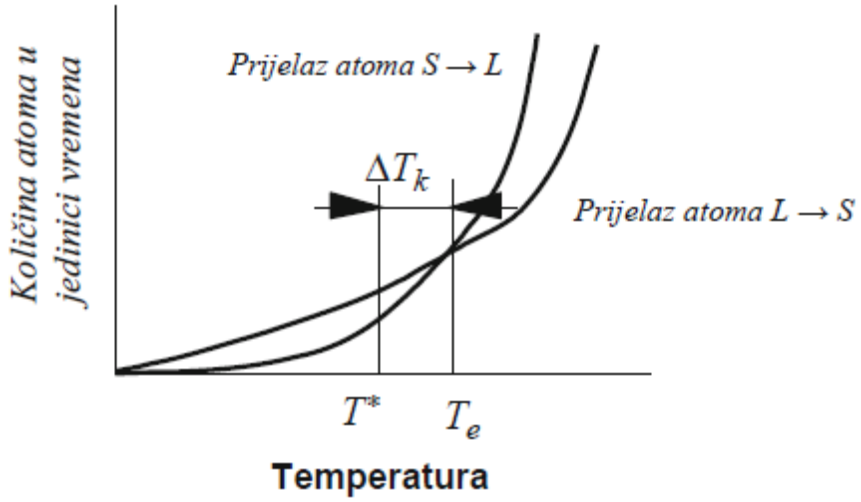
a) Kinetičko pothlađenje

Pomicanjem granične površine krutina/talina javlja se prijelaz atoma iz taline u krutinu (skrućivanje) i obrnuto (taljenje) na graničnoj površini, koji nastaje uslijed razlike između dva atomska procesa. Stoga strana granične površine na kojoj se odvija skrućivanje mora imati nižu temperaturu (T^*) od T_e kako bi se ostvarilo kinetičko pothlađenje ΔT_k (slika 6). Time će više atoma prijeći iz taline u krutinu nego li obrnuto. [4] Brzina ta dva procesa se izračunava pomoću pojednostavljene jednadžbe:

$$V = \text{brzina skrućivanja - brzina taljenja} = V_{S.} - V_C \exp\left(\frac{-\Delta G}{RT_i}\right) \quad (11)$$

V_c odgovara hipotetskom maksimalnom rastu pri beskonačnoj pokretačkoj energiji. Razvijanjem u red eksponencijalnog izraza, zanemarujući članove sve osim prvog i pretpostavljajući da (10) vrijedi blizu ravnotežnog stanja dobije se jednadžba za izračunavanje kinetičkog pothlađenja i brzine skrućivanja [6]:

$$\Delta T_k = \frac{RT_m^2}{\Delta H_f} \frac{V}{V_C} \quad (12)$$

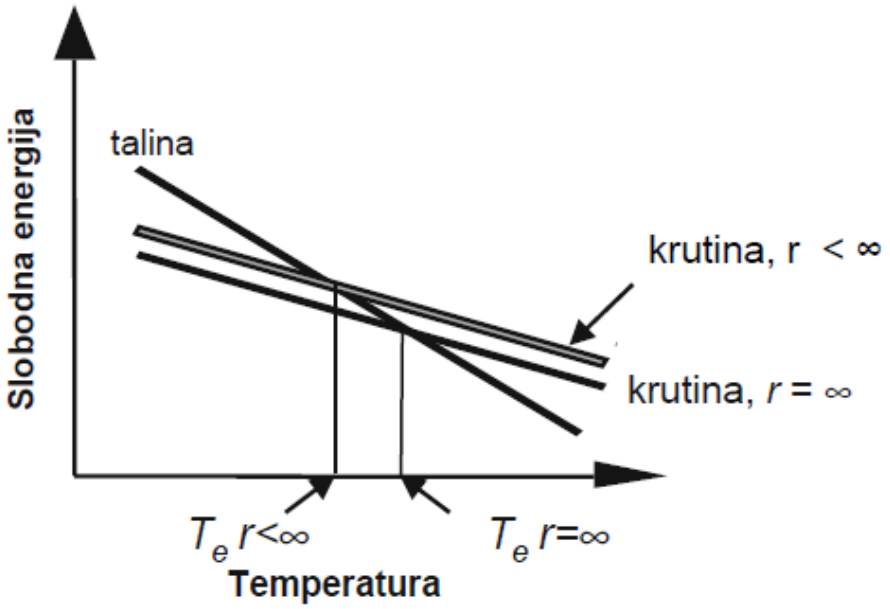


Slika 6. Potrebna količina pothlađenja za skrućivanje na temelju kinetike atoma [4]

Kinetičko pothlađenje za metale se kreće u rasponu od 0,01 – 0,05 °C.

b) Pothlađenje uzrokovano zakrivljenošću granične površine

Do sada se pretpostavljalo da je granična površina ravna, pretpostavka 3), što u realnim sustavima nije točno, jer skrućivanje počinje na mjestima nukleacije u talini ili stjenkama kalupa. Smanjenjem volumena čestica u talini, omjer površina/volumen taline raste i time se poveća ukupna slobodna entalpija čestica. Povećanjem veličine čestica u sustavu krutina-talina, ukupna slobodna entalpija krutine se poveća i snižava se ravnotežna temperatura, tj. temperatura taljenja (slika 7).



Slika 7. Porast ravnotežne temperature uslijed zakrivljenosti granične površine [4]

Ukoliko skrućivanje započne u nekoj točki taline, mora se uzeti u obzir dodatna slobodna energija, koja nastaje kao rezultat formiranja nove granične površine. Dodatna slobodna energija je funkcija zakrivljenosti novo nastale granične površine. Zakrivljenost granične površine u tri dimenzije se računa kao promjena veličine površine podijeljena sa odgovarajućom promjenom volumena:

$$K = dA/dv = 1/r_1 + 1/r_2 \qquad (13)$$

gdje su r_1 i r_2 glavni radijusi zakrivljenosti granične površine.

Za kuglu vrijedi da je $K = 2/r$. Pretpostavimo da okrugla čestica ima radijus r, nakon porasta za dr rad nastao formiranjem nove površine, $d(4\pi r^2\gamma)/dr$, mora biti jednak radu nastalom smanjenju slobodne volumne energije $\frac{d}{dr}\left(\frac{4}{3}\pi r^3 \Delta G_v\right)$. Izjednačavanjem ova dva izraza i diferenciranjem povećanje slobodne energije iznosi:

$$\Delta G_v = \gamma \frac{2}{r} = \gamma K \qquad (14)$$

gdje su: γ - površinska energija na granici krute i tekuće faze (J/mol^2), r - radijus sferične čestice (m) i K – zakrivljenost granične površine (1/m). Uvrštavajući (10) u (14) dobijemo izraz za pothlađenje uzrokovano zakrivljenošću granične površine:

$$\Delta T_r = T_m - T_m^r = \frac{\gamma}{\Delta S_f} K = \Gamma K \qquad (15)$$

gdje su: ΔT_r - pothlađenje uzrokovano zakrivljenošću granične površine, T^r_m - ravnotežna temperatura taljenja za česticu radijusa r i Γ - Gibbs-Thomson-ov koeficijent, je ustvari mjera energije potrebne da nastane nova površina ili za povećanje iste.

c) Toplinsko pothlađenje

Pretpostavka 2) se zanemaruje i uvodi se temperaturni gradijent u talinu. Ukoliko se nukleacija odvija otežano ili rast krute faze usporava prijenos topline iz taline, odvija se toplinsko pothlađenje ΔT_t. Zanemarujući kinetičko pothlađenje, toplinsko pothlađenje je iznos kod kojeg je taline ispod ravnotežne temperature čistog metala koji skrućuje s ravnom graničnom površinom:

$$\Delta T_T = T_m - T^* \qquad (16)$$

gdje je T^* temperatura granične površine.

d) Konstitucijsko pothlađenje

Do sada su razmatrani čisti metali, pretpostavka 1). Kod legura područje otopljenog elementa donosi dodatne promjene slobodne energije što uzrokuje dodatna pothlađenja. Slikom 9 prikazan je lijevi kut faznog dijagrama hipotetske legure koja skrućuje tvoreći jednofaznu krutu otopinu. T_L je likvidus temperatura, T_S je solidus temperatura i T^* temperatura granične površine u proizvoljno odabrano vrijeme. Pri temperaturi T^* sastav taline pri granici odgovara

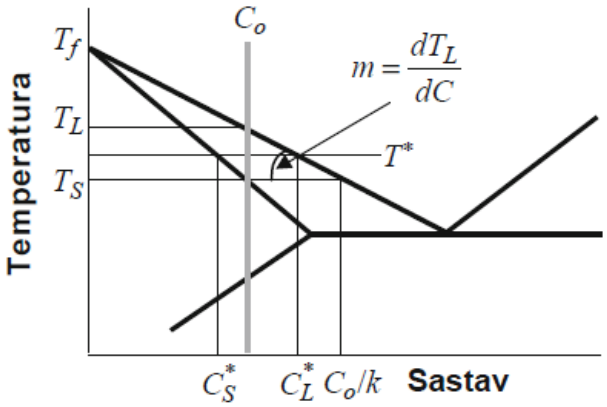
C^*_S, dok sastav taline je C^*_L, a omjer sastava taline i krutine se naziva koeficijent ravnotežne raspodjele:

$$k = \left(\frac{C_S^*}{C_L^*} \right)_{T,P} \qquad (17)$$

Sastav krutine koja je tek skrutnula je C_0. Ukoliko je nagib m likvidus linije konstantan tada je i k konstantan, što nije slučaj kod većine legura. Zbog pojednostavnjenja u većini proračuna m i k se smatraju konstantnim i $k < 1$ u slučaju lijevog kuta faznog dijagrama. Između temperature i sastava vrijede slijedeći odnosi:

$$\Delta T_0 = T_L - T_S = -m\Delta C_0 \qquad \text{i} \qquad \Delta C_0 = \frac{C_0(1-k)}{k} \qquad (18)$$

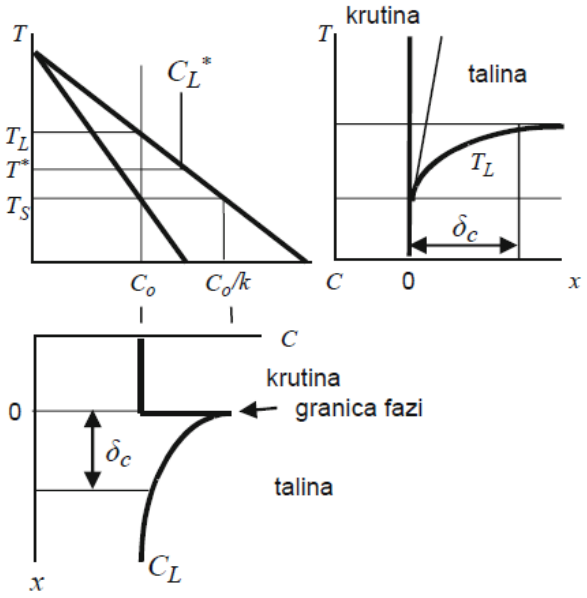
gdje su: ΔT_0 - solidus-likvidus temperaturni interval pri sastavu C_0, C_0 - početni sastav taline legure i ΔC_0 - razlika u koncentraciji između taline i krute faze pri T_S.



Slika 8. Shematski prikaz skrućivanja hipotetske legure koja skrućivanjem tvori jednofaznu krutu otopinu [4]

Konstitucijsko pothlađenje (ΔT_c) nastaje uslijed razlike topivosti legirajućeg elementa u talini i krutini. Na slici 9 su prikazana tri dijagrama. Lijevi gornji dijagram je fazni dijagram, lijevi donji je sastav-udaljenost (x) dijagram i desni je temperatura-udaljenost dijagram. C_0 je sastav krutine pri T_S i C_0/k je sastav taline pri istoj temperaturi. δ_c predstavlja granični difuzijski sloj koji nastaje uslijed razlike u udjelu taline bliže i dalje od granice fazi.

Desni dijagram pokazuje da likvidus temperatura u graničnom sloju nije konstantna uslijed razlike u sastavu od C_0/k do C_0. Temperaturni gradijent G_L se definira kao derivacija $T_L(x)$ krivulje s obzirom na x pri T^* (slika 9).



Slika 9. Toplinsko polje i polje otopljenog elementa ispred granice krutina/talina [4]

Temperaturni gradijent G_T je prisutan i u talini uslijed toka topline kroz krutinu i određuje se razvojem toplinskog polja. Gradijenti su uspoređeni na slici 10. Veći dio taline možda je na temperaturi iznad likvidusa, no talina uz granicu fazi je vjerojatno ispod temperature likvidusa zbog koncentracije otopljenog elementa u difuzijskom sloju. Ta talina je konstitucijski pothlađena i s obzirom na sliku 9 pothlađenje ΔT_c se računa kao:

$$\Delta T_c = T_L - T^* = -m(C_L^* - C_0) \qquad (19)$$

e) Pothlađenje uslijed tlaka

Ukoliko zanemarimo pretpostavku 4) i uvedemo promjenu tlaka u sustav tada se pothlađenje uslijed promjene tlaka može izračunati pomoću Clausius-Clapeyron jednadžbe:

$$\Delta T_p = \frac{\Delta p \Delta V}{\Delta S_f}$$

gdje su ΔT_p - pothlađenje zbog primijenjenog tlaka (K), ΔP - razlika tlakova (MPa), ΔV - promjena volumena (m^3) i ΔS_f - promjena entropije taljenja (J/molK).

Pothlađenje uslijed tlaka je veoma malo i reda je veličine 10^{-2} K/atm i u običajenim procesima ima veoma mali ujtecaj. [4]

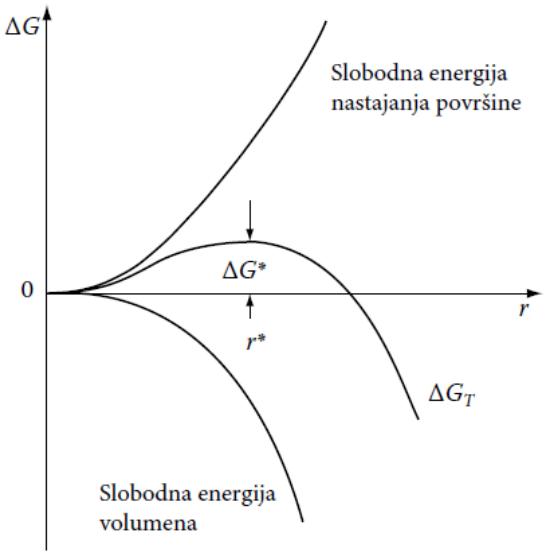
2.2.3. Osnove nukleacije legura aluminija

2.2.3.1. Homogena nukleacija

Skrućivanje metala dešava se uslijed nukleacije i rasta klica. Za nastajanje klica kristalizacije potrebno je određeno pothlađenje ispod ravnotežne temperature. Pokretačka sila za skrućivanje je promjena slobodne energije (ΔG_s), koja proizlazi iz promjene slobodne

energije po jedinici volumena za nastajanje klice oblika kugle (ΔG_V). Suprotno tome, slobodna energija potrebna za nastajanje granice krutina/talina (ΔG_p) se suprotstavlja rastu klice (slika 10). Zbrajanjem ovih energija dobije se jednadžba za ukupnu promjenu slobodne energije potrebnu da bi nastala klica oblika kugle:

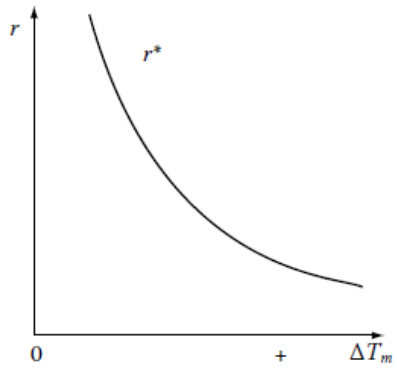
$$\Delta G_T = \Delta G_s + \Delta G_p = -(4/3)\,\pi r^3 \Delta G_v + 4\pi r^2 \gamma \qquad (20)$$



Slika 10. Promjena slobodne energije prilikom nastajanja nukleusa radijusa r [7]

Nestabilne čestice s $r < r^*$ nazivaju se klice, a stabilne čestice čestice s $r > r^*$ se nazivaju nukleusi. Kako bi klica prešla u nukleus, tj. dosegla kritični radijus, potrebno je dovoljno veliko pothlađenje. Slika 11 prikazuje ovisnost kritičnog radijusa o pothlađenju. Vidljivo je da se porastom pothlađenja smanjuje kritični radijus i time se olakšava prijelaz iz klice u nukleus. S energetskog stajališta, prijelaz klice u nukleus se može smatrati toplinski aktiviranim procesom, gdje klica mora prijeći nukleacijsku barijeru ΔG^*. Kritični radijus za nastajanje stabilnog nukleusa računa se prema jednadžbi:

$$r^* = -\frac{2\gamma}{\Delta G_V} \qquad (21)$$

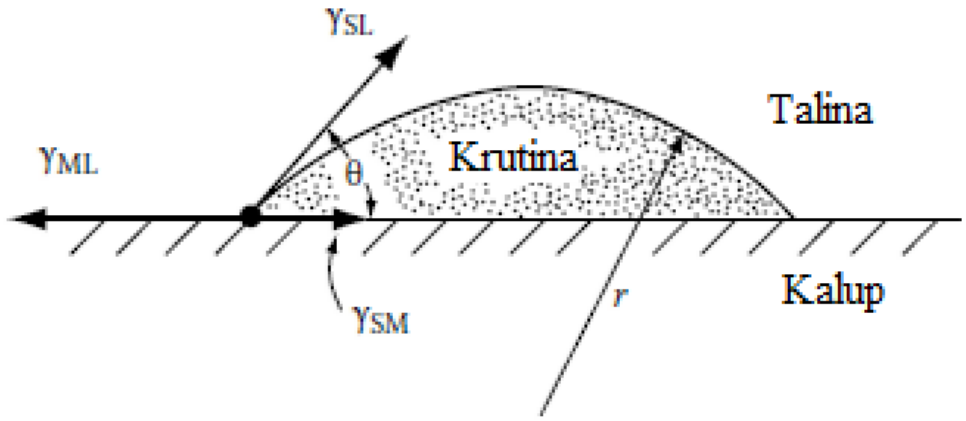


Slika 11. Promjena kritičnog radijusa nastajanja s pothlađenjem [7]

2.2.3.2. Heterogena nukleacija

Ukoliko želimo olakšati nukleaciju pri niskim pothlađenjima, mora se umanjit iznos slobodne energije nastajanja granice, na način da nukleus nastane uz stjenku kalupa. Razmotrimo jednu klicu koja nastaje na stjenci, slobodna energija nastajanja granice je umanjena ukoliko klica nastaje u obliku odsječka kugle s kutom kvašenja θ (slika 12). Jedini uvjet koji mora bit zadovoljen je da su granične napetosti u ravnoteži za danu ravninu kalupa.

$$\gamma_{ML} = \gamma_{SM} + \gamma_{SL} \cos\theta \qquad \text{ili} \qquad \cos\theta = (\gamma_{ML} - \gamma_{SM})/\gamma_{SL} \qquad (22)$$



Slika 12. Heterogena nukleacija klice u obliku odsječka kugle [7]

Slobodna energija nastajanja klice u obliku odsječka kugle heterogenom nukleacijom računa se jednadžbom:

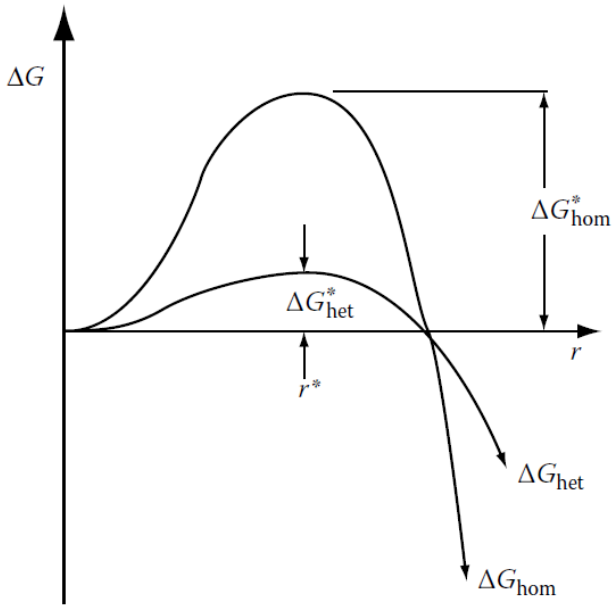
$$\Delta G_{het} = -V_s \Delta G_v + A_{SL}\gamma_{SL} + A_{SM}\gamma_{SM} - A_{SM}\gamma_{ML} \qquad (23)$$

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

Na shematskom dijagramu prikazane su krivulje slobodne energije za homogenu i heterogenu nukleaciju (slika 13). Vidljivo je da se aktivacijska energija za heterogenu nukleaciju znatno manja od energije za homogenu nukleaciju. Primjećuje se da kritični radijus nastajanja nukleusa ostaje nepromijenjen uslijed djelovanja stjenke kalupa. Razlog tome je ovisnost kritične veličine radijusa od stupnja pothlađenja. Iznos umanjenja energetske barijere za heterogenu nukleaciju u odnosu na homogenu nukleaciju definiran je faktorom oblika $S(\theta)$ i dan je izrazom:

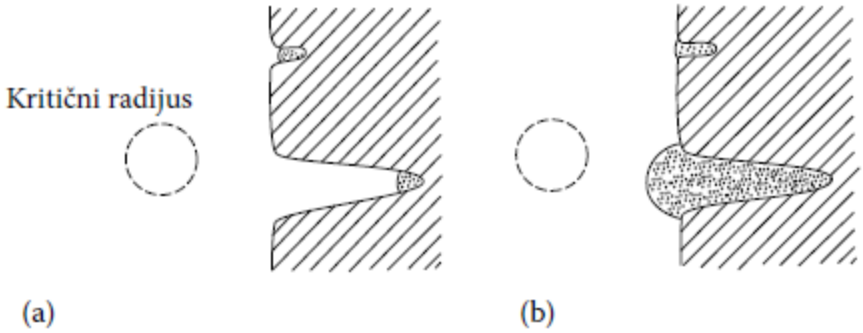
$$\Delta G_{het} = S(\theta)\, \Delta G_{hom} \qquad (24)$$

i za vrijednosti $\theta = 10°$, $S(\theta) \approx 10^{-4}$; $\theta = 30°$, $S = 0.02$; $\theta = 90°$, $S = 0.5$



Slika 13. Shematski prikaz slobodne energije homogene i heterogene nukleacije [7]

Stjenka kalupa se dosad smatrala idealno ravnom, no zapravo je puna neravnina i mikroskopskih pukotina. Slikom 14 prikazano je nastajanje nukleusa u korijenu pukotine čak i ako je kut kvašenja velik. Nukleacija se u pukotinama može odvijati i pri vrlo malim pothlađenjima, pod uvjetom da je pukotina dovoljno velika za rast klice s radijusom iznad r^*. Na slici 14 a vidi se početak nastajanja klica u pukotinama. Donja pukotina je dovoljno velikog volumena da klica naraste iznad r^*, dok gornja pukotina svojom veličinom usporava rast (slika 14 b).



Slika 14. Heterogena nukleacija u šuljini kalupa [7]
a) početak rasta
b) normalan rast nukleusa u donjoj pukotini i ograničeni rast klice u gornjoj pukotini

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

$$\Delta G^* = (1/2)V^*\Delta G_v \qquad (25)$$

Heterogena nukleacija potpomaže se i dodatkom cjepiva, koje tvori kruti spoj s jednom od komponenata taline čineći povoljno mjesto za nukleaciju. Djelotvornost cjepiva ovisi o kutu močenja i površinskoj hrapavosti. Cilj dodavanja cjepiva je dobivanje sitnije mikrostrukture koncentracija stoga je važna i koncentracija nukleanata.

2.2.3.3. Heterogena nukleacija legura aluminija

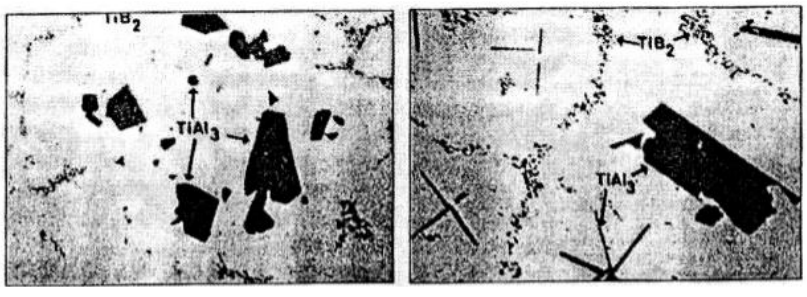
Za poticanje stvaranja novih nukleusa i sitne mikrostrukture u odljevcima, dodaje se cjepivo uglavnom na bazi Al – Ti – B koje sadrži heterogene čestice TiB_2. Pretpostavka je da boridi služe kao centri nukleacije u središtu zrna. Osim cjepiva na bazi Al – Ti – B koristi se i čisti Ti, Al – Ti ili Al – Ti – C.

Koncentracija Ti u Al – Ti sustavu iznosi 6 mas. %. Koncentracija Ti u Al – Ti – B je od 2 do 10 mas. %, dok sadržaj bora u Al–Ti–B varira od 0,1–3,0 mas. %. Dok je udio Ti u talini iznad 0,15 mas. % održava se efekt usitnjavanja zrna pomoću Al_3Ti. Već kod malih dodataka B predleguri Al-Ti učinak cijepljenja se smanjuje, no ujedno se smanjuje i topljivosti Ti. Na taj način se peritektička reakcija može odvijati pri sadržaju titana od čak 0,025 mas. %. [8] Omjer Ti/B se kreće u rasponu od 1:1 do 5:1 i ima važan utjecaj na veličinu zrna što se može vidjeti iz tablice 2.

Tablica 2. Veličina zrna legure AlMnMg u odnosu na vrstu i količinu cjepiva (vrijednosti veličine zrna su izražene u μm) [9]

Sredstvo za cjepljenje	**Ti/B**	**Dodatak sredstva za cjepljenje**		
		0,25	**0,50**	**1,00**
		Veličina zrna, μm		
Al-6Ti	-	425	350	250
Al-10Ti-0,4B	25	150	130	120
Al-5Ti-1B	5	140	120	100
Al-5Ti-0,2B	25	180	150	130
Al-3Ti-1B	3	150	130	120

AlTi5B predlegura sadrži dvije aktivne intermetalne faze – Al_3Ti i TiB_2 i mogu egzistirat u obliku blokova ili pločica (slika 15). Al_3Ti u obliku blokova brže reagira u talini od Al_3Ti u obliku pločica. Usitnjavanje se odvija u 2–5 min, dok je pločastom Al_3Ti potrebno vrijeme inkubacije od 10–15 min za maksimalni učinak usitnjavanja. [10]



a) b)

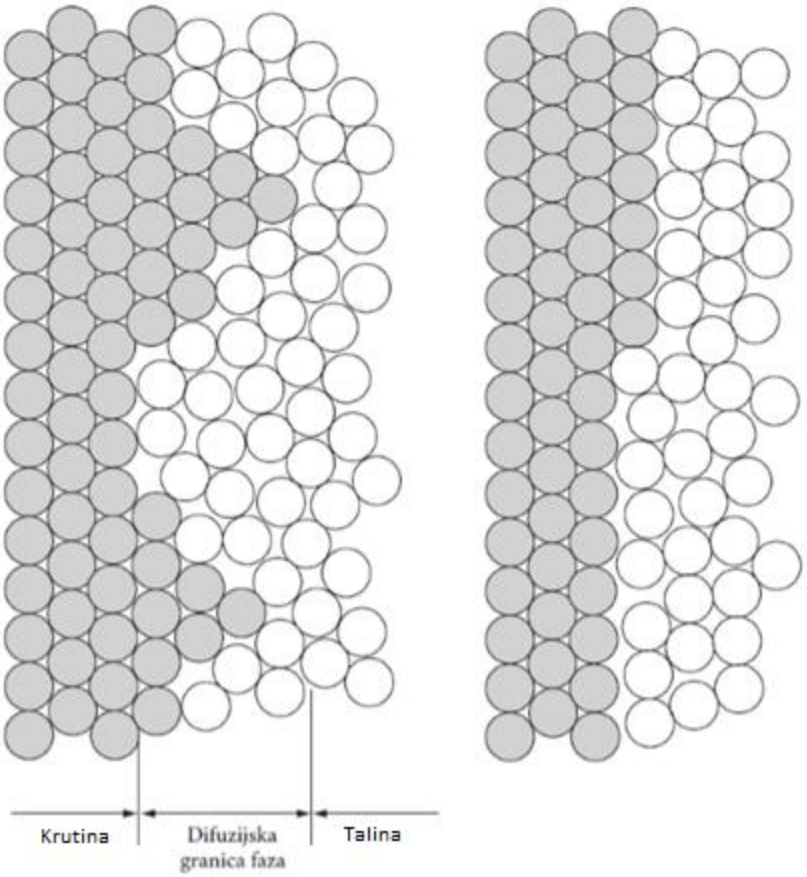
Slika 15. Mikroskopski prikaz sredstava za usitnjavanje AlTi5B [10]

a) intermetalne faze u obliku blokova
b) intermetalne faze u obliku pločica

2.2.4. Rast kristala i formiranje kristalnih zrna

2.2.4.1. Fazna granica krutina/talina

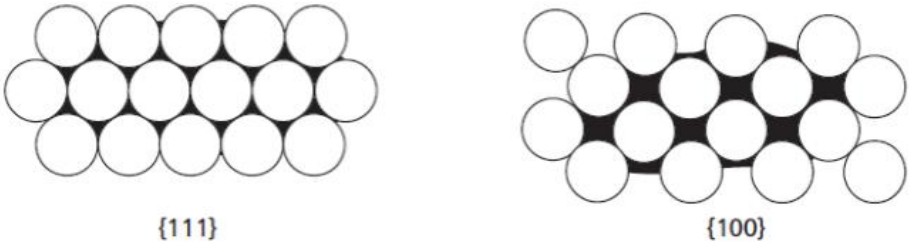
Granica faza između taline i krutine može značajno varirati u svojoj strukturi zavisno od karakteristike materijala koji se skrućuje i količini pothlađenja na granici faza. U tom slučaju razmatraju se samo dva krajnja slučaja, to su difuzijska (1) i atomska ravna granica faza (2). U difuzijskoj granici, smatra se da se promjena iz taline u krutinu odvija preko više slojeva atoma u kojoj se struktura taline mijenja postepeno u strukturu krutine. Ovaj tip granice u grubo je prikazan slikom 16 a, gdje krutina leži lijevo, a talina desno. Važna značajka ovog modela je to što ukazuje da ova granica ima visok faktor smještanja za atome taline. Stoga, rast se odvija dodavanjem atoma kontinuirano na svako mjesto atoma i granica će normalno napredovat. Ovaj tip mehanizma rasta se zove kontinuirani ili normalan rast. Dvodimenzionalni presjek atomske ravne granice faze je prikazan na slici 16 b.



Slika 16. Modeli fazne granice krutina/talina [11]
a) difuzijska granica
b) atomska ravna granica

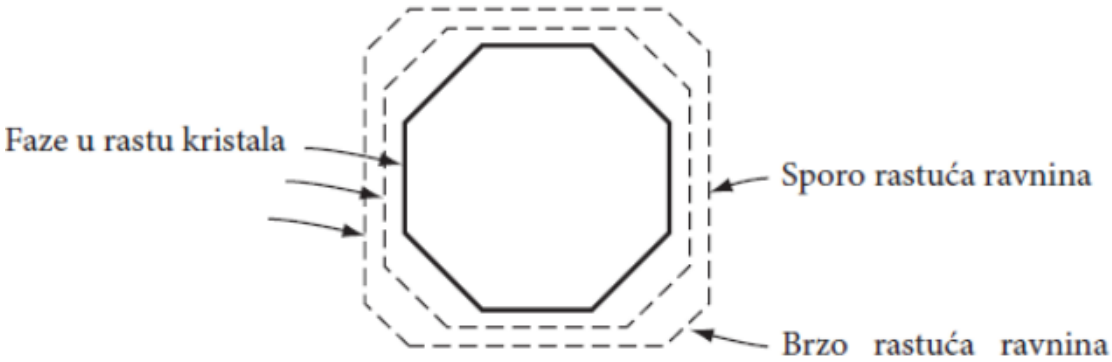
Akomodacijski faktor određuje mogućnost prijelaza atoma u određenoj fazi. Za premještanje atoma iz krutine u talinu, akomodacijski faktor bi trebao viši ili manje biti nezavisan od kemijskog sastava atoma taline. Razne kristalne strukture pokazuju u potpunosti drukčiji tip površine u odnosu na tekuću fazu, tako da akomodacijski faktor za gibanje atoma iz taline u krutinu varira s obzirom na svojstva metala. Također je točno da gibanje atoma iz

taline u krutinu zavisi od parametara rešetke te određene kristalne ravnine koja je u dodiru s talinom. Što je manja gustoća pakiranja, to atomi taline se lakše pozicioniraju u kristalnu rešetku. Ova činjenica se može objasniti uz pomoć slike 17, koja prikazuje plošno centriranu rešetku, kao što je to slučaj kod aluminija. Praznine ili ti džepovi na površini raspoloživi za smještanje atoma taline su veći za ne toliko gusto pakirane {100} ravnine nego za jako gusto pakirane {111}ravnine. Kao rezultat ove razlike, za određenu količinu pothlađenja postoji razlika u brzini rasta dvije kristalne ravnine, tj. ona manje gusto pakirana raste brže.



Slika 17. Vrste kristalnih ravnina [11]

Činjenica da ravnine s manjom gustoćom atoma rastu brže ne znači da će se kristali priključivati tom tipu ravnina. Naprotiv, tendencija je kristala da predviđanje gusto pakiranih i sporo rastućih ravnina. Razlog ovome je da ravnine niske gustoće koje brzo rastu imaju tendenciju umnožavati se, dok ne nastane samo gusto pakirana površina. Ovaj učinak je shematski prikazan na slici 18, gdje se vidi nekoliko fazi rasta rešetke kristala.



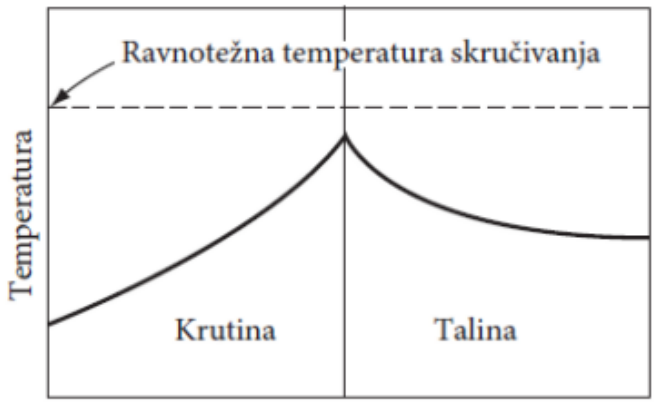
Slika 18. Rast kristala u talini [11]

2.2.4.2. Formiranje kristalnih zrna

Pretpostavimo da slika 19 predstavlja područje koje sadrži granicu krutina/talina i da se toplina odvodi s granice u oba smjera; to jest, toplina se odvodi iz taline i iz krutine. Zbog topline koja je oslobođena na granici, temperatura granice je obično viša od krutine i taline. Pod tim uvjetima temperatura intenzivno pada udaljavanjem od granice prema krutini, jer je to smjer toka topline. Također temperatura pada i udaljavanjem od granice prema talini zbog prirodnog toka topline od granice prema pothlađenoj talini, ali puno blaže. Rezultirajuća raspodjela temperature prikazana je slikom 19 i poznata je kao *temperaturna inverzija*.

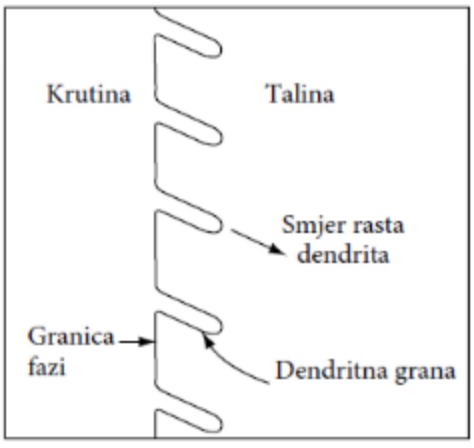
Intenzivnijim snižavanjem temperatura u talini u usporedbi s granicom, granica postaje nestabilna i u prisutnosti i najmanjeg poremećaja, grane primarne faze započinju rast s granice

u smjeru taline. Nastala struktura može postati poprilično kompliciranа zbog potencijala rasta sekundarnih grana na primarnim te mogućnosti nastajanja tercijarnih grana na sekundarnim. Razgranati kristal ima izgled minijaturne jele i naziva se dendritom prema grčkoj riječi *dendrites*, koja znači drvo. [11]



Slika 19. Temperaturna inverzija za vrijeme skrućivanja [11]

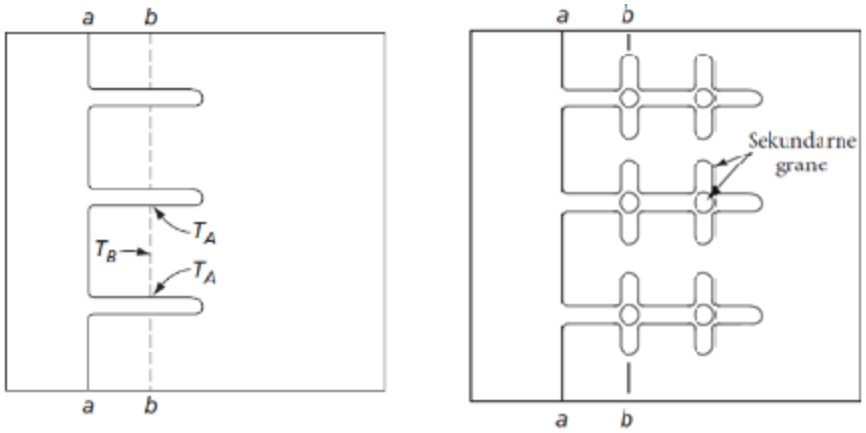
U svakom trenutku skrućivanja mali dio granice/fronta skrućivanja dolazi u kontakt s talinom koja ga okružuje i pritom ima nižu temperaturu. Brzina rasta će se povećavati relativno u odnosu na obližnju granicu, koja je u kontaktu s talinom pri višim temperaturama i skrućivanje se odvija naizmjenično nastajanjem i taljenjem dendritnih grana. S tvorbom svake dendritne grane oslobađan se toplina i podiže temperaturu taline u blizini grana i na taj način usporava nastajanje sličnih tvorevina. Ukupan rezultat je stvaranje dendritnih grana skoro jednakog razmaka, koje usmjereno rastu paralelno jedna s drugom u smjeru suprotnom od smjera odvođenja topline na način prikazan slikom 20. Te dendritne grane se nazivaju primarnim i njihov smjer rasta je kristalografski usmjeren i poznat je kao *smjer dendritnog rasta.* [11]



Slika 20. Shematski prikaz dendritnog rasta [11]

Slika 21 prikazuje nastajanje sekundarnih grana. Radi pojednostavljenja smjer dendritnog rasta je normala na granicu. Jednom kad grane nastanu rast na granici će se usporiti jer je pothlađenja malo i latentna toplina oslobođena nastajanjem grana ima tendenciju dodatno smanjiti taj iznos pothlađenja. Na presjeku bb, prosječna temperatura taline je po definiciji niža,

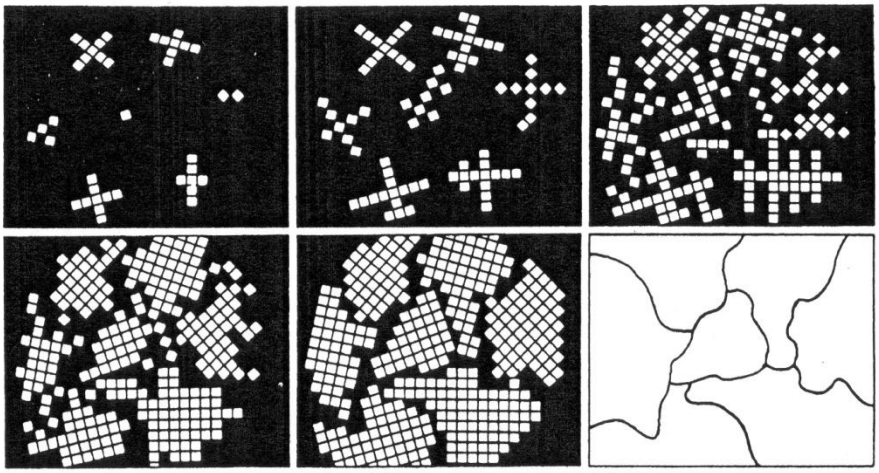
nego li na presjeku aa. No, čak i u ovom presjeku na određenim mjestima u talini blizu rubova dendritnih grana, temperatura će biti viša (T_a>T_b) nego li između grana, zbog latentne topline koja se oslobodi pri granama. Stoga negativni gradijent temperature nije prisutan samo ispred primarnih grani, nego i u smjerovima okomitim na primarne grane. Taj temperaturni gradijent je odgovoran za nastajanje sekundarnih dendritnih grana. Iako je stvaranje sekundarnih grana potaknuto sličnim potencijalom rasta kao što je to slučaj za primarne, ali različitom raspodjelom temperaturnog polja, njihov je smjer brzog rasta poprečan na smjer rasta primarnih dendritnih grana. Slično tome, tercijarne grane mogu nastati na sekundarnima pod uvjetom postojanja odgovarajućem temperaturnog gradijenta i mjesta za njihov rast. [11]



Slika 21. Shematski prikaz nastajanja sekundarnih dendritnih grana [11]

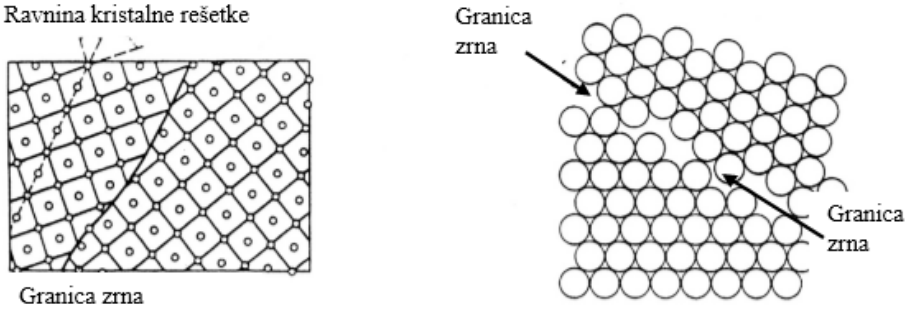
2.2.5. Rast primarnog Al zrna

Za vrijeme skrućivanja atomi se u talini rasprostiru u najgušću moguću strukturu. Skrućivanje počinje nastajanjem Al nukleusa pri 660 °C i rastu relativno brzo. Rast susjednih zrna tijekom skrućivanja prikazan je na slici 22. Tamna podloga predstavlja talinu. Bijeli kvadrati predstavljaju strukturne jedinice. U prvoj fazi se odvija početak skrućivanja i vidi se da je nastalo je nekoliko nukleusa i početak njihova rasta. Rast kristala se nastavlja u sljedećim koracima sve dok se ne potroši sva talina i na kraju nastaju kristalna zrna. Zrno nastalo na jednoj čestici širi se u talinu. Čestice u neposrednoj blizini više nisu u mogućnosti rasti zbog sudaranja. Preostale čestice guraju se na granicu krutina/talina i ne mogu potaknuti nastanak zrna, jer je prisutno konstitucijsko pothlađenje. Zbog toga završavaju na granicama zrna u konačnoj strukturi [12].



Slika 22. Shematski prikaz razvoja lijevane strukture [12]

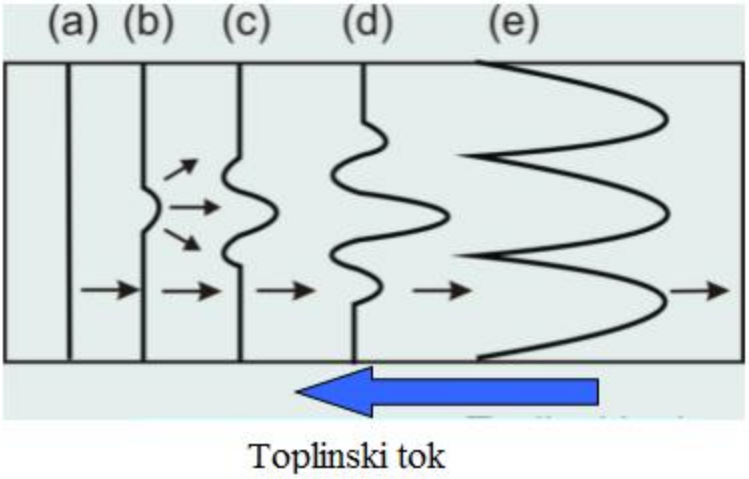
Osim u slučajevima lokalnih diskontinuiteta, Al atomi posloženi su u jednoliku rešetku. Najrelevantnije ravnine rešetke prostiru se paralelno, okomito° ili 45° u odnosu jedna na drugu unutar zrna (slika 23). Susjedni nukleus koji je odgovoran za rast drugog zrna drugačije je orijentacije i stoga je kontinuitet rešetke prekinut na granicama zrna. [12]



Slika 23. Shematski prikaz raspodjele atoma u dva susjedna zrna [12]

2.2.5.1. Ćelijasto i ćelijasto-dendritno skrućivanje

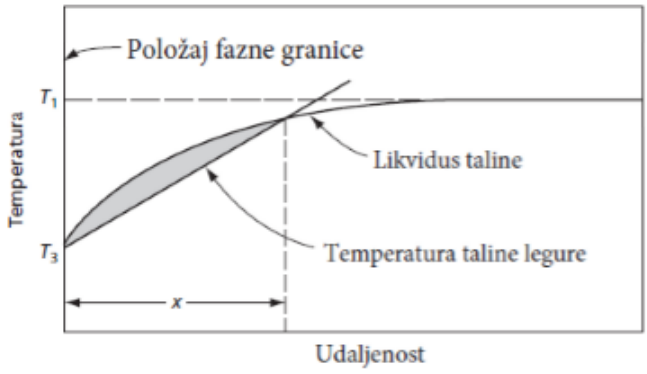
Kod ove vrste skrućivanje nastaju ćelijaste i ćelijasto-dendritne strukture pod utjecajem konstitucijskog pothlađenja, a front skrućivanja nije ravan. Konstitucijsko pothlađenje uzrokuje stvaranje stabilnih izbočina na fronti skrućivanja koje se ne mogu rastaliti u talini. Smanjenjem temperaturnog gradijenta ispod kritične vrijednosti prije početne granične površine, uzrokuje nastajanje ćelijaste strukture (slika 24). U trenutku (b) nastaje prva izbočina uslijed bočnog odbacivanja otopljene komponente i pritom uzrokuje smanjenje temperature skrućivanja, tvoreći tako nove udubine (c). Novonastale udubine stvaraju potom druge izbočine (detalj d). Izbočine se razvijaju u druge grane ili ćelije (detalj e). Rast ćelija i grana je suprotan od smjera odvođenja topline. Ćelijaste strukture su stabilne u određenom temperaturnom intervalu, no uz dovoljno pothlađenje ćelije razvijaju sekundarne grane, a pri još nižem pothlađenju mogu nastati i tercijarne grane. [4]



Slika 24. Shematski prikaz nastajanja ćelijaste strukture [4]

2.2.5.2. Dendritno skrućivanje

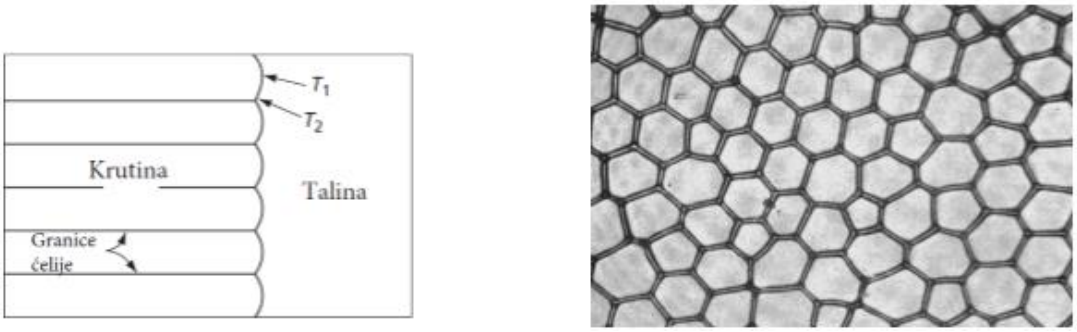
Dendritno skrućivanje je česta pojava u mnogim sustavima legura. U većini stvarnih slučajeva skrućivanja, rastaljeni metal se ulije u kalupnu šupljinu i skrućuje se uslijed gubitka topline kroz stjenke kalupa. Rezultat toga je da je temperatura najniža na vanjskim rubovima kalupa i raste prema njegovom centru. Skrućivanje počinje na stjenkama kalupa i odvija se prema unutrašnjosti kalupa. Ova situacija je prikazana slikom 24, gdje se pretpostavlja da ravnotežna temperatura taline raste linearno s udaljenošću od fazne granice. Druga krivulja na slici prikazuje realnu temperaturu kao funkciju udaljenosti od granice. Zakrivljenost je uzrokovana promjenom u sastavu legure, odnosno koncentracijskim gradijentom na odgovarajućoj udaljenosti ispred fronta skrućivanja. Temperatura taline i temperatura skrućivanja sijeku se u dvije točke: na faznoj granici i na odgovarajućoj udaljenosti x od granice. Međutim, potencijal nukleacije i skrućivanja maksimalan je unutar te udaljenosti x, gdje se talina nalazi pri temperaturi nižoj od temperature skrućivanja. Unutar toga raspona talina se učinkovito pothlađuje unatoč činjenici da je temperaturni gradijent pozitivan. To je posljedica koncentracijskog gradijenta u talini legure na fronti granice. [11]



Slika 25. Konstitucijsko pothlađenje [11]

Hoće li će se odvijati pravo dendritno skrućivanje, kad je talina na fronti granice kontinuirano pothlađena, zavisi od iznosa pothlađenja. Na velikim komercijalnim odljevcima, pothlađeni sloj (udaljenost x na slici 25) je obično velik zbog niskog temperaturnog gradijenta ispred granice i/ili male brzine skrućivanja. S druge strane, ako je pothlađeni sloj tanak, rast

potpuno razvijenih dendrita nije moguć zbog ograničene dubine pothlađenog sloja unutar kojeg rastu. U tom slučaju, nestabilnost granice može rezultirati nastajanjem manje ili više naborane površine, kao što je prikazano slikom 26 a. Pomicanje granice ovakvog tipa vezano je s gibanjem uskog pothlađenog područja, pa je i njezin njezin oblik je stabilan. Kako bi površina zadržala oblik, skrućivanje se mora odviti ravnomjerno po cijeloj površini. No, krutina koja se nalazi na najisturenijem položaju (ispupčenje), nalazi se na T_1 koja je viša od T_2 u ″podnožju″. Povezana s ovom temperaturnom razlikom, je i razlika u sastavu taline koja se skrućuje na ta dva mjesta. Stoga krutina pri ″podnožju″ ima višu koncentraciju otopljenjog elementa nego talina pri ″vrhu″. Rezultat ovakvog skrućivanja je ćelijska struktura u kojoj granice ćelije su definirane kao područja visoke koncentracije otopljena tvari. Slika 26 b prikazuje stvarnu fotografiju slikanu okomito na jednu od tih granica ćelijske strukture. Primjećujemo na slici strukturu kristala koja nije ujednačena u sastavu; tamno plave linije predstavljaju područja visoke koncentracije otopljene tvari. Ćelijasta struktura pokazuje kako se može postići neravnomjerna distribucija otopljenog elementa na atomskoj. Ova pojava naziva se mikro segregacija. Ovo je samo jedan aspekt problema segregacije koji se javljaju tijekom skrućivanja. [11]



a) b)

Slika 26. Ćelijska struktura [11]
a) dendritni rast
b)fotografija ćelijske strukture

Krivulje na slici 25 ukazuju na konstitucijsko pothlađenje ispred fronta skrućivanja kao pokretačku silu nukleacije. Granica je pod ovim uvjetima nestabilna i uzrokuje nastajanje ćelija ili dendrita. S druge strane, ako temperatura u talini poraste brže (tako da odgovara strmijem temperaturnom gradijentu) nego što je to slučaj u likvidus točci, granica će biti stabilna i neće nastati dendriti. Uvjet konstitucijskog pothlađenja za stabilnost granice tijekom stacionarnog skrućivanja može se pisati:

$$G_L/R = m_l C_o(1 - k)kD_l \qquad (26)$$

gdje su G_L temperaturni gradijent taline, R je brzina skrućivanja, m_l je nagib solidus krivulje, C_o je sastav legure, k je distribucijska konstanta i D_l je difuznost taline. Za većinu procesa skrućivanja jednadžba 26 se može upotrijebiti za procjenu stabilnosti fazne granice. [11]

2.2.5.3. Eutektičko skrućivanje

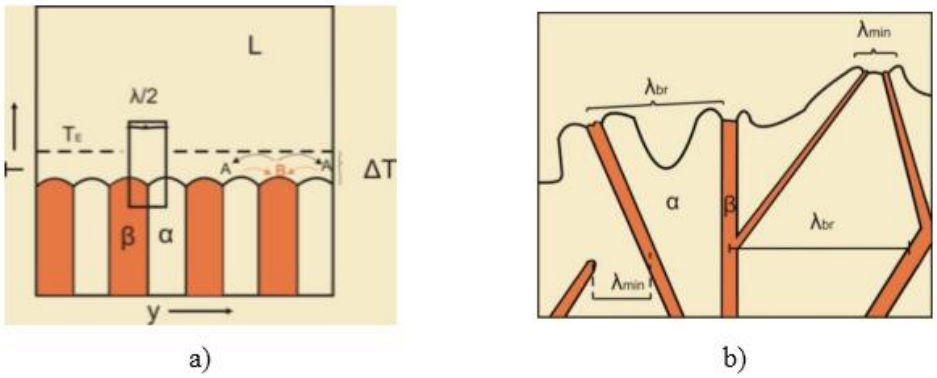
Legure aluminija koje su podeutektičkog sastava skrućuju prema reakciji: $L \rightarrow \alpha + \beta$, gdje iz talina skrućuju dvije krute faze, α Al i β-Si. Proces eutektičkog skrućivanja se odvija u tri faze:

1. u talini eutektičkog sastava nastaju klice, iz kojih rastu kristali iz dvije krute faze,
2. eutektička kristalizacija započinje dodirom dvaju kristala u rastu,
3. na granici talina/kristal prvo se izlučuje jedna kruta faza, a zatim druga kruta faza.

Vrste eutektika možemo podijelit na (slika 27):

a) pravilne eutektike (nefasetirani eutektici) - obje faze su nefasetirane stoga posjeduju pravilnu morfologiju . Lamele obiju faza (α i β) tijekom skrućivanja rastu u smjeru odvođenja topline i okomite su na graničnu površinu krutina/talina. Utjecaj na pravilnu eutektičku strukturu ima difuzija otopljenog elementa i kapilarnost.

b) nepravilni i kompleksni pravilni eutektici (nefasetirani eutektici): fasetirana faza koja nastaje ima glatku graničnu površinu krutina/talina, čiji smjer je određen slaganjem atoma, što uzrokuje niz različitih lamelarnih razmaka i razlog je nepravilne morfologije ovih eutektika.

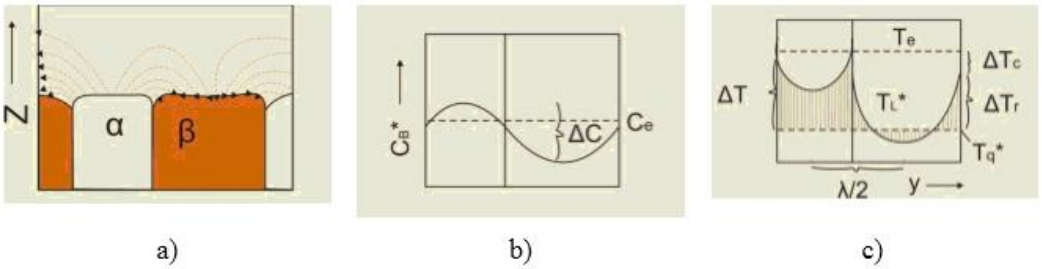


a) b)

Slika 27. Shematski prikaz vrste eutektika [13]
a) rast pravilnog lamelarnog dvofaznog eutektika
b) rast nepravilnog eutektika

Kod pravilnih eutektika α-faza tijekom skrućivanja odbacuje B atome, dok β-faza odbacuje A atome. Difuzija dalekog dosega se odvija ukoliko faze rastu odvojeno i pritom jedna od faza difundira u smjeru rasta. Kod povezanog rasta faza odvija se difuzija kratkog dosega (postranična difuzija), zbog odbačenih atoma koji su bliže lamelama, ali dolazi i do povećanja kapilarnost uslijed zakrivljenosti granice.

Dok difuzija nastoji smanjiti razmak između lameli kapilarnost ga nastoji povećati (slika 28). Difuzijski putovi komponente A su analogni, ali suprotnog smjera, difuzijskim putovima komponente B (slika 28 a). Sinusoidna promjena koncentracije na granici krutina/talina uzrokuje promjenu likvidus temperature u kontaktu s α i β fazama (slika 28 b i c). Na eutektičkoj temperaturi sastav taline C_B* jednak je sastavu C_E. Te iste točke za α-faze su blizu granice α / β na višoj temperaturi likvidusa. Razlog tome je što talina u ovom području ima niži sadržaj B komponente, dok talina ispred β-faze je uvijek bogatija A atomima s obzirom na ravnotežni eutektički sastav.

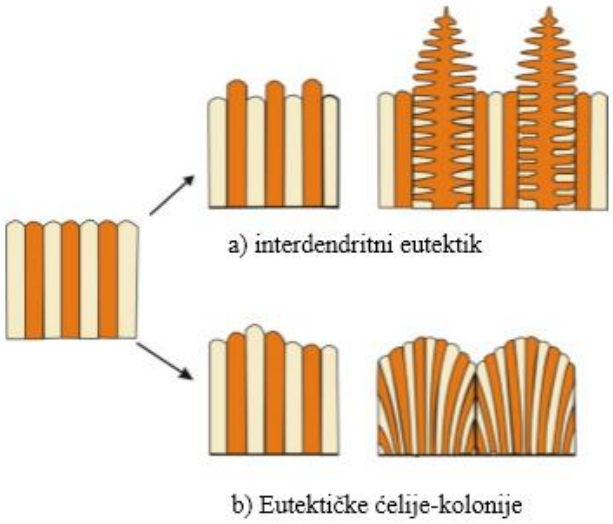


Slika 28. Shematski prikaz temperature i koncentracije u blizini eutektika [13]
a) prikaz difuzijskih puteva
b) krivulja promjene koncentracije pri granici α/β
c) ovisnost temperature o koncentraciji

Eutektički razmak je određen ravnotežom između privlačnih sila (prouzrokovane difuzijskim poljem) i odbojnih sila (prouzrokovane efektom kapilarnosti).

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

Rast fasetirane faze određen je smjerom orijentacije atomskih ravnina i uzrok je morfologije nepravilnih eutektika. Smjer rasta fasetirane faze neovisan je od smjera odvođenja topline. Na slici 29 b prikazane su lamele s raznim interlamelarnim razmacima. Lamele mogu konvergirati i divergirati. U slučaju konvergiranja lamela, jedna lamela prestaje rasti kad razmak postane manji od kritičnog, a kod divergiranja lameli vrijedi obrnuto. To uzrokuje nastajanje dendrita i eutektika što se naziva konkurentski rastom (slika 29). Uzrok konkurentnog rasta može biti prisutnog trećeg legirajućeg elementa.



Slika 29. Shematski prikaz vrsti nestabilnosti eutektičke granice [13]
a) nestabilnost unutar jedne faze
b) nestabilnost unutar obje faze

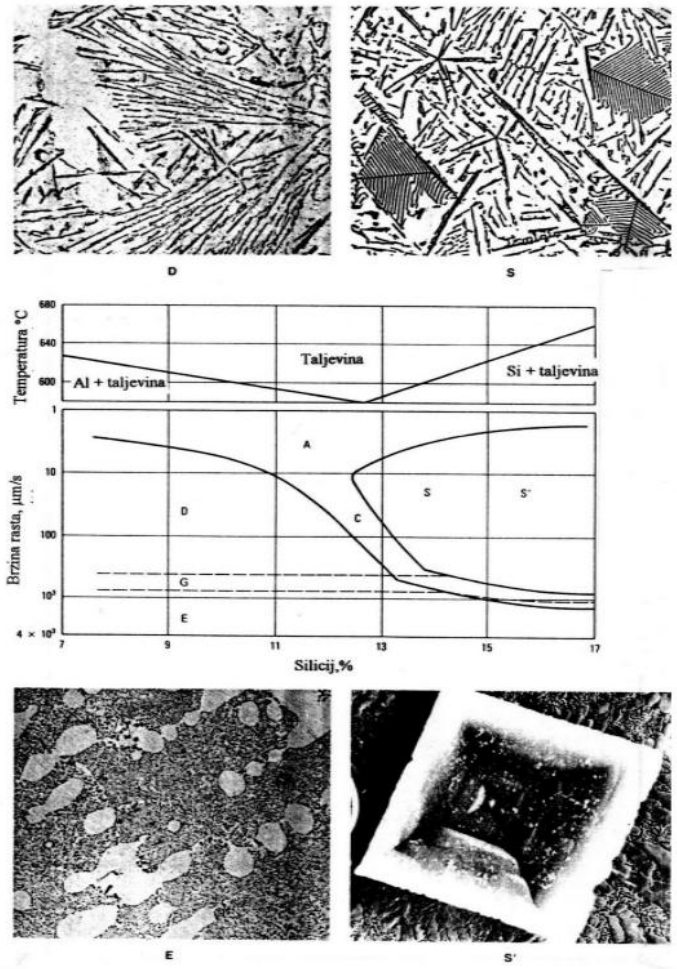
2.2.6. Modifikacija podeutektičkih Al-Si legura

Modifikacijom veličine zrna, eutektičke strukture i raspodjele intermetalnih fazi lijevane strukture, moguće je postići optimalna svojstva s obzirom na primjenu odljevka. Stoga je potrebno poznavati mehanizme modifikacije i kontrolirati moguće štetne utjecaje modifikacije.

Podeutektičke Al-Si legure se sastoje od matice α-Al i β-Si. Faza Si u podeutektičkim legurama skrućuje u obliku iglica ili pločica tvoreći eutektik. Modifikacijom se želi utjecati na zrnatost Si faze koja nepovoljno utječe na mehanička svojstva.

2.2.6.1. Nukleacija i rast Al-Si eutektika

Slikom 30 prikazan je dijagram povezanih zona Al-Si legure. Kod mikrostruktura s oznakom D i E raspodjela Si faze je finija u usporedbi s mikrostrukturom oznake S. Za dobivanja potpune eutektičke strukture skrućivanje se mora odviti u uskoj zoni C (vidljivoj na dijagramu), kojom su definirani koncentracija i temperatura rasta. Si faza kontinuirano raste uslijed nukleacije pri povećanom pothlađenju. Modifikacijom se postiže nefasetirani rast Si faze (izotropna morfologija) i brzina rasta se povećava ukoliko se odvija preko grešaka kristalne rešetke (dvojnici ili dislokacije). Rezultirajuća morfologija Si je u obliku heksagonalnih pločica ili oblika zvijezde (slika 30.)



Slika 30. Dijagram povezanih zona Al-Si legura [14]

Zone u dijagramu:

- zona A: kompleksni masivni i igličasti eutektički Si i kompleksni pravilni Si
- zona C: zona povezanog rasta
- zona D: igličasti i lamelaran eutektički Si i dendritni aluminij
- zona E: vlaknasti eutektički silicij i dendriti aluminija
- zona S: eutektički Si i pravilni, pravilni, poliedarski ili zvjezdasti Si
- zona S': eutektički Si i kompleksni, pravilni, zvjezdasti ili poliedarski Si

Mikrostrukturnom analizom zona D, E, S i S' potvrđeni su navedeni konstituenti. [14]

Dendriti Al i sastav taline određuju nastajanje eutektičkih faza. Al-Si eutektik započinje nukleaciju i rast na dendritima i skrućuje u interdendritnom prostoru primarne Al faze iz preostale taline. Podeutektičke Al-Si legure skrućuju prema tri moguća mehanizma:

1) eutektik nukleira direktno sa površine primarnih Al dendrita
2) eutektik nukleira na postojećim supstratima čestica u talini
3) kombinacija prva dva mehanizma

Ukoliko eutektik nukleira prema mehanizmu 1), tada Al unutar eutektika ima istu orijentaciju kao i primarni dendriti na kojima je nastao. U slučaju mehanizma 2) Al će imati različitu orijentaciju od one u primarnim Al dendritima (slika 31).



Slika 31. Shematski prikaz nastajanja eutektika prema postojećim mehanizmima [15]
a) eutektik nastao prema mehanizmu 1)
b) eutektik nastao prema mehanizmu 2)

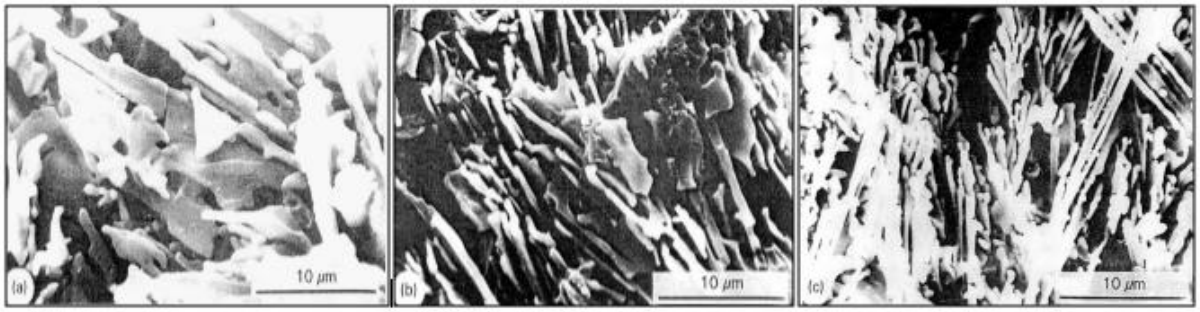
2.2.6.2. Utjecaj brzine hlađenja na modifikaciju eutektika

S povećanjem brzine hlađenja mikrostruktura eutektika postaje finija, a optimalna brzina skrućivanja iznosi od 505 – 807 μm/s (slika 32). S porastom brzine hlađenja, povećava se i kinetičko pothlađenje. Prevelik porast pothlađenja uzrokuje povezani rast i morfologija eutektika se neće kontrolirati fasetiranim rastom. Porastom brzine rasta pretpostavlja se prijelaz fasetiranog u nefasetirani rast Si faze i udio dvojnika je niži ili ih u potpunosti nema. [16]

Izračun kinetičkog pothlađenja se radi prema sljedećem izrazu [17]:

$$\Delta T_k = 0{,}67\ V^{0,5}\ G^{-0,2}\ (K) \qquad (27)$$

gdje su G – temperaturni gradijent u talini (°C/cm) i V – brzina rasta (μm/s).

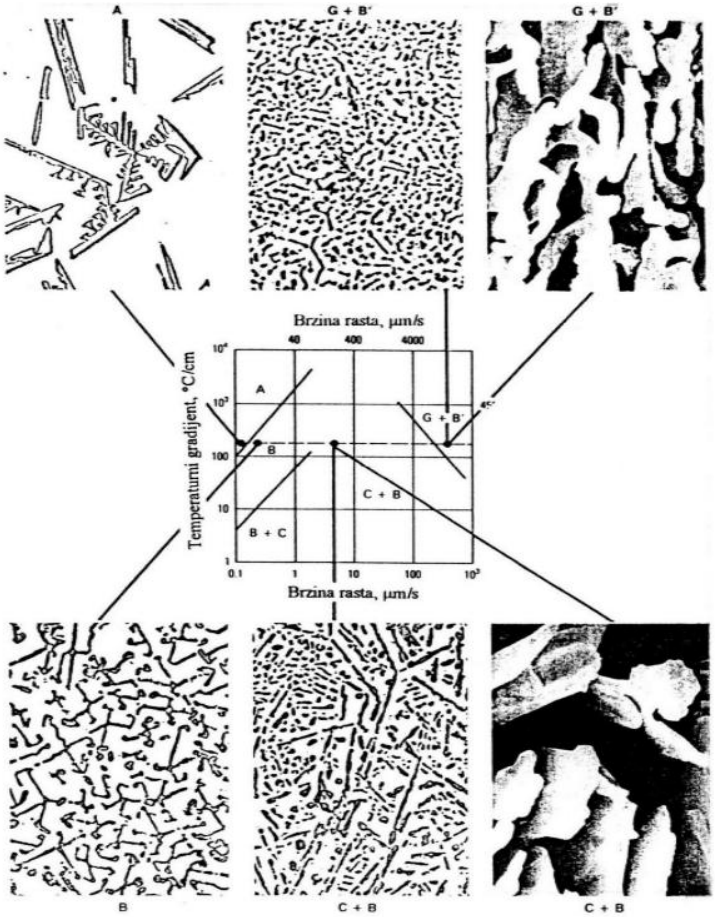


Slika 32. Utjecaj brzine rasta na morfologiju Si faze [16]
a) potpuno listićava morfologija Si faze nastala brzinom rasta od 308 μm/s
b) mješovita listićava i vlaknasta morfologija Si faze nastala brzinom rasta od 505 μm/s
c) potpuno vlaknasta morfologija Si faze nastala brzinom rasta od 807 μm/s

Slikom 33 su prikazane nastale morfologije Si faze kao funkcija brzine rasta i temperaturnog gradijenta u području:

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

Mikrostrukturna analiza konstituenata sa slike 33 potvrđuju navedene morfologije Si nastale odgovarajućom brzinom rasta i temperaturnim gradijentom. [16]



Slika 33. Nastala morfologija Si kao funkcija temperaturnog gradijenta i brzine rasta u povezanoj zoni [16]

2.2.6.3. Kemijska modifikacija eutektika

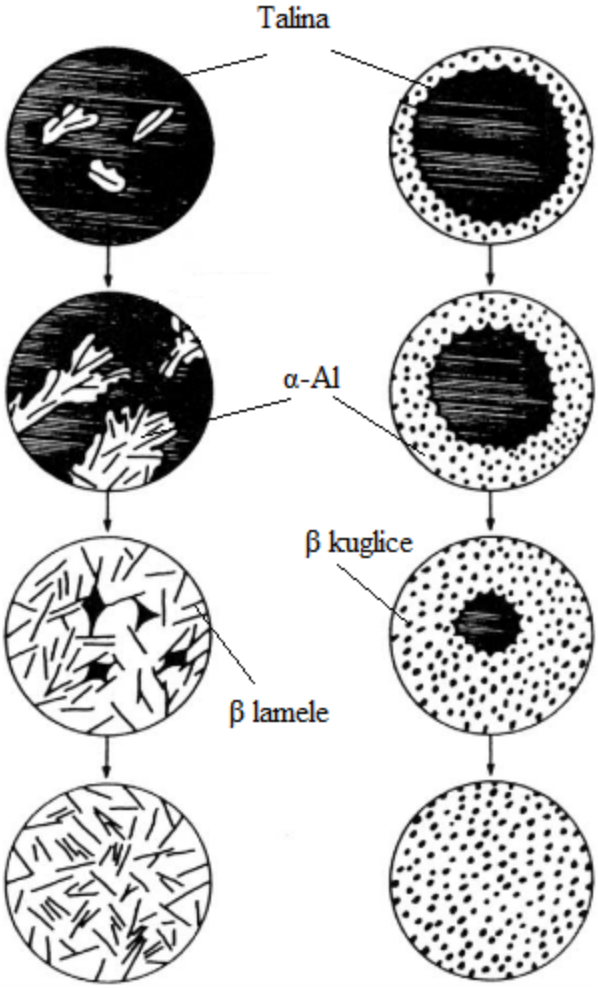
Dodavanjem kemijskih modifikatora u talinu β-Si faza poprima zaobljeniji oblik koji je bolje povezan s α-Al, tvoreći tako kompaktniju strukturu. Jedan od modifikatora je Na koji povećava stupanj pothlađenja i time uzrokuje sitnozrnatu kristalizaciju eutektika, što u konačnici povoljno utječe na mehanička svojstva. Uz Na danas se koriste i drugi kemijski modifikatori od kojih su najčešći Sr, Sb, P i Ca. Doziranje ovih elemenata treba bit i u točno određenom rasponu u suprotnom će imati nepovoljan učinak na svojstva legure. Modifikaciju eutektika moguće je provesti i sa elementima I. i II.a. skupine te elementima rijetkih zemalja Eu, Pr, Ce i Nd, no s ekonomskog stajališta i učinkovitosti najčešće se primjenjuju Na i Sr. [18]

Tablica 3. Svojstva elemenata koji se koriste za modifikaciju Al-Si legura [18]

Element	Odnos atomskih radijus[(a)]	Temp. taljenja (K)	Tlak para kod 1000 K (Pa)	Slobodna energija stvaranja oksida (ΔG_{oksida}) kod 1000 K, (KJ/mol)	Komentari
Barij	1,85	998	5,07	-482	Srednja moć modifikacije
Kalcij	1,68	1112	26,3	-509	Slaba moć modifikacije
Stroncij	1,84	1042	101,3	-480	Srednja moć modofikacije, optimal dodatak od 0,01 – 0,02 %
Natrij	1,58	371	2×10^{4}	-367	veoma jak modifikator s dodatkom od 0,1 %, slabi ubrzano uslijed isparavanja
Cerij	1,56	1071	10^{-11}	-497	može se dodati kao mišmetal, učinkovitost raste do 2% dodatka, vrijeme otapanja je 60 min
Aluminij	1,22	933	$5,4 \times 10^{-6}$	-457	-
Silicij	1,0	1683	$9,0 \times 10^{-11}$	-354	-

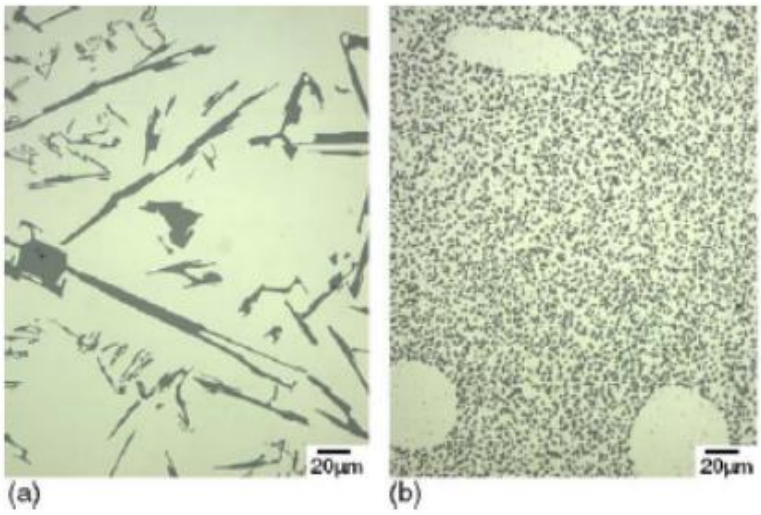
Za industrijsku upotrebu najčešće se koristi Sr kao modifikator. Iako je Na jači modifikator, Sr ne odgara tako lako i time je njegov učinak trajniji. Sr je djelotvoran i kod ponovnog pretaljivanja te je ujedno i ekološki prihvatljiv. [19] Sr se dodaje u talinu kao predlegura s odgovarajućim sadržajem stroncija (npr. Al10Sr) u temperaturnom rasponu od 670 – 720 °C.

Mehanizam modifikacije može se pojasniti mehanizmom dvojnikovanja induciranog nečistoćama ili IIT (eng. impurity-induced twinning mechanism). Nastajanjem dvojnika IIT njihova gustoća je mnogo viša i razmak im je u rasponu od 0,005 - 0,1 μm, čime se omogućava siliciju da se lakše grana i savija. [20] Shematski prikaz nastajanja nemodificirane i modificirane strukture taline Al-Si legura prikazan je slikom 34. Nukleacija nemodificirane faze započinje u talini, dok modificirana faza započinje nukleaciju na okružujućim dendritima. Konačna razlika se očituje u strukturi, gdje nemodificirana faza ima lamelarnu morfologiju, a modificirani silicij ima morfologiju vlakana.



Slika 34. Shematski prikaz razvoja modificirane i nemodificirane strukture Al-Si eutektika [21]

Slikom 35 prikazani su metalografski snimci primjera nemodificirane i potpuno modificirane legure.



Slika 35. Usporedba morfologija eutektičke Si faze [22]
a) nemodificirana lamelarna struktura
b) struktura modificirana dodatkom Sr = 300 ppm

Modifikacijom taline postoji mogućnost da se poveća udio vodika i s tim povezanog udjela poroznosti ukoliko talina dođe u kontakt s vlagom iz atmosfere. Prilikom dodavanja modifikatora moguće je probiti zaštitni sloj koji pokriva talinu i pritom je izravno izložiti vanjskoj atmosferi. Pri otplinjavanju propuhivanjem plinom dolazi do snižavanja udjela modifikatora u talini i smanjuje se njegov učinak. Stoga se dodavanje modifikatora mora izvesti uz minimalno „uzburkivanje“ taline. [21]

2.2.6.4. Skrućivanje stroncijem modificiranih eutektika

Dodatak Sr u malim količinama značajno mijenja mehanizam nukleacije eutektika i time konačnu mikrostrukturu. Eutektičke kolonije su vidljivo drugačiji konstituenti od Al dendrita (slika 33 b), budući ne dijele sličnost po veličini ili raspodjeli u mikrostrukturi. Osim činjenice da je eutektik znatno sitniji uočava se razlika i u orijentacija zrna u usporedbi s primarnim Al dendritima.

Nastajanje eutektika u interdendritnim područjima

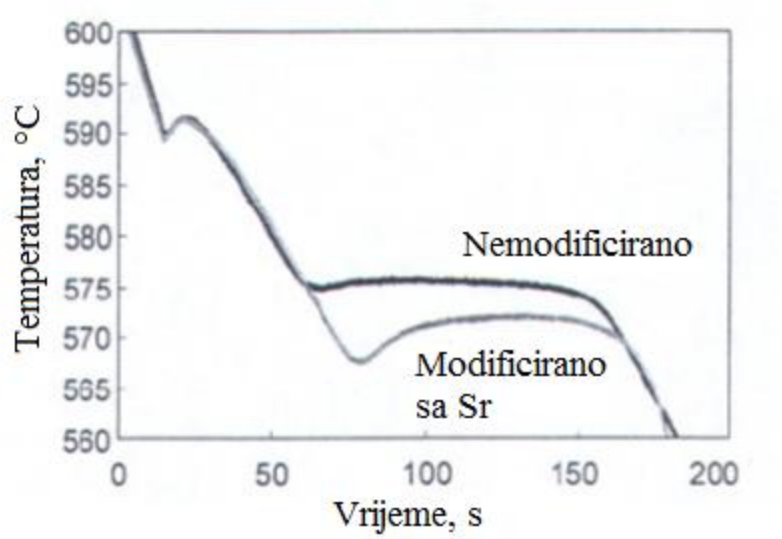
Kod Al-Si legura modificiranih sa Sr nukleacija eutektika se odvija u interdendritnim područjima, za razliku od nemodificiranih legura gdje se nukleacija odvija na sekundarnim dendritima. Postoji nekoliko hipoteza za nukleaciju eutektičkog Si kada je primjenjena modifikacija taline:

1. nukleacija Si na dendritima je spriječena djelovanjem modifikatora
2. nukleacija Si na Al-dendritima se ne pojavljuje, zbog nedostatka dovoljnog broja nukleacijskih mjesta unutar područja sekundarnih dendritnih grana
3. temperatura rasta eutektika je smanjena dodatkom modifikatorom, što aktivira nukleuse u interdendritnim područjima.

Prvom hipotezom se pretpostavlja da Sr otopljen na granici talina/krutina predstavlja barijeru za nukleaciju Si na Al dendritima.

Druga hipoteza pretpostavlja da Sr uklanja čestice nukleacijskog supstrata AlP, na kojima Si nukleira, tvoreći intermetalnu fazu između Sr i P. Nukleacija se tada odvija na česticama Al_2Si_2Sr ili Al_4Sr u interdendritnoj talini.

Treća hipoteza se temelji na toplinskoj analizi, gdje je sa slike 36 uočljiva značajno niža temperatura rasta eutektika. Dijagramom na slici 36 uspoređene su krivulje hlađenja (jednostavna toplinska analiza - JTA) nemodificirane i modificirane legure i vidljivo je da eutektik dobro nukleira ispod eutektičke temperature, ali je rast usporen i nukleacija se odvija samo u interdendritnim područjima. [23]



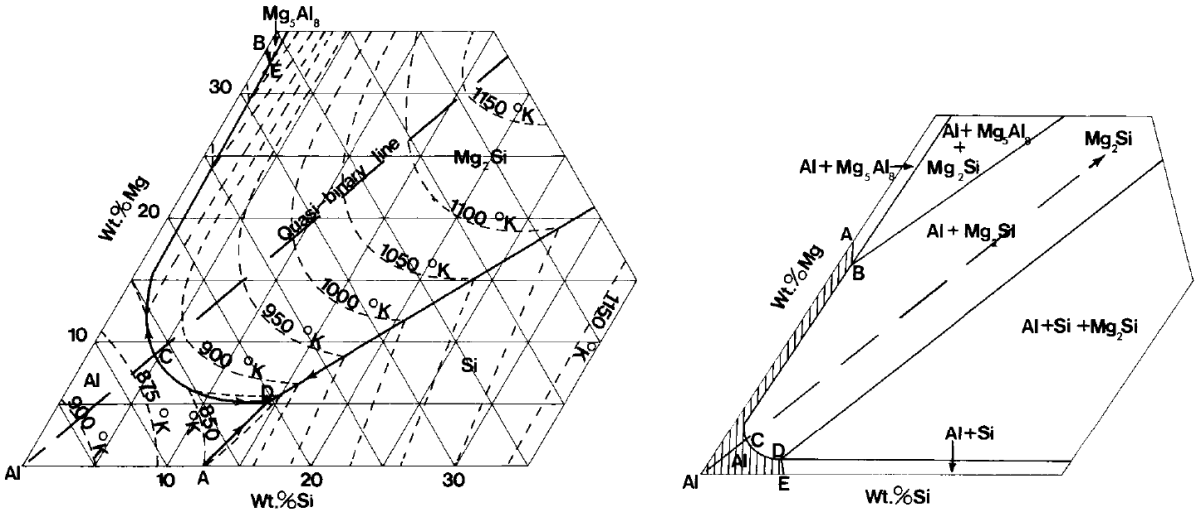
Slika 36. Krivulje hlađenja jednostavne toplinske analize za modificiranu i nemodificiranu leguru [23]

2.3. Al-Si-Mg sustav

U aluminijskom kutu Al-Si-Mg sustava (slika 37) faze Al_8Mg_5 i Mg_2Si su u ravnoteži sa krutom otopinom Al. Faza Mg_2Si nastaje kada su u talini prisutni Si i Mg. Binarne i ternarne reakcije su prikazane u tablici 4. Višak silicija iznad omjera Mg : Si = 1,73 u maloj mjeri smanjuje topivost Mg_2Si u krutom Al, dok suvišak magnezija značajno umanjuje topivost (tablica 5). U neravnotežnim uvjetima nastajanja (brzo hlađenje) uslijed segregacije nastaju Si kristali na mjestima gdje bi trebao nastati Mg_2Si.

Tablica 4. Invarijantne reakcije u aluminijskom kutu Al-Mg-Si sustava [24]

Reakcija	Sastav				Temperatura, [°C]
	Talina		Al		
	% Mg	%Si	%Mg	%Si	
L→Al+Si	-	12,5	-	1,65	577
L→Al+Mg_2Si	34,0	-	17,4	-	450
L→Al+Mg_2Si (kvazibinarni)	8,15	7,75	1,17	0,68	595
L→Al+Mg_2Si+Si	4,96	12,95	0,85	1,10	555
L→Al+Mg_2Si+Mg_5Al_8	32,2	0,37	15,3	0,05	449



a) b)

Slika 37. Aluminijski kut ternarnog faznog dijagrama Al-Si-Mg [24]
a) pri likvidus temperaturi
b) raspodjela faza u krutom stanju

Tablica 5. Topivost Mg_2Si u aluminiju s obzirom na udio Mg i temperaturu [24]

	Temperatura, K	Sadržaj Mg, mas. %					
		0	0,5	1	1,5	2	3
Topivost Mg	868	1,85	-	-	-	-	-
	850	1.73	-	-	-	-	-
	800	1.34	0.9	0.55	0.35	0.2	0,05
	750	0.93	0.52	0.25	0.13	0.07	0,03
	700	0.64	0.32	0.12	0.05	0.03	-
	650	0.47	0.21	0.07	-	-	-
	600	0.38	0.16	0.04	-	-	-

Brzina difuzije magnezija i silicija u legurama koje sadrže Mg_2Si je smanjena uslijed prisustva oba elementa i njihove interakcije. Neusmjerenim skrućivanjem kvazibinarnog eutektika orijentacijski odnos je dan sa:

$$(100)_{Mg_2Si} \text{II} (100)_{Al};\ [011]_{Mg_2Si} \text{II} [001]_{Al}$$

koji je isti kao i kod precipitacije Mg_2Si iz krutine. Očvršćivanje starenjem započinje formiranjem sferičnih GP zoni i njihovim izduživanjem u smjeru [100]. GP zone poprimaju prvo oblik iglica, zatim štapića i na kraju oblik pločica. Gornja granična temperatura za nastajanje GP zoni je 227 °C. Povećanjem sadržaja Fe i sporim brzinama gašenja smanjuje se mogućnost nastajanja GP zona.

Maksimalna čvrstoća se postiže u trenutku prije nego li završi pretvorba štapića u pločice, pri sadržaju Mg_2Si malo iznad granice topljivosti. Za ukupan iznos očvršćivanja nije zaslužna samo precipitacija Mg_2Si, već i Si zbog kojeg raste gustoća GP zona (povećavajući

zasićenje metalne osnove). Modul elastičnosti ne mijenja se značajno povećanjem udjela Mg_2Si. [24]

2.4. Primjena aluminijskih legura u automobilskoj industriji

Legure aluminija su se počele intenzivno primjenjivati u automobilskoj industriji ranih 70-tih gona 20. stoljeća uslijed naftne krize. Kako bi se smanjila masa vozila i time potrošnja, u početku su se iz aluminija izrađivali samo hladnjaci i glave klipova, dok danas ukupni udio aluminija u automobilu iznosi oko 140 kg. Biti će objašnjeno zašto je važna ugradnja aluminijskih komponenti u automobile.

2.4.1. Smanjenje mase vozila

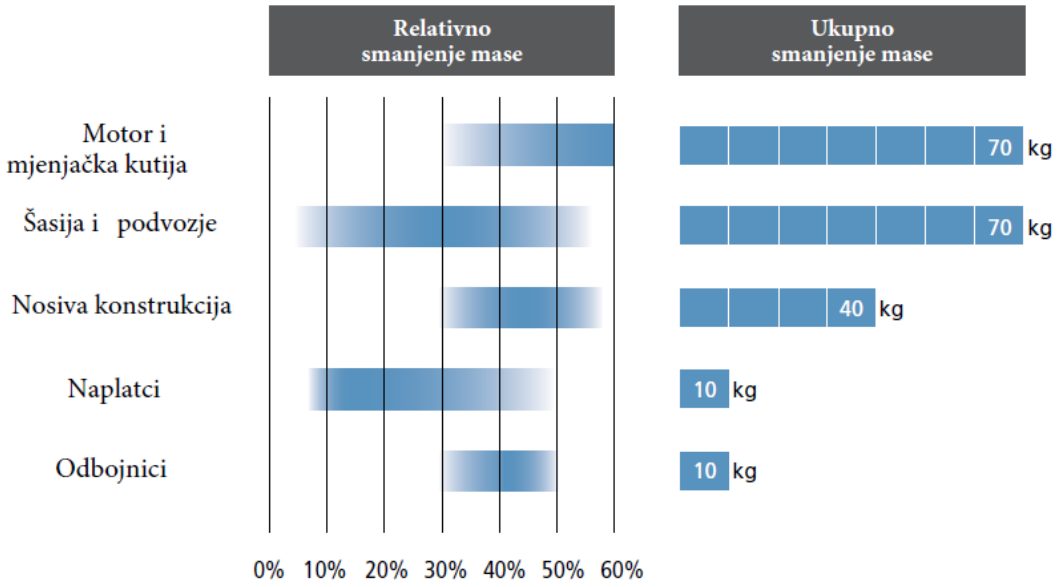
Diljem svijeta nametnuti su sve veći zahtjevi prema smanjenju emisije CO_2, stoga je smanjenje mase jedan od načina autoindustrije da udovolji tim zahtjevima. Smanjenje mase se može provesti direktno zamjenjujući materijal komponente lakšim materijalom ili indirektno smanjujući masu postojećih komponenti (Downsizing). Smanjenjem mase automobila za 100 kg postiže se niža emisija plinova od 3 – 13 g/km. Osim zamjene težih materijala lakšima smanjenje mase moguće je ostvariti kreiranjem novih dizajna i proizvodnih postupaka.

Osim niže emisije CO_2 smanjenjem mase vozila ostvaruju se dodatne prednosti poput boljeg ubrzanja, kočenja, udobnosti i dr. Ubrzanje automobila je odraz njegovog omjera masa : snaga. Zadržavanjem istog pogonskog sklopa uz smanjenje mase se ostvaruje bolje ubrzanje vozila. Na sličnom principu se osniva bolje kočenje i kraći zaustavni put. U pogledu prianjanja automobila na cestu, smanjenjem mase olakšava se upravljanje vozilom u opasnim situacijama i snižava se centar mase vozila, što dodatno doprinosi stabilnosti. Ujedno, smanjenjem mase vozila produžuje mu se radni vijek zbog manjeg naprezanja tijekom vožnje zahtjevnijim ili neravnim cestama.

2.4.2. Aluminij kao idealni materijal za smanjenje mase

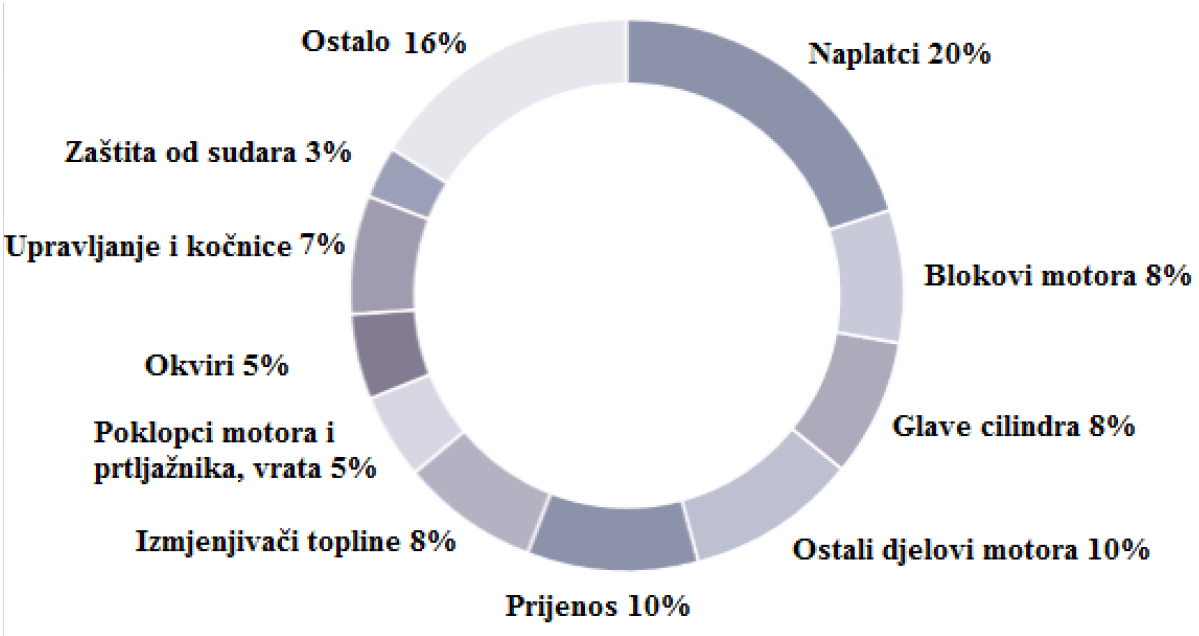
Aluminij je u mogućnosti smanjiti masu vozila bez primjene downsizing-a i ugrožavanja sigurnosti. Gustoća aluminija je otprilike jedna trećina gustoće čelika. Iako u pravilu čelici posjeduju bolja mehanička svojstva, upotrebom aluminija to se lako kompenzira povećanjem tog istog dijela automobila. Masa dijela automobila možda je povećana no i dalje je niža mase dijela izrađenog od čelika, uz zadovoljavanje zahtijevanih mehaničkih svojstava. U prosjeku povećanjem debljine lima karoserije za 1,5 puta i dalje predstavlja ukupno smanjenje mase od 50 %.

Smanjenje mase ugradnjom aluminija različitih dijelova automobila prikazano je slikom 38. Karoserija u potpunosti izrađena od aluminija može težiti do 40 % manje i ovisno o veličini automobila, ušteda na masi iznosi 70 – 140 kg. Vozila poput Audija A8, Jagura Xj i Range Rovera poznati su po visokom udjelu aluminija koji iznosi preko 500 kg.



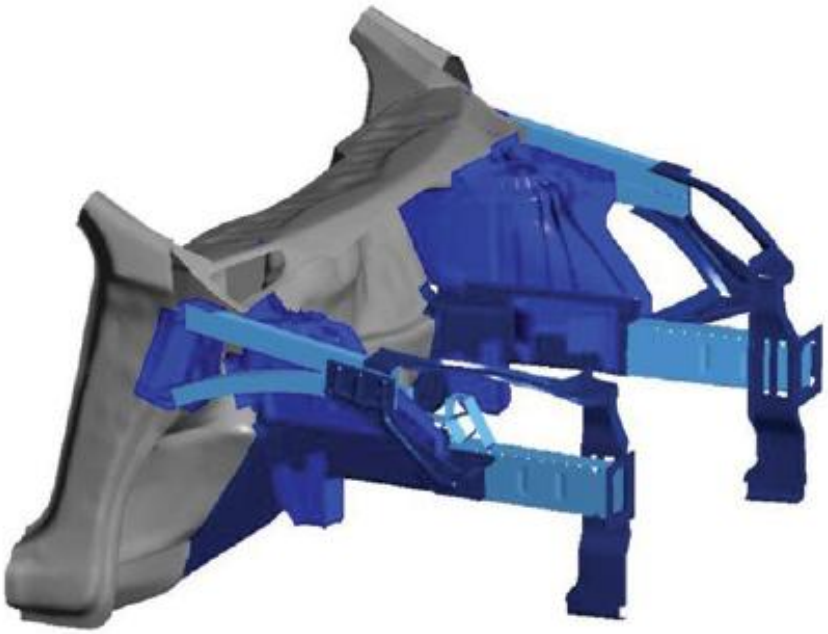
Slika 38. Direktna ušteda na masi ugradnjom dijelova od aluminija [25]

Statistička raspodjela aluminijskih komponenti s obzirom na konkretne proizvode u automobilima prikazana je slikom 37.



Slika 39. Raspodjela aluminijskih komponenti u prosječnom automobilu [25]

Udio aluminija po automobilu u Europi se skoro utrostručio od 1990. (50 kg) do 2012 godine (140 kg). Pretpostavlja se rast udjela aluminija na 180 kg do 2020. godine, ukoliko mali i srednji automobili budu pratili trenutni napredak. Posljednja proučavanja uključuju ispitivanje prednjeg dijela karoserije izrađenog iz aluminija (slika 40). Provedene su brojne numeričke simulacije. Rezultati ispitivanja ukazuju na potencijalno smanjenje mase od 41 % uz poboljšanu krutost i energije apsorpcije u slučaju frontalnog sudara.



Slika 40. Prednji dio karoserije izrađen iz aluminija [25]

Razmotrimo prosječni europski automobil sa 140 kg aluminija i godišnjom kilometražom od 15 000 km/god. Pretpostavimo još da je aluminijski dio 40 % lakši od istog izrađenog na osnovi željeza te, uz dodatno smanjenje mase uslijed downsizing-a, dobiva se:

- smanjenje mase od 1 kg svakim kilogramom ugrađenog aluminija,
- smanjenje emisije CO_2 za 18 kg ugradnjom 1 kg aluminija, tijekom ciklusa upotrebe automobila
- smanjenje emisije CO_2 za 17 kg ugradnjom 1 kg aluminija, tijekom cjelokupnog životnog vijeka automobila,
- godišnja ušteda goriva od 65 l.

Ovo brojke se ne čine velikima razmatranjem samo jednog automobila. Međutim, uzimanjem u obzir da je 2010. godine prema procjeni, svjetskim cestama vozilo 1.2 milijardi automobila, uviđa se značaj smanjenja mase automobila i od samo 1 kg. [25]

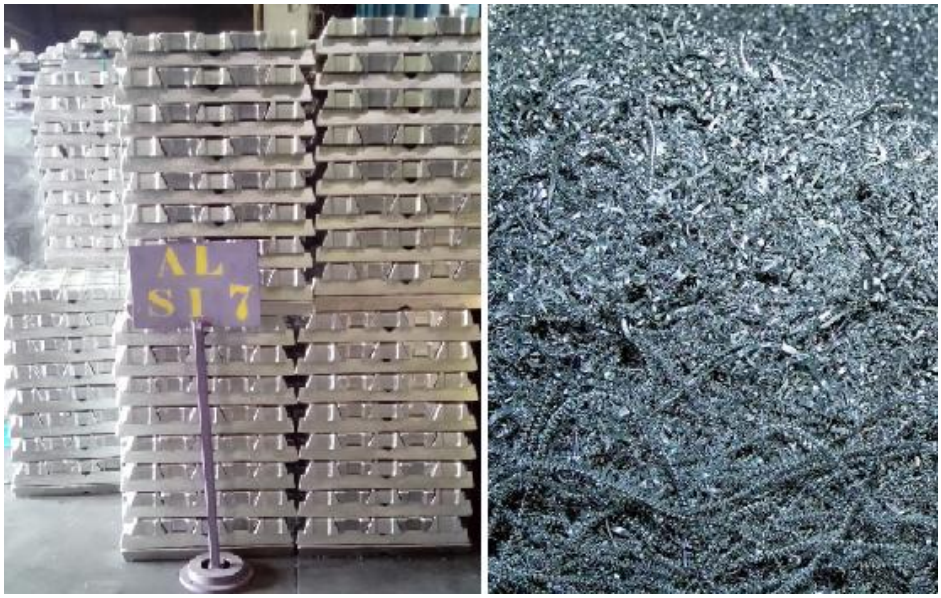
3. EKSPERIMENTALNI DIO

U eksperimentalnom dijelu pripremljena je talina AlSi7Mg (EN-AC 42000) legure, čiji je sastav propisan normom EN 1706:2010 uz provedenu nužnu metaluršku obradu taline. Lijevali su se konkretni proizvodi - naplatci niskotlačnim postupkom lijevanja i epruvete za vlačna mehanička ispitivanja gravitacijski u trajnu kokilu. U oba slučaja pripremljeni su i ispitani obrađeni i toplinski neobrađeni uzorci. Izrađena su dva seta epruveta. Jednu skupinu uzoraka sačinjavaju uzorci uzeti iz gotovih naplataka, koji su potom strojno obrađeni s ciljem izrade epruveta za statička mehanička vlačna ispitivanja prema EN ISO 10002-1. [26] Druga skupina uzoraka je gravitacijski lijevana u kokilu izrađenu prema ASTM-B108 normi. Izrada taline za uzorke provedena je u tvrtki iz Jajca, Bosna i Hercegovina. Ujedno su u tvrtki provedena ispitivanja kemijskog sastava, indeksa gustoće i statičkih vlačnih mehaničkih svojstava. Drugi dio ispitivanja proveden je na Metalurškom fakultetu Sveučilišta u Zagrebu. Metalografska ispitivanja su provedena u Laboratoriju za željezo, čelik i ljevarstvo, Zavoda za procesnu metalurgiju na svjetlosnom mikroskopu. U Laboratoriju za fiziku i strukturna ispitivanja Zavoda za fizičku metalurgiju provedena su fraktografska i mikrostrukturna ispitivanja na pretražnom elektronskom mikroskopu. [27]

Hipoteza ovog istraživanja zasniva se na postavkama da će različite brzine hlađenja, a samim tim skrućivanja, primjenom različitih postupaka lijevanja, utjecati na razvoj mikrostrukturnih značajki AlSi7Mg legure. To će se posljedično odraziti na postignuta mehanička svojstva. Budući da je tvrtka Jajce Alloy Wheels d.o.o. renomirani proizvođač aluminijskih naplataka sa širokim dijapazonom proizvoda i referenci za svjetski značajne proizvođače vozila, postavljeni su i strogi zahtjevi za mikrostrukturna i mehanička svojstva ovog tipa strukturno i sigurnosno opterećenih proizvoda. Cilj ispitivanja bio je korelirati dobivene mikrostrukturne i mehaničke značajke s obzirom na postupak lijevanja (brzinu hlađenja) i naknadno provedenu toplinsku obradu.

3.1. Izrada taline AlSi7Mg legure

Za izradu taline AlSi7Mg legure koriste se dvije vrste uloška (slika 41). Primarni uložak su AlSi7Mg ingoti. Prije ulaganja u peć, provodi se unutarnja kontrola kemijskog sastava ingota određenih uzoraka. Dio primarnog uloška ujedno sačinjavaju i povrat naplataka iz vlastite proizvodnje. Sekundarni uložak čine ostaci od strojne obrade gotovih odljevaka, te kao takvi ne mogu se ulagati izravno u peć nego ih je potrebno pripremiti. Postupak pripreme ostataka od strojne obrade se sastoji iz usitnjavanja na rotacijskom mlinu, a potom se centrifugiranjem uklanja zaostala emulzija. Ujedno se strugotina suši i predgrijava pećnim plinovima (protusmjerno na pužnom transporteru) do temperature 120 °C te se potom ulaže u peć.



a) b)

Slika 41. Uložni materijal za proizvodnju taline AlSi7Mg legure
a) primarni uložak, AlSi7Mg ingoti
b) sekundarni uložak, strugotina iz vlastite proizvodnje

Talina za lijevanje legure dobiva se iz dvije plinske peći za taljenje. U prvoj peći tali se primarni uložak u obliku ingota i povratni naplatci. Druga peć tali pripremljenu strugotinu (sekundarni uložak). Peći su kapaciteta 5 t i 10 t, proizvođača ZPF. Za taljenje uloška koriste se gorionici radne temperature 1000 °C (max 1500 °C), koji koriste mješavinu propana, butana i zraka kao gorivo. Na slici 42 prikazane su peći za taljenje primarnog i sekundarnog uloška.



a) b)

Slika 42. Peći za taljenje tipa ZPF [28]
a) primarnog uloška
b) ostataka strojne obrade

Vatrostalni materijal peći je termo beton, te je iz istog materijala izrađena i miješalica peći. Peći su ujedno opremljene sa sustavom kontrole minimalne i maksimalne temperature, kako bi se uz navedenu miješalicu osigurao što ravnomjerniji temperaturni profil i kemijski sastav cijelom dubinom kupke. Po završetku taljenja talina se lijeva u transportne lonce u omjeru 70 % taline od primarnog uloška i 30 % taline od sekundarnog uloška uz pomoć digitalnih ćelija za odvagu, pri temperaturi od ≈ 790 °C. Slika 43 prikazuje lijevanje taline u transportni lonac.



Slika 43. Lijevanje taline u transportni lonac

Transportni lonci su kapaciteta 800 kg, proizvođača ZPF. Vatrostalna obloga transportnog lonca je od keramike i ne posjeduju nikakav sustav grijanja (održavanja temperature) taline. U transportnom loncu se ujedno talina metalurški obrađuje (slika 44 a), stoga temperatura taline pri izlazu iz peći mora biti nešto viša. Talina se obrađuje otplinjavanjem, rafinacijom, modifikacijom i cijepljenjem. Otplinjavanje se provodi propuhivanjem argona kroz dno transportnog lonca, čime se dodatno promiješava talina i ujednačava kemijski sastav. Argon se propuhuje protokom od 25 l/s. Dodavanjem talitelja u obliku soli Coveral vežu se oksidni i nemetalni uključci, koji potom isplivavaju na vrh i obiru se u obliku troske. Primarni aluminij se usitnjava dodavanjem cjepiva AlTi5B u obliku šipki (1 %/t taline), a eutektik se modificira dodavanjem šipki (slika 44 b) AlSr10 (1 %/t taline).



a) b)

Slika 44. Metalurška obrada taline u transportnom loncu
a) prikaz obrade taline
b) sredstva za cijepljenje i modifikaciju (AlTi5B i Al10Sr)

3.2. Analiza taline AlSi7Mg legure

3.2.1. Analiza indeksa gustoće i toplinska analiza AlSi7Mg legure

Po završetku metalurške obrade taline uzimaju se uzorci taline iz transportnog lonca i lijevaju u lončiće za analizu indeksa gustoće i jednostavnu toplinsku analizu. Uzorci su lijevani ručno pomoću kutlače (slika 45 b). Uređaj za određivanje indeksa gustoće i toplinsku analizu je MK TA 110 (slika 45 a). Toplinska analiza se izvodi preko trajnih termoparova (NiCr-Ni - class 1), a krivulja hlađenja je prikazana na digitalnom zaslonu u realnom vremenu. Indeks gustoće uređaj mjeri komparativno, na principu Arhimedovog zakona. Jedan od uzoraka se ispituje na atmosferskom tlaku, a drugi pri tlaku od 80 mbar. Rezultat se potom očitava kao postotni omjer razlike gustoće oba uzorka.



a) b)

Slika 45. Ispitivanje indeksa gustoće i toplinska analiza uzorka taline:
a) uređaj za ispitivanje indeksa gustoće i jednostavnu toplinsku analizu tipa MK TA 110
b) ručno uzorkovanje taline

3.2.2. Ispitivanje kemijskog sastava AlSi7Mg legure

Talina za ispitivanje kemijskog sastava također se uzima iz transportnog lonca, nakon završetka metalurške obrade. Talina se lijeva u kokilu (slika 46 a) i dobiju se uzorci u obliku pločica (slika 46 b). Uzorci se potom ispituju na kvantometru tipa ARL 3460 Advantage OES Metals Analyzer.



a) b)

Slika 46. Prikaz izrade uzoraka za analizu kemijskog sastava
a) čelična kokila za izradu pločica za ispitivanje kemijskog sastava
b) uzorak u obliku pločice za ispitivanje kemijskog sastava

3.3. Gravitacijsko i niskotlačno lijevanje AlSi7Mg legure

Nakon završetka ispitivanja taline slijedi lijevanje. Lijevanje je provedeno gravitacijski (slika 47 a) u kokilu izrađenu prema ASTM-B108 standardu. Talina je uzrokovana iz transportnog lonca pomoću industrijske kutlače. Osim gravitacijskog lijevanja provedeno je i niskotlačno lijevanje konačnog proizvoda – naplatka (slika 47 b).

a)





b)



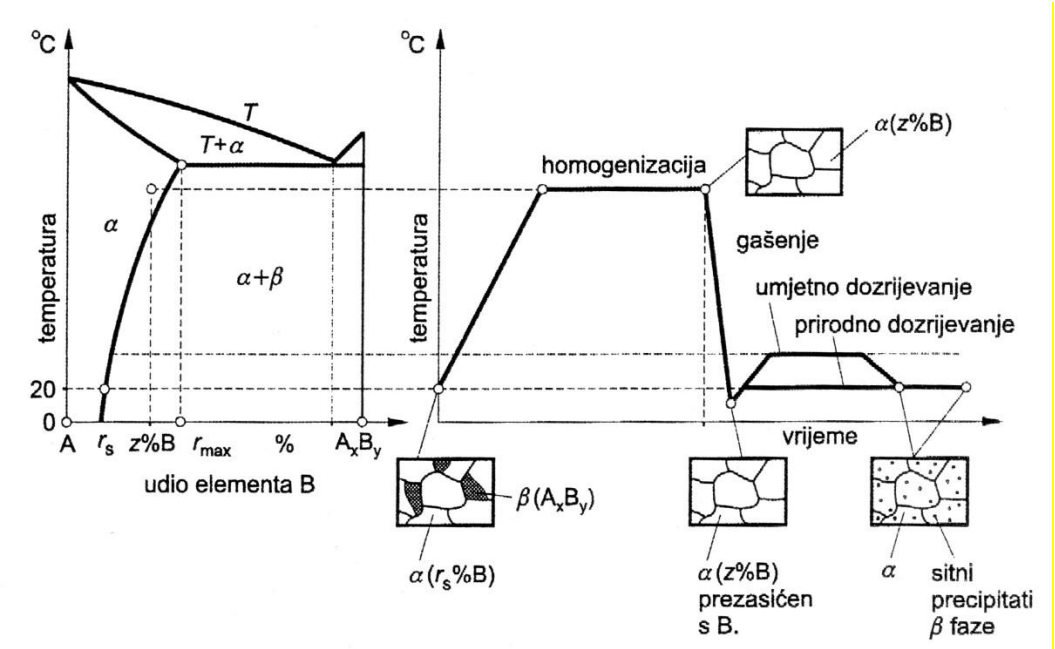


Slika 47. Lijevanje uzoraka AlSi7Mg legure
a) gravitacijsko lijevanje taline AlSi7Mg legure; alat i odljevak
b) niskotlačno lijevanje taline AlSi7Mg legure; uređaj i odljevak

Niskotlačno lijevanje je provedeno na stroju za niskotlačno lijevanje tipa GIMA. Talina se lijeva u temperaturnom intervalu od 640 – 660 °C. Stroj za niskotlačno lijevanje je opremljen s hermetički zatvorenom peći za držanje temperature. Tlak zraka u prvoj fazi lijevanja je 200 mbar. Zrak se uvodi u komoru peći stroja za niskotlačno lijevanje i uzrokuje podizanje taline kroz cijev za dovod. Cijev za dovod taline je opremljena Alpur filterom koji dodatno smiruje tok taline i zaustavlja uključke. Druga faza započinje ispunjavanjem kalupne šupljine i tlak zraka se podiže na 700 mbar. Kada talina ispuni kalupnu šupljinu tlak zraka se podigne na 900 mbar kako bi se talina dodatno potisnula i poboljšalo punjenje kalupa talinom. Završetkom lijevanja, kalup se otvara i naplatak se hladi u vodi temperature 35 °C u trajanju od 30 s. Nakon hlađenja naplatak se vizualno kontrolira te se otprema na daljnju obradu.

3.4. Toplinska obrada uzoraka

Opći dijagram temperatura – vrijeme postupka precipitacijskog očvršćivanja sa shemom mikrostrukture u svakoj pojedinoj fazi postupka prikazan je slikom 48. [29]



Slika 48. Dijagram temperatura – vrijeme postupka precipitacijskog očvršćivanja sa shemom mikrostrukture [29]

Toplinska obrada je provedena na uzorcima iz kokile i gotovim naplatcima (slika 49). Cijeli sustav ulaganja uzoraka je automatiziran i izvodi se pomoću pokretnih traka.



Slika 49. Naplatak i uzorci iz kokile za toplinsku obradu

Toplinska obrada se sastoji od žarenja, kaljenja i umjetnog starenja. Peć za žarenje (proizvođača Sciprotec) koristi za zagrijavanje 10 gorionika na propan-butan. Peć je opremljena i ventilatorima na vrhu, koji omogućuju cirkulaciju pećnih plinova i na taj način osiguravaju

minimalni temperaturni gradijent unutar peći. Nakon ulaganja u peć uzorci se predgrijavaju do temperature od 530 °C u trajanju od 1 h. Slijedi žarenje pri temperaturi od 530 °C tijekom 4,5 h, kako bi se osigurao ravnomjeran temperaturni profil duž cijelog uzorka.

Užareni uzorci se zatim zakale naglim uranjanjem u vodu. Kaljenje se odvija pri temperature 35 °C u trajanju od 45 s. Kupka s vodom je opremljena mješačima koji konstantno miješaju vodu i time osiguravaju učinkovito hlađenje. Voda koja isparava se hvata pomoću kondenzatora i vraća u kupku. Nakon kaljenja uzorci se suše 5 min prije obrade umjetnim starenjem.

Obrada umjetnim starenjem započinje predgrijavanjem uzoraka na temperaturu od 165 °C u trajanju od 0,5 h. Uzorci se zatim drže pri temperaturi od 165 °C još 4 h. Nakon završetka obrade uzorci se hlade na zraku i otpremaju na daljnju obradu i ispitivanja.

3.5. Ispitivanje uzoraka AlSi7Mg legure

3.5.1. Ispitivanje vlačnih svojstava AlSi7Mg legure

Ispitivanje vlačnih svojstava AlSi7Mg legure provedeno je na epruvetama lijevanim u kokilu (slika 50 a) i na epruvetama uzorkovanim i strojno obrađenim iz gotovog naplatka. Uzorci s naplatka uzeti su iz radijalnog rebra i vanjskog ruba (slika 50 b).



a) b)

Slika 50. Izrada uzoraka za statički vlačni pokus
a) odljevak iz kokile za izradu epruveti
b) mjesto uzorkovanja iz gotovog naplatka

Na uzorcima su ispitani vlačna čvrstoća R_m, granica razvlačenja $R_{p0,2}$, modul elastičnosti E i istezanje A. Statički vlačni pokus proveden je na kidalici tipa H&P Inspekt Table 100 (slika 51), koja je opremljena ekstenziometrom. Vlačna svojstva AlSi7Mg legure propisana su EN 1706:2010 normom [26].



Slika 51. Kidalica tipa H&P Inspekt Table 100 [30]

Epruveta za statički vlačni pokus je prikazana slikom 52.



Slika 52. Epruveta za statički vlačni pokus

3.5.2. Ispitivanje mikrostrukturnih značajki AlSi7Mg legure

Ispitivanje mikrostrukturnih značajki provedeno je na uzorcima nakon statičkog vlačnog pokusa. Ispitivanja su se sastojala iz metalografskih ispitivanja na optičkom mikroskopu, te mikrostrukturnih ispitivanja na pretražnom elektronskom mikroskopu. Izuzev uzoraka za fraktografiju (ispitani u izvornom stanju), uzorci za ostala ispitivanja su pripremljeni standardnom metalografskom metodom pripreme uzoraka.

3.5.2.1. Priprema uzoraka za metalografska i mikrostrukturna ispitivanja

Metalografska priprema uzoraka započinje rezanjem epruveti (slika 53) na dužinu potrebnu za zalijevanje na toplo u vodljivu masu. Prilikom odrezivanja na konačnu dužinu nužno je obratiti pažnju na planparalelnost površine te sprječavanje pregrijavanja. Stoga su uzorci tijekom rezanja hlađeni emulzijom. Ove mjere opreza se provode stoga što ravan i

nedeformiran uzorak olakšava kasniju obradu brušenja i poliranja, dok onemogućavanje pregrijavanja eliminira potencijalne strukturne promjene i nastanak zaostalih naprezanja.



Slika 53. Rezalica za odrezivanje uzoraka iz epruvete

Nakon rezanja uzoraka slijedi zalijevanje uzoraka u vodljivu smolu uređajem proizvođača Buehler (slika 54). Zalijevanje uzoraka u toplom stanju provedeno je pri tlaku 290 bar i temperaturi 150 °C. Postupak se sastajao iz predgrijavanja mase , taljenja mase pri maksimalnoj temperaturi u trajanju od 2,5 min i potom hlađenja i prevođenja u kruto stanje. Nakon vađenja uzorka iz komore u plastičnu masu se ugravirala oznaka uzorka.



Slika 54. Uređaj tipa Buehler za zalijevanje uzoraka na toplo

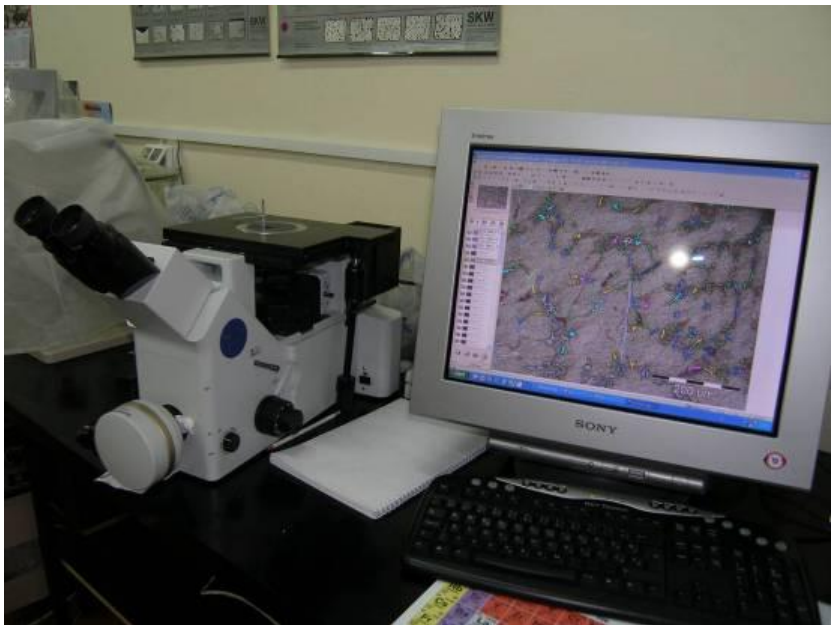
Poslije zalijevanja slijedi brušenje uzoraka, kako bi se uklonile nečistoće, oksidi i deformacije , ali i osigurala planarna i visokopolirana površina pogodna za mikroskopsko proučavanje. Uređaj za brušenje i poliranje je Vector LC proizvođača Buehler (slika 55). Brušenje je provedeno gradacijama brusnog papira 120, 240, 400, 600 i 1000 pri brzini okretanja od 120 °/min, sili od 10 N i trajanju od 2,5 min. Brušenje uzoraka je provedeno uz hlađenje pod konstantnim mlazom vode. Za poliranje je korištena vodena otopina Al2O3 granulacije 0,3 μm na platnu za poliranje u trajanju od 2,5 min i pri sili od 10 N. Uzorci su poslije poliranja isprani vodom i nagrizani u razrijeđenoj otopini 0.5 % HF, te su potom osušeni.



Slika 55. Uređaj za brušenje i poliranje Vektor LC proizvođača Buehler

3.5.2.2. Metalografska ispitivanja AlSi7Mg legure

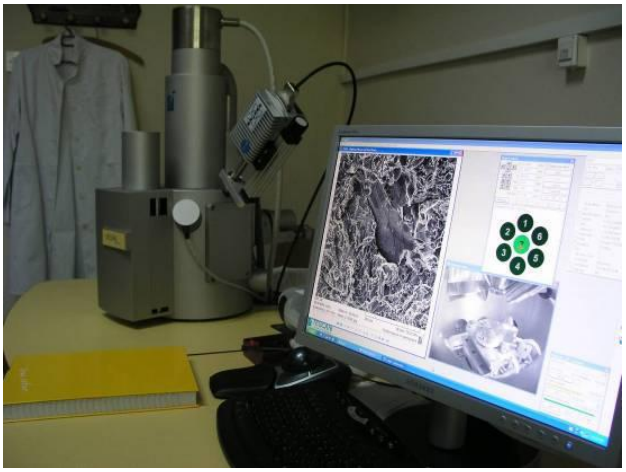
Metalografska ispitivanja su provedena na svjetlosnom mikroskopu tipa Olympus GX51 (slika 56) koji je opremljen digitalnom kamerom Olympus DP70. Mikroskop je potpomognut programskim paketom Analysis ®Materials Research Lab Olympus za obradu slike. Uzorci su snimljeni pri povećanjima od 100x, 200x i 500x. Analizom snimaka odredit će se glavni mikrostrukturni konstituenti. Pomoću Analysis ®Materials Research Lab izmjeren je razmak sekundarnih dendritnih grani (S-DAS). Na snimcima uzoraka pri povećanju od 200x izrađena je i fazna analiza legure u svrhu prepoznavanja prisutnih fazi.



Slika 56. Svjetlosni mikroskop tipa Olympus GX51 opremljen digitalnom kamerom Olympus DP70

3.5.2.3. Mikrostrukturna ispitivanja AlSi7Mg legure

Mikrostrukturna ispitivanja su provedena na pretražnom elektronskom mikroskopu Tescan VEGA LSH opremljenim sa energijskim disperzivnim spektrometrom proizvođača Bruker (slika 57). Uzorci su snimljeni pri raznim povećanjima ovisno od veličine proučavane faze i strukture. Pomoću energijske disperzivne spektrometrije točno će se odrediti prisutne faze i odrediti stehiometrijski odnos. Fraktografijskom analizom uzoraka želi se odredit uzrok loma i konstituenti preko kojih se lom odvio.



Slika 57. Pretražni elektronski mikroskop Tescan VEGA LSH opremljen sa energijskim disperzivnim spektrometrom proizvođača Bruker

4. REZULTATI I DISKUSIJA

4.1. Kemijska analiza AlSi7Mg legure

Analiza kemijskog sastava provedena je na uzorku taline u obliku pločice uzetog iz transportnog lonca nakon metalurške obrade. Udio pojedinih elementa prikazan je tablicom 6. Sastav AlSi7Mg legure propisan je normom HRN EN 1706:2010 (tablica 7) i označava se sa EN-AC 42000.

Tablica 6. Kemijski sastav uzorka AlSi7Mg legure

	Kemijski sastav uzorka									
Element	Si	Fe	Mg	Cu	Zn	Mn	Ti	Sn	Ni	Pb
mas. %	7,4644	0,1346	0,2959	0,0015	0,0081	0,0029	0,1278	0,0003	0,0077	0,0003

Tablica 7. Kemijski sastav propisan normom za leguru EN AC-42000

	Kemijski sastav propisan normom									
Element	Si	Fe	Mg	Cu	Zn	Mn	Ti	Sn	Ni	Pb
mas. %	6,5 – 7,5	0,55	0,2 – 0,65	0,2	0,15	0,35	0,25	0,05	0,15	0,15

Udio Si se nalazi unutar zadanog raspona što osigurava dobru livljivost legure. Sadržaj Si iznad dopuštenog skraćuje vrijeme skrućivanja što utječe nepovoljno na svojstva legure. Ispitani uzorak ima optimalan udio Mg što je preduvjet za nastanak Mg_2Si faze i toplinsku obradu AlSi7Mg legure. Precipitacija Mg iz Mg_2Si faze za vrijeme toplinske obrade dodatno poboljšava mehanička svojstva. Nizak sadržaj Fe i Mn znači minimalan udio intermetalnih fazi koje mogu nepovoljno utjecati na mehanička svojstva. Nešto viši udio Ti je uzrokovan cijepljenjem taline čime se osigurava finozrnata struktura.

4.2. Indeks gustoće AlSi7Mg legure

Radi usporedbe, ispitivanje indeks gustoće provedeno je s obrađenim i neobrađenim uzorkom taline. Indeks gustoće izravno je povezan s udjelom H_2 u talini, koji je glavni uzročnik plinske poroznosti u odljevcima. Rezultati ispitivanja su prikazani tablicom 8.

Tablica 8. Vrijednosti indeksa gustoće za obrađenu i neobrađenu talinu

	Obrađeni uzorak taline	Neobrađeni uzorak taline
ρ_{atm} (g/cm^3)	2,64	2,64
ρ_{80mbar} (g/cm^3)	2,60	2,40
i (%)	1,40	8,98

Za vrijednosti indeksa gustoće ≤ 3 talina se smatra kvalitetnom i dobro obrađenom. Vrijednost indeksa gustoće za neobrađenu talinu je previše visok i poroznost je moguće uočiti

vizualnom kontrolom. Niska vrijednost indeksa gustoće obrađenog uzorka je posljedica rigorozne kontrole taline i otplinjavanja argonom. Naplatak lijevan ovom legurom ima zajamčena mehanička svojstva i rizik od pucanja uslijed plinske poroznosti je sveden na minimum.

4.3.Statički vlačni pokus

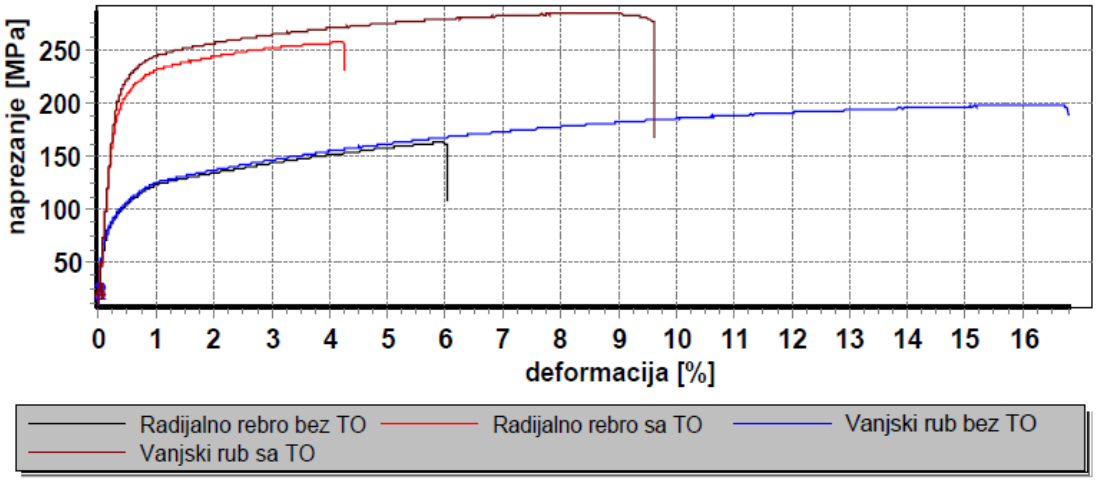
Ispitivanje je provedeno na toplinski obrađenim i neobrađenim uzorcima. Epruvete su izrađene iz odljevka kokile i njenog priljevnog sustava, te iz vanjskog i radijalnog rebra naplatka. Oznaka TO na kraju uzorka predstavlja toplinski obrađeni uzorak. Ostale oznake: KT - kokila tanka (realna epruveta iz kokile), KS – kokila široka (epruveta izrađena iz priljevnog sustava kokile), NVR – naplatak vanjski rub (uzorak izrađen iz vanjskog ruba naplatka), NRR – naplatak radijalno rebro (uzorak izrađen iz radijalnog rebra naplatka). Epruveta izrađena iz priljevnog sustava (KS) debljinom stijenke odgovara onoj iz radijalnog rebra naplatka (NRR), dok realna epruveta lijevana u kokilu (KT) odgovara debljinom stijenke onoj iz vanjskog ruba naplatka (NVR). Iako su debljine stijenki slične hlađenje, a samim tim i skrućivanje se ne odvijaju istom brzinom što u konačnici može rezultirati različitim mikrostrukturnim i mehaničkim značajkama. Vrijednosti mehaničkih svojstava prikazane su u tablici 9.

Tablica 9. Mehanička svojstva toplinski obrađenih i neobrađenih uzoraka

Uzorak	S_o, mm²	E, GPa	$Rp_{0,2}$, Mpa	F_{max}, kN	R_m, MPa	A, %
1. KT	51,78	49,66	94,33	8,95	172,84	6,95
2. KTTO	51,66	65,95	125,78	10,22	197,89	9,57
3. KS	49,02	38,91	90,48	8,00	163,20	4,50
4. KSTO	52,42	41,74	113,73	9,51	181,43	6,77
5. NVR	22,23	80,21	95,08	4,41	198,22	16,57
6. NVRTO	21,65	75,08	221,00	6,16	284,39	9,42
7. NRR	21,81	60,54	95,60	3,56	163,22	5,88
8.NRRTO	21,73	71,51	206,24	5,58	256,97	9,42

Vidljivo je da su sva mehanička svojstva toplinski obrađenih uzoraka značajno bolja. Ovo je ujedno dokaz pravilnog vođenja procesa od dobivanja taline do toplinske obrade i kontrole parametara procesa. Uočava se važnost toplinske obrade za ovu leguru budući je porast vrijednosti za određena svojstva i preko 100 % (npr. $R_{p0,2}$ za uzorak 5 i 6, je porastao sa 95,08 na 221,00). Iako ostala svojstva ne pokazuju isti rast on je i dalje zamjetan. Rast vrijednosti mehaničkih svojstava je niži kod uzoraka iz kokile, gdje bi uzrok mogao biti drugačiji uvjeti skrućivanja budući je drugačija tehnologija lijevanja primijenjena. Uzorci iz naplatka ujedno zadovoljavaju vrijednosti mehaničkih svojstava propisane normom HRN EN 1706:2010.

Na slici 58 moguće je vidjeti dijagram usporedbe statičkog vlačnog pokusa za toplinski obrađene i neobrađene uzorke iz naplatka.



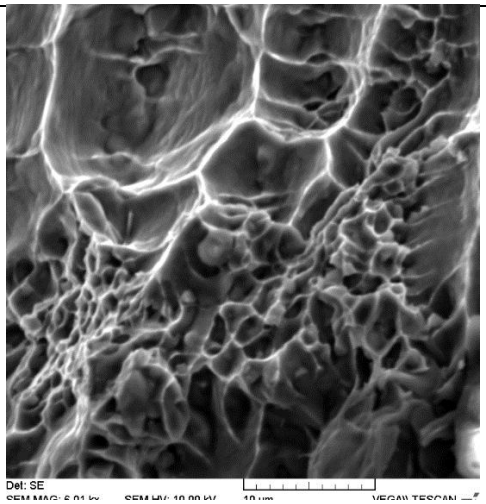
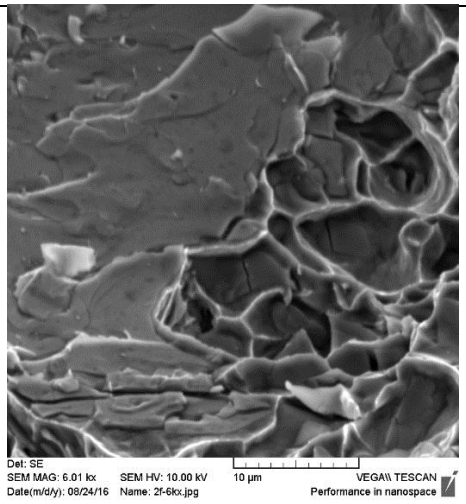
Slika 58. Dijagram naprezanje-deformacija za toplinski obrađene i neobrađene uzorke iz naplatka

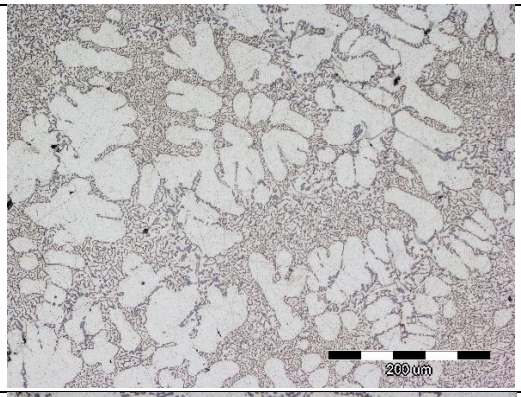
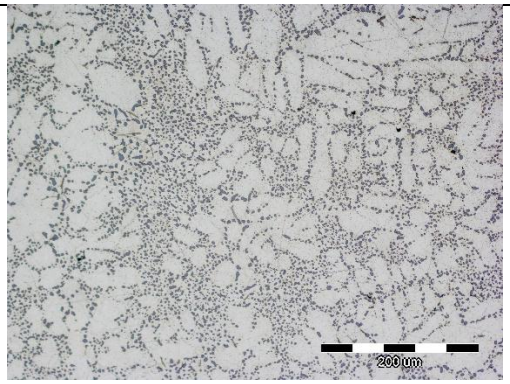
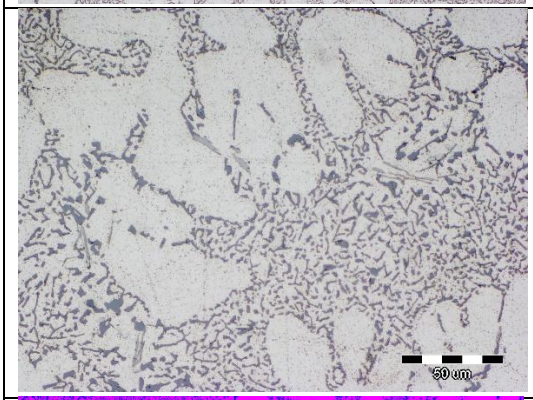
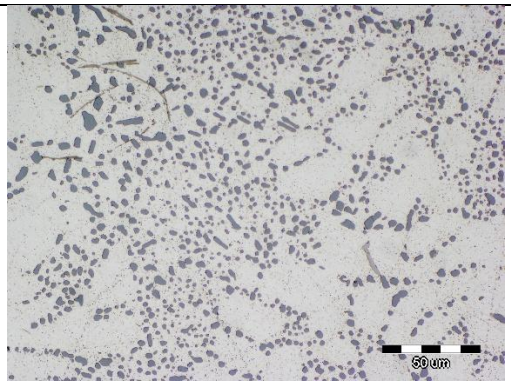
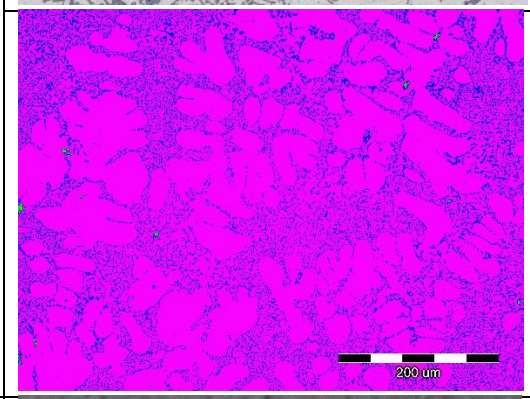
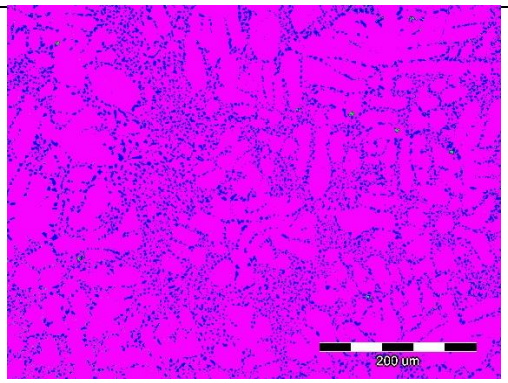
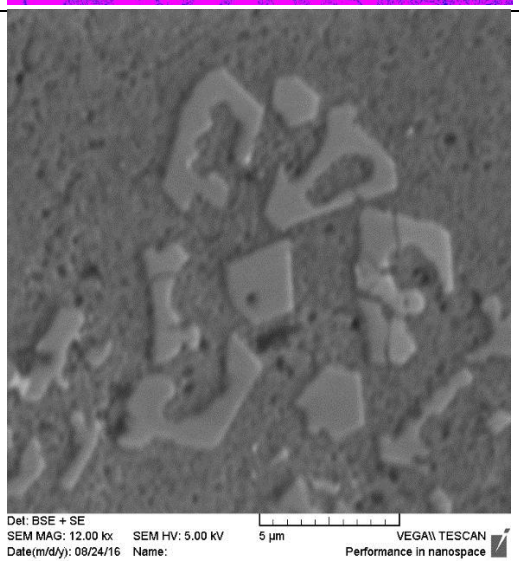
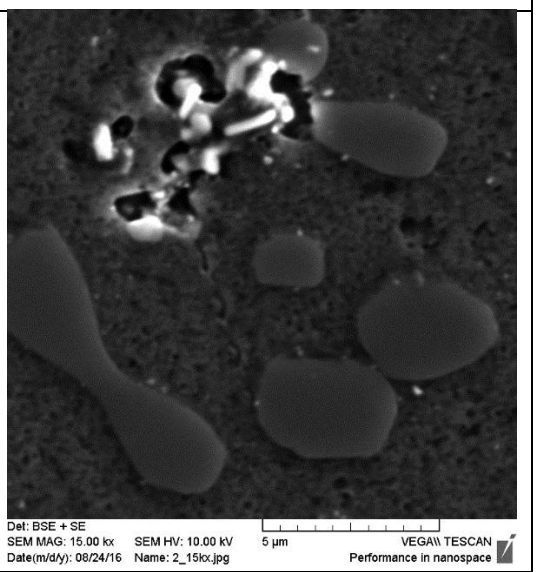
4.4. Metalografska i mikrostrukturna ispitivanja

Metalografska i mikrostrukturna ispitivanja obuhvaćaju analizu neobrađenih i toplinski obrađenih uzoraka. Metalografskim ispitivanjima provedena je vizualna procjena mikrostrukture usporedbom uočenih mikroskonstituenata s atlasom mikrostruktura, provedena je fazna analiza konstituenata i izmjeren je razmak sekundarnih dendritnih grana SDAS (eng. *secondary dendrite arm spacing*). Analizom fraktografija pokušalo se odrediti mehanizam loma i identificirati faze preko kojih se lom odvijao. Ispitivanjem energijskim disperzivnim spektrometrom EDS (eng. *energy dispersive spectrometer*) utvrđena je raspodjela karakterističnih kemijskih elemenata na odgovarajućim površinama uzorka te identificirane faze na osnovu stehiometrijskih odnosa elemenata.

Tablica. 10 prikazuje snimke uzorka KT i KTTO sa svjetlosnog i elektronskog mikroskopa.

Tablica 10. Metalografski i mikrostrukturni snimci uzoraka KT i KTTO

	KT	KTTO
Fraktografija		

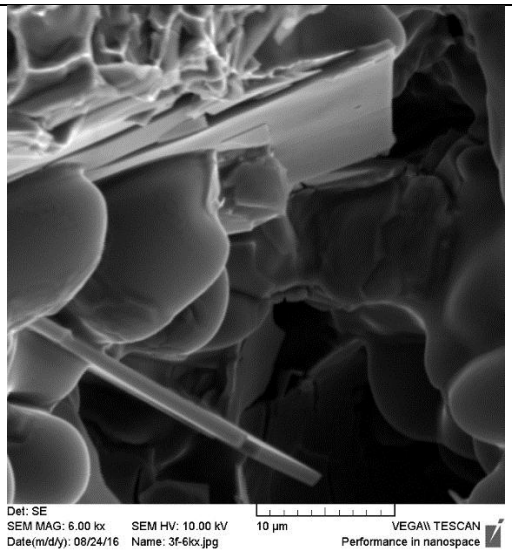
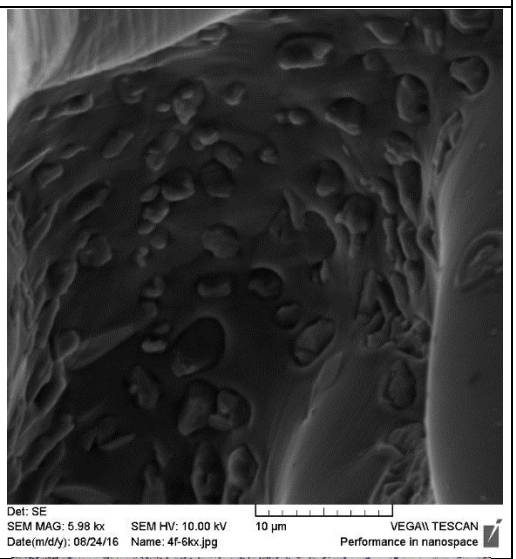
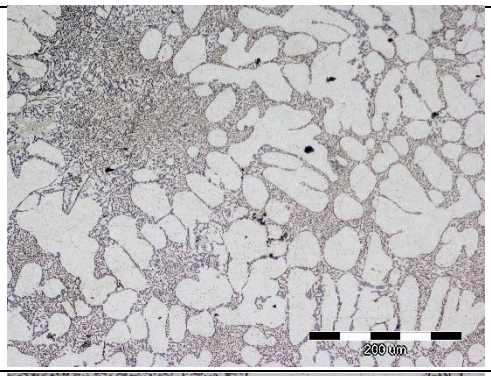
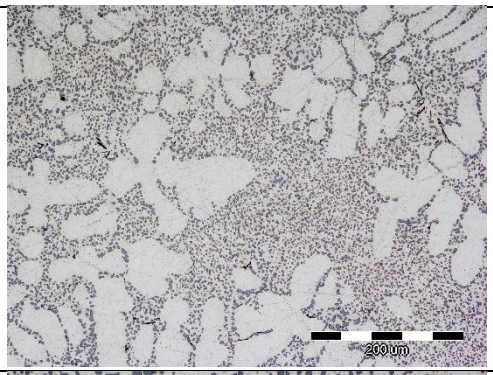
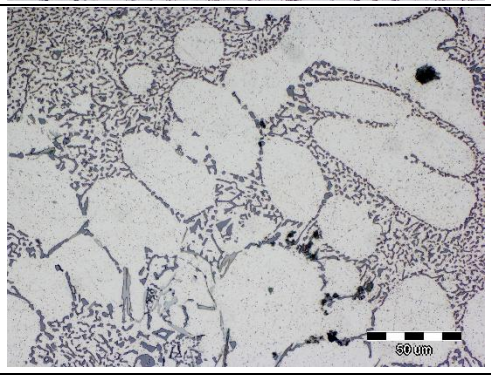
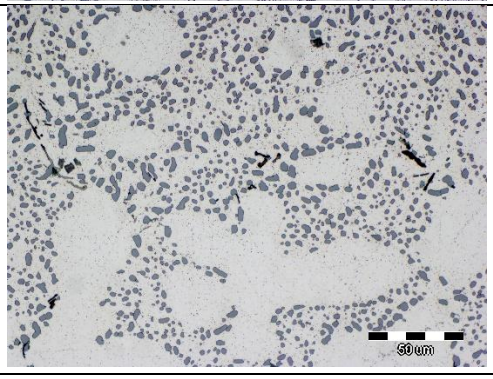
Metalografija		
		
		
Mikrostruktura		

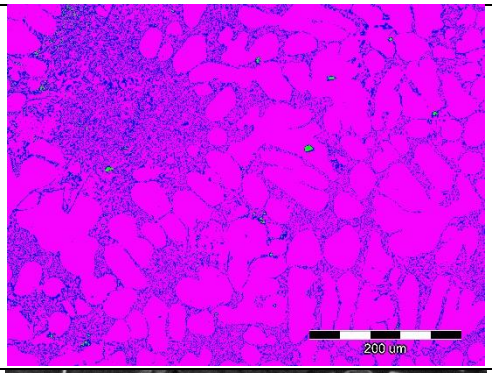
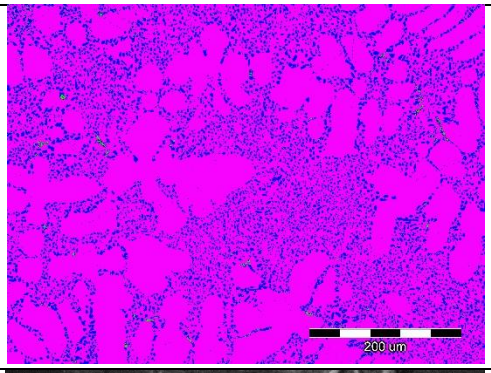
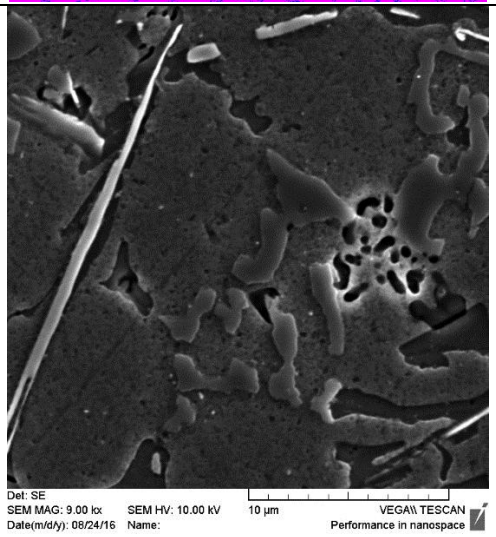
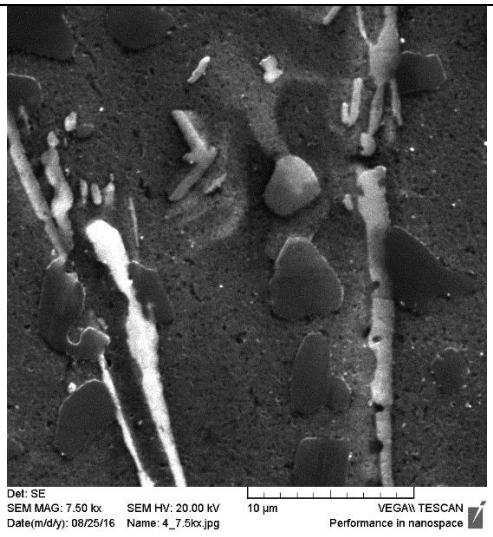
Za uzorak KT fraktografija prikazuje da se lom odvijao uglavnom preko eutektika što znači da je lom duktilan. Na snimku uzorka KTTO također je vidljivo da se lom odvio putem

eutektika s tim da ispitivana površina prikazuje eutektičke kolonije drugačije orijentacije. Snimci sa svjetlosnog mikroskopa pri povećanju od 200x i 500x otkrivaju standardnu mikrostrukturu AlSi7Mg legure (dendriti primarnog aluminija i gusto raspoređeni eutektik u interdenritnim prostorima te intermetalne faze na osnovi željeza). Faznom analiza snimaka pri povećanju od 200x potvrđena je ova tvrdnja.

Usporedbom se uočava razlika u morfologiji između toplinski obrađenog i neobrađenog uzorka. U neobrađenom KT uzorku eutektik je izduženog vlaknastog oblika, dok se u obrađenom KTTO uzorku uslijed toplinske obrade usitnjava i poprima vlaknasti oblik. Ovo je potvrđeno i snimcima sa pretražnog elektronskog mikroskopa.

Tablica 11. Metalografski i mikrostrukturni snimci uzoraka KS i KSTO

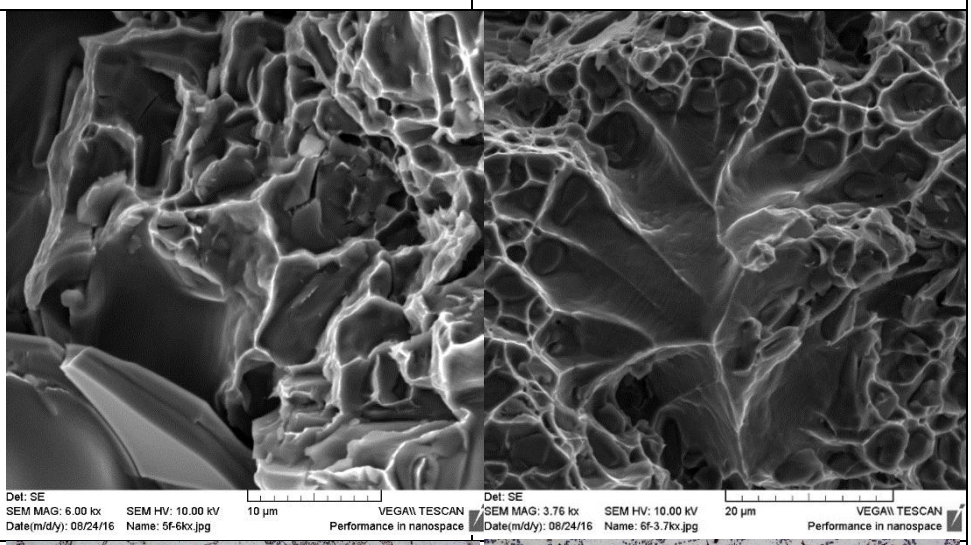
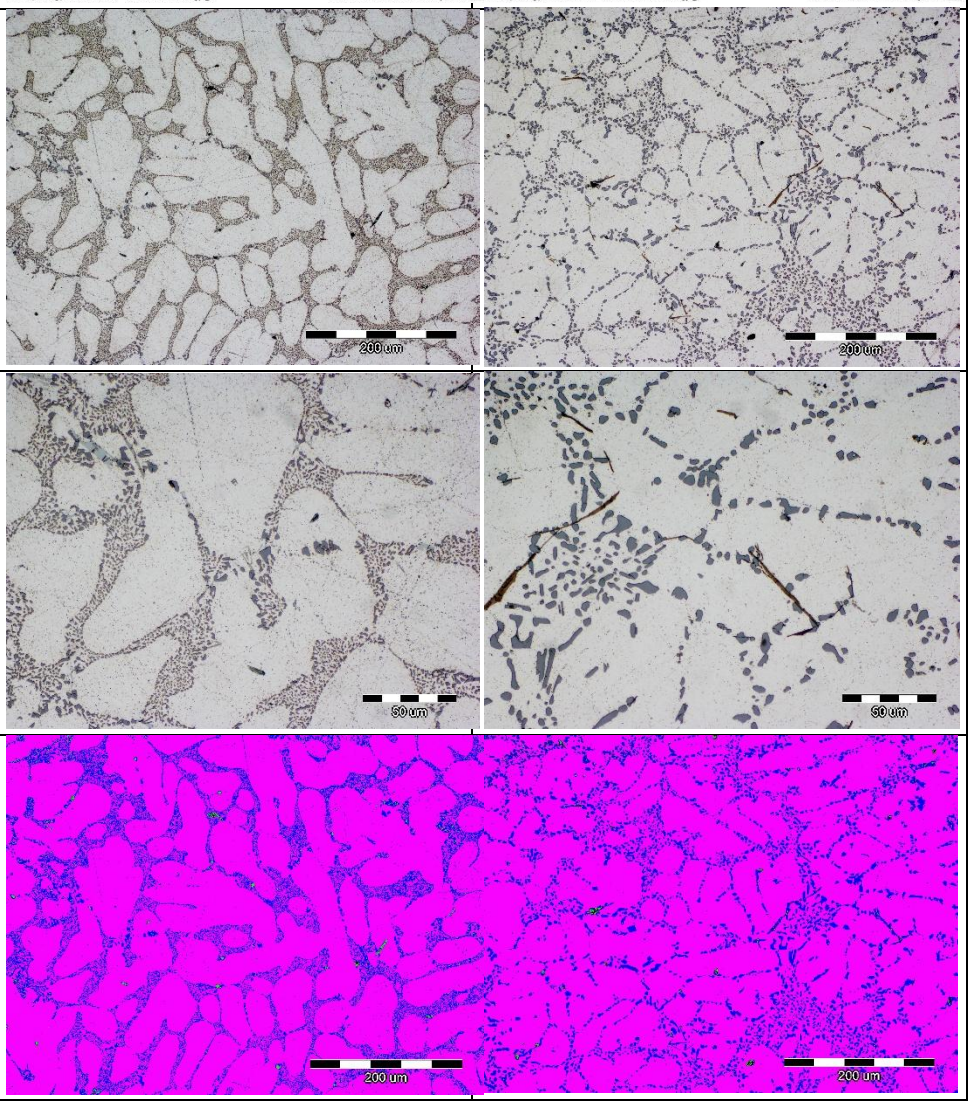
	KS	**KSTO**
Fraktografija		
Metalografija		
		

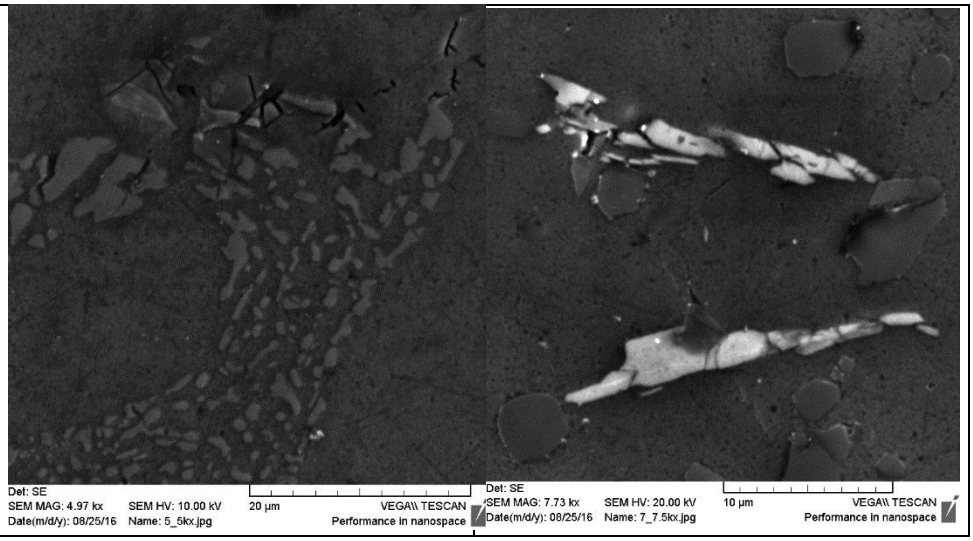
		
Mikrostruktura		

Za uzorak KS fraktografija prikazuje da se lom odvijao uglavnom preko eutektika i primarnih dendrita aluminija što znači da je lom također duktilan. Međutim, ističe se i igličasta morfologija intermetalne željezne faze koja potencijalno može činiti inicijalno mjesto loma. Primarni dendriti su izrazito veliki što upućuje na nisku brzinu hlađenja, a samim tim i skrućivanja. Na snimci uzorka KSTO također je vidljivo da se lom odvio putem eutektika i primarnog aluminija u uglavnom sferoidalnom obliku i razlomljenih dendrita. Snimci sa svjetlosnog mikroskopa pri povećanju od 200x i 500x otkrivaju uobičajenu mikrostrukturu AlSi7Mg legure koja osim dendrita primarnog aluminija, gusto raspoređenog eutektika u interdendritnim prostorima i intermetalnih faza na osnovi željeza ukazuje na izlučivanje sekundarne eutektičke faze Mg_2Si. Faznom analiza snimaka pri povećanju od 200x potvrđena je ova tvrdnja.

Uočava se razlika u morfologiji faza između toplinski obrađenog i neobrađenog uzorka. U neobrađenom KS uzorku eutektik je izduženog vlaknastog oblika, dok u obrađenom KSTO uzorku uslijed toplinske obrade usitnjava i poprima vlaknasti oblik. Ovo je potvrđeno i snimcima sa pretražnog elektronskog mikroskopa, koje osim eutektika prikazuju i karakteristične intermetalne željezne faze Al_5FeSi, ali i intermetalne željezne faze obogaćene na magneziju.

Tablica 12. Metalografski i mikrostrukturni snimci uzoraka NVR i NVRTO

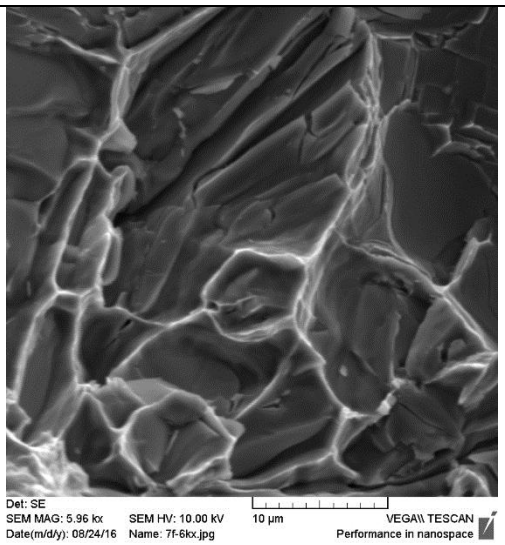
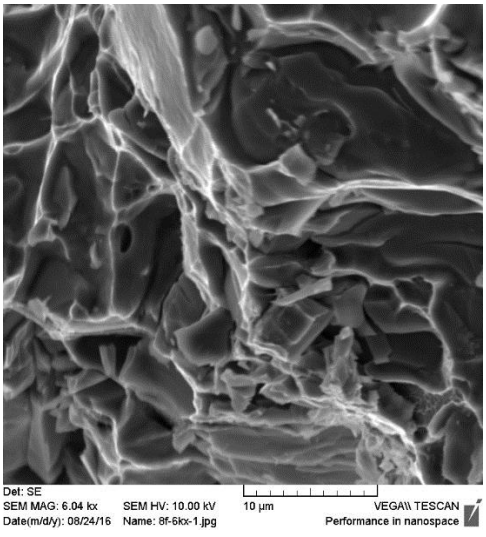
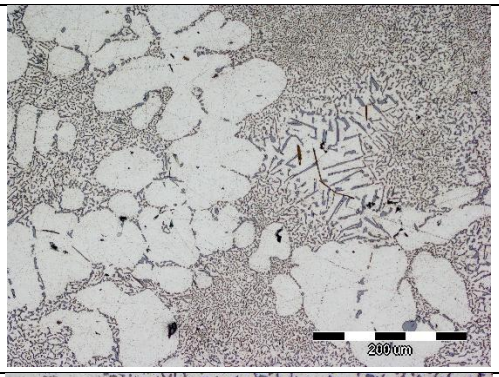
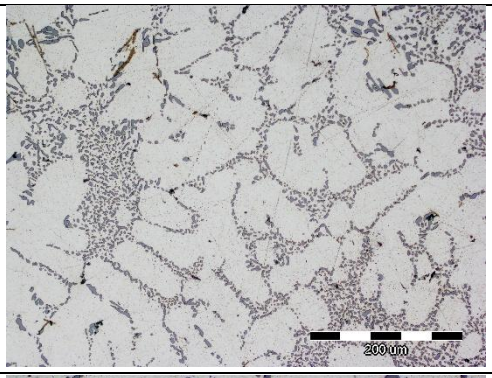
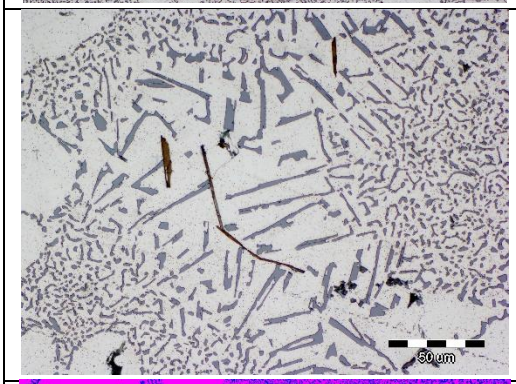
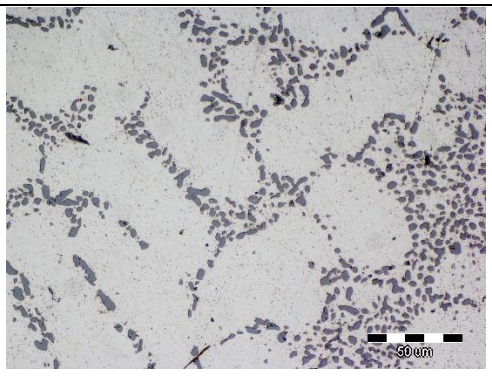
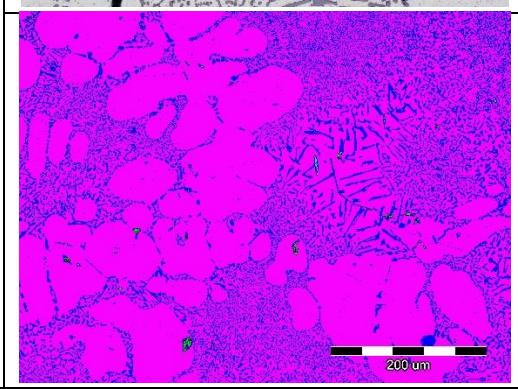
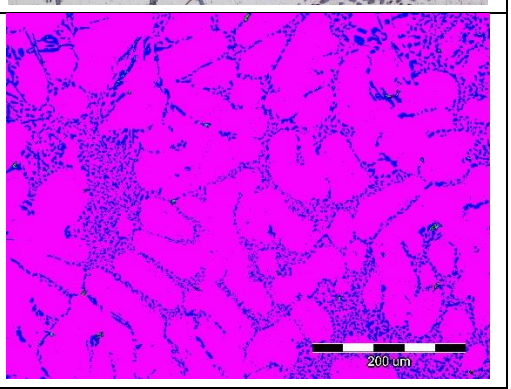
	NVR	NVRTO
Fraktografija	
Metalografija	

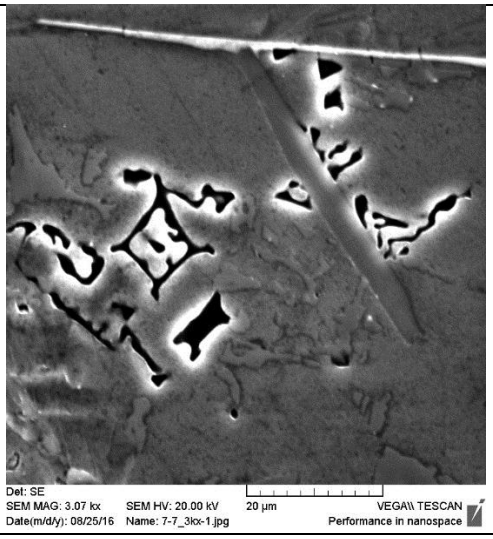
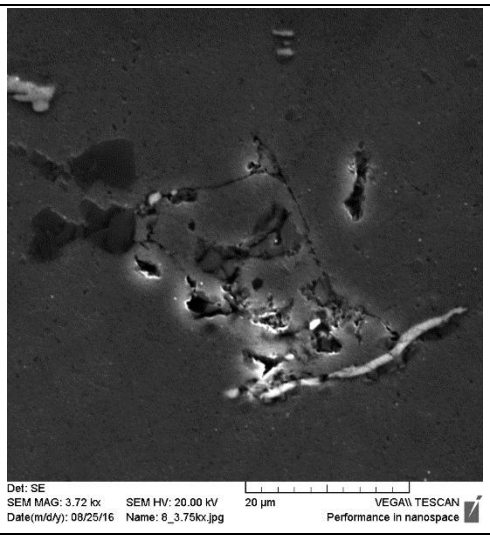
Mikrostruktura	

Fraktografija uzorka NVR također upućuje na činjenicu da se lom odvijao preko eutektika i primarnih dendrita aluminija što znači da je lom također duktilan. Na snimku uzorka NVRTO uočavaju se sitnije eutektičke kolonije koje okružuju interdendritne prostore. Snimci sa svjetlosnog mikroskopa pri povećanju od 200x i 500x otkrivaju uobičajenu mikrostrukturu AlSi7Mg legure s grubim primarnim aluminijem koji uz nešto dendritne pokazuje uglavnom sferoidalnu morfologiju koja se pripisuje očekivano nešto bržem hlađenju, odnosno skrućivanju. Toplinska obrada doprinosi lomu dendritnih grana i sferoidizaciji primarnog aluminija Eutektičke kolonije u okolici primarnog aluminija ispresijecane su željeznim igličastim Al_5FeSi fazama. Izrazito sitne sekundarne eutektičke faze Mg_2Si uočavaju se na granicama eutektičkih zrna. Faznom analiza snimaka pri povećanju od 200x potvrđena je ova tvrdnja.

Veće brzine hlađenja potiču prirodnu modifikaciju eutektičkog silicija te se ne uočava značajna razlika u morfologiji istog u neobrađenom i toplinski obrađenom stanju. Ističe se pogrubljenje primarnog aluminija i eutektičkog silicija nakon toplinske obrade. Elektronska mikroskopija ukazuje na prisustvo sekundarnih euketkičkih faza Mg_2Si i karakterističnih igličastih intermetalnih željeznih faza Al_5FeSi.

Tablica 13. Metalografski i mikrostrukturni snimci uzoraka NRR i NRRTO

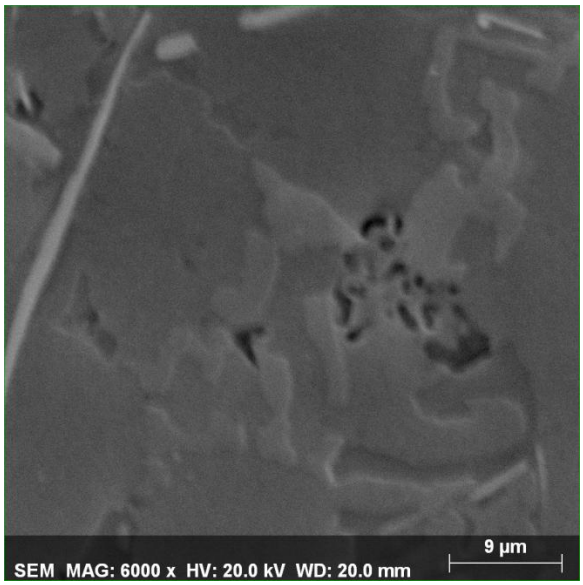
	NRR	NRRTO
Fraktografija		
Metalografija		
		
		

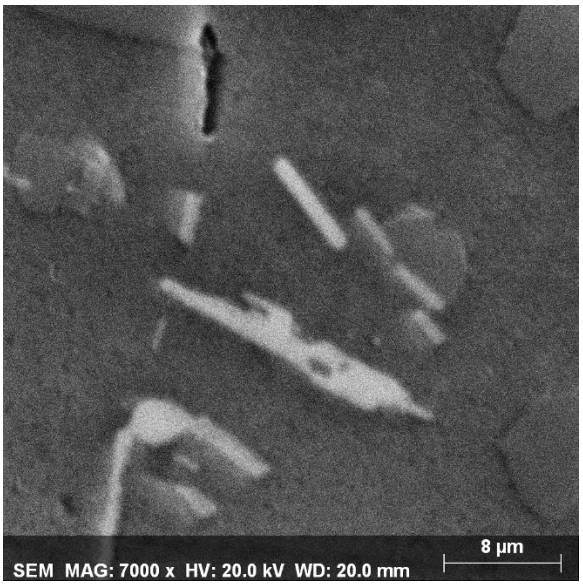
Mikrostruktura		

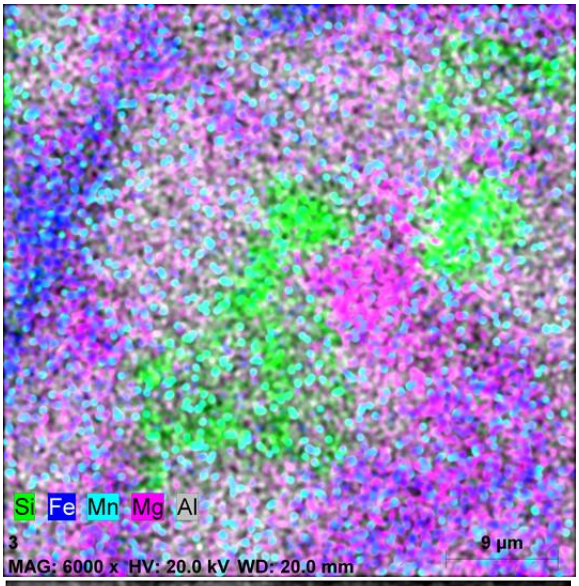
Fraktografija uzorka NRR i NRRTO upućuje na činjenicu da se lom odvijao isključivo preko eutektika što ukazuje da je lom duktilan. Na metalografskim snimkama neobrađenog uzorka ističu se podmodificirana područja vjerojatno zbog izrazito velike debljine stijenke i sporijeg hlađenja, odnosno skrućivanja. Toplinski obrađeni uzorak prikazuje ujednačenu strukturu modificiranog vlaknastog eutektika, ali izrazito pogrubljenje primarnog eutektika koji je uz nešto dendritne morfologije uglavnom izlučen u sferoidalnim morfologijama. Također se u oba uzorka uočavaju intermetalne faze na osnovi željeza, ali i sitne faze sekundarnog eutektika na osnovi magnezija. Sekundarne eutektičke faze Mg2Si izrazitije su u toplinski neobrađenom uzorku. Faznom analiza snimaka pri povećanju od 200x potvrđena je ova tvrdnja.

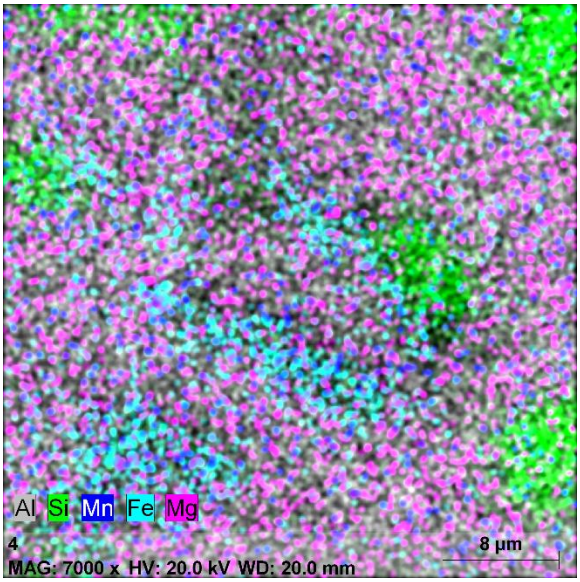
4.4.1. Analiza mikrostrukture i prijelomne površine tehnikom mapiranja

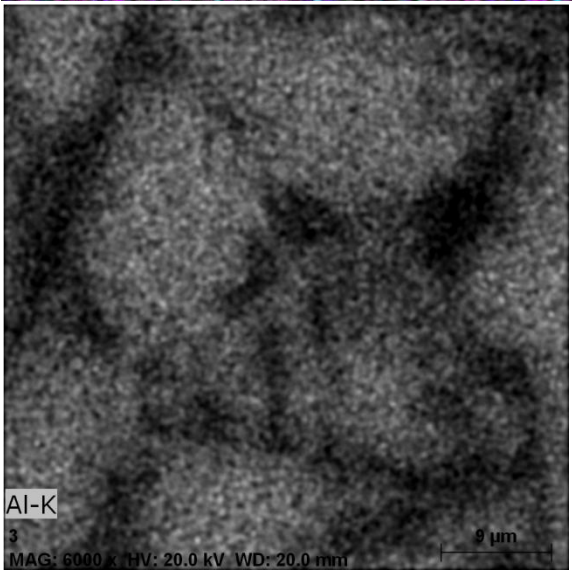
Na slici 59 prikazana je raspodjela elementa u mikrostrukturi uzorka KS i KSTO

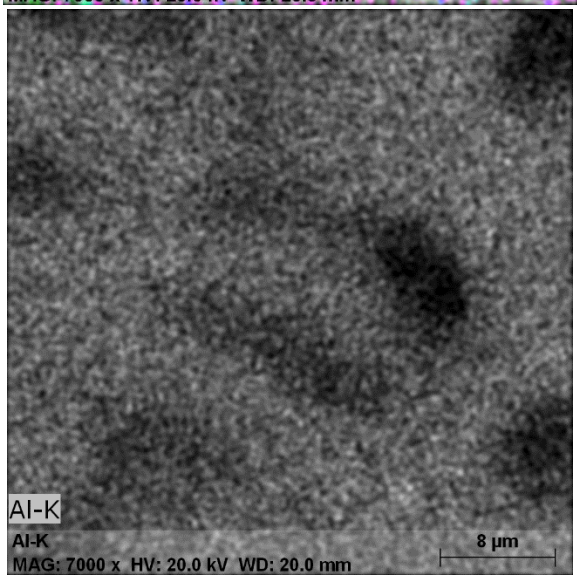


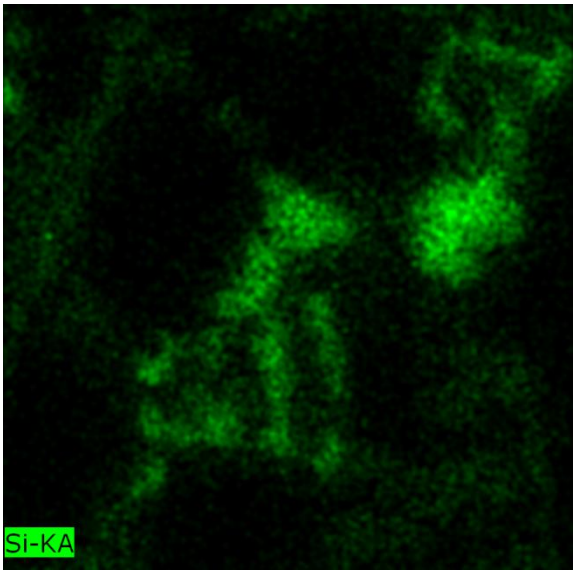


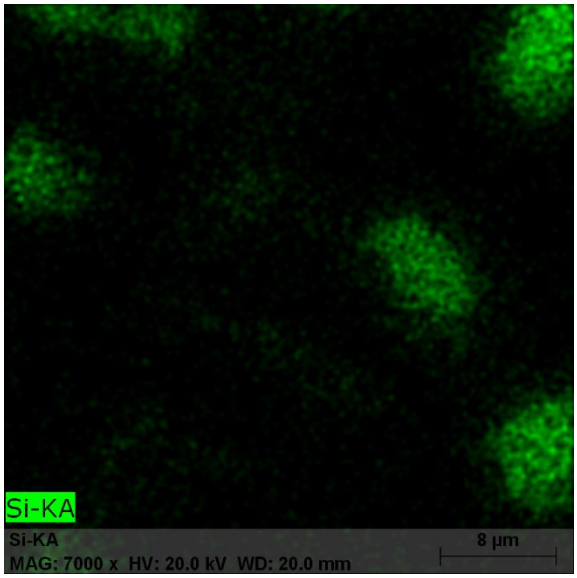

Si Fe Mn Mg Al
3
9 µm
MAG: 6000 x HV: 20.0 kV WD: 20.0 mm

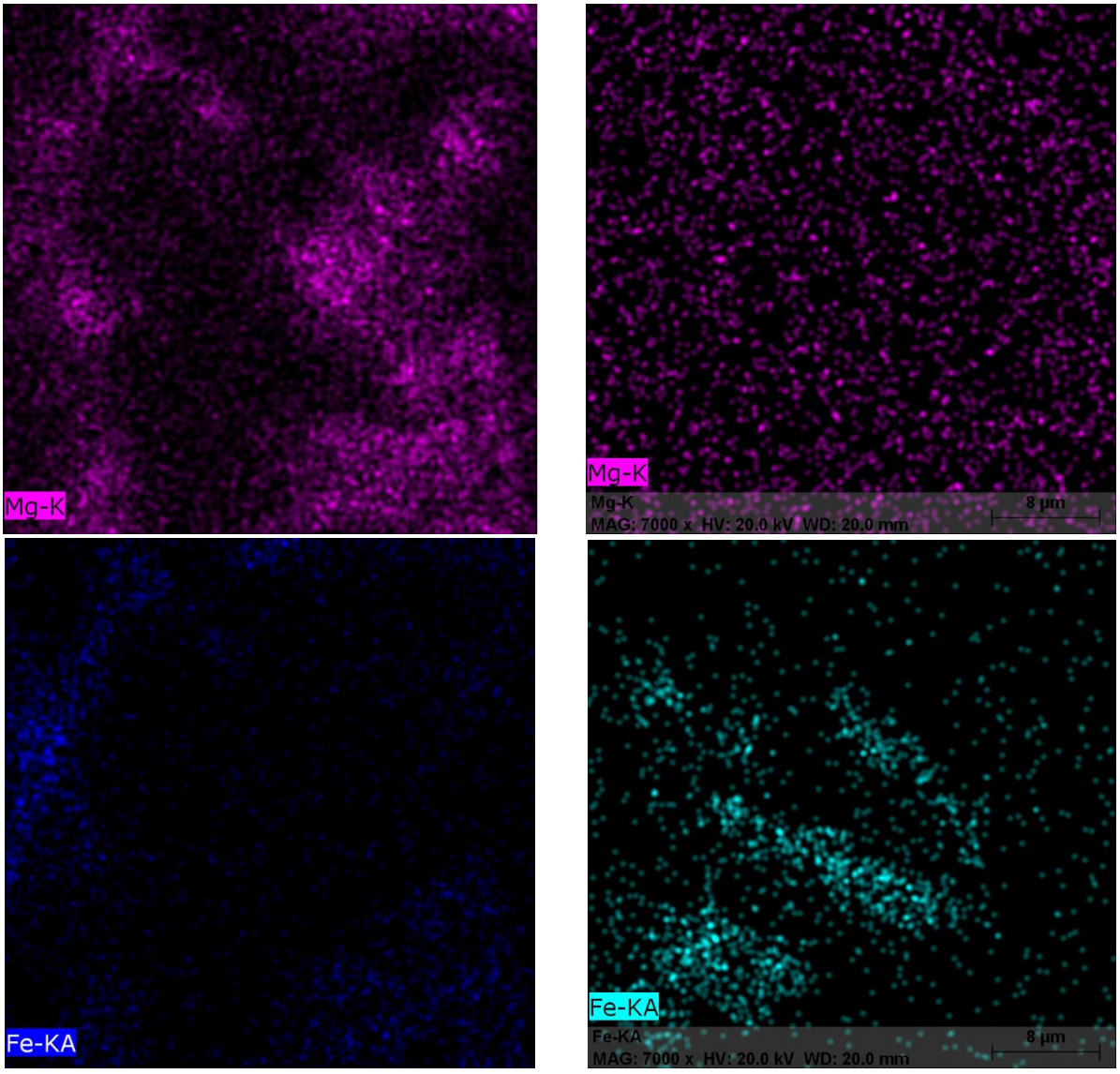

Al Si Mn Fe Mg
4
8 µm
MAG: 7000 x HV: 20.0 kV WD: 20.0 mm


Al-K
3
9 µm
MAG: 6000 x HV: 20.0 kV WD: 20.0 mm


Al-K
Al-K
8 µm
MAG: 7000 x HV: 20.0 kV WD: 20.0 mm


Si-KA


Si-KA
Si-KA
8 µm
MAG: 7000 x HV: 20.0 kV WD: 20.0 mm

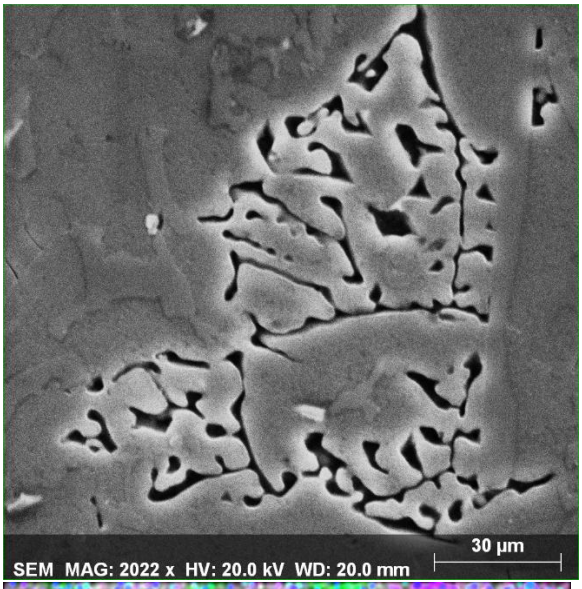


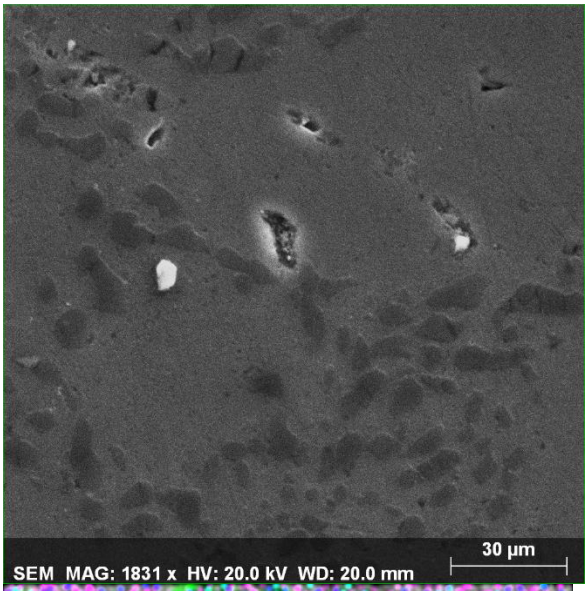
a) b)

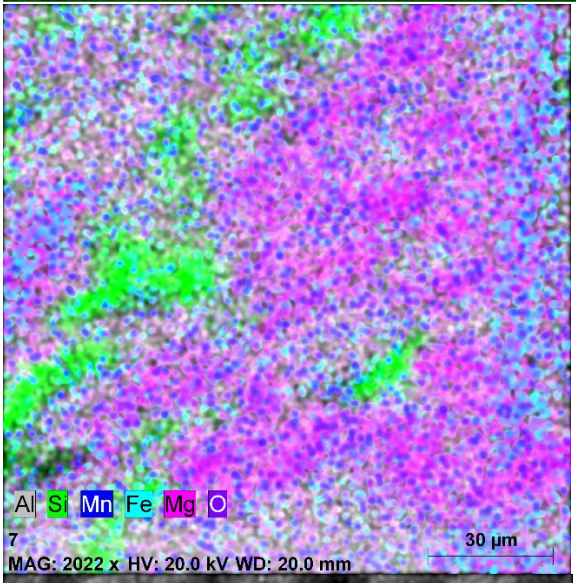
Slika 59. Prikaz raspodjele kemijskih elemenata tehnikom mapiranja
a) u toplinski neobrađenom uzorku KS
b) u toplinski obrađenom uzorku KSTO

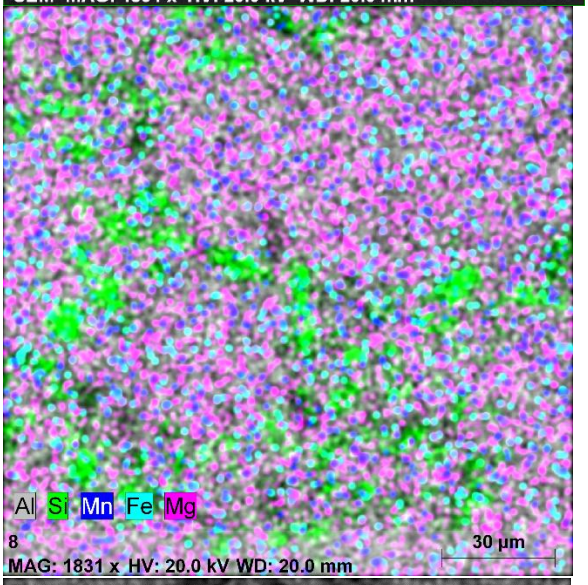
Primjer mikrostrukturne analize na usporednim neobrađenim KS i toplinski obrađenim KSTO uzorcima lijevanim gravitacijski u kokilu potvrđuje pretpostavljenu stehiometriju uočenih mikrostrukturnih konstituenata. Mikrostruktura je sačinjena od primarnog aluminija, eutektika, intermetalnih željeznih faza Al-Fe-Si i Al-Fe-Mg-Si i sekundarnog eutektika Mg-Si u neobrađenom uzorku. Toplinski obrađeni uzorak pokazuje ravnomjernu raspodjelu Mg u metalnoj osnovi.

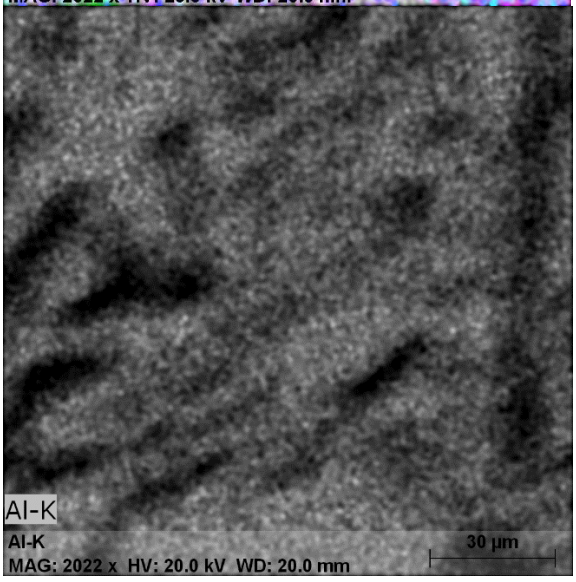
Slikom 60 prikazana je raspodjela kemijskih elementa u mikrostrukturi uzoraka NRR i NRRTO

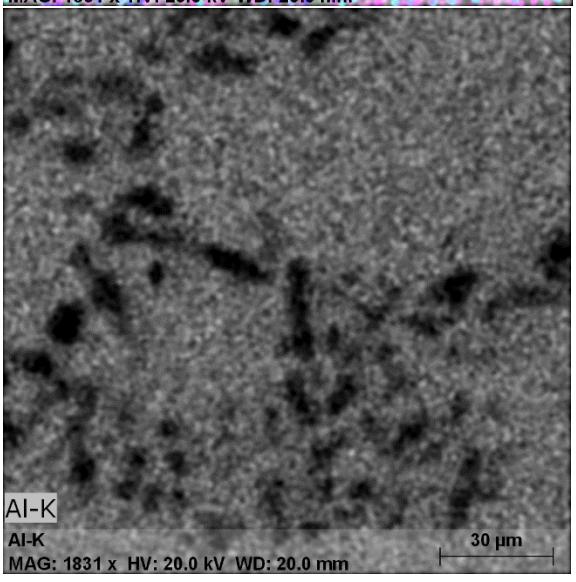

30 µm
SEM MAG: 2022 x HV: 20.0 kV WD: 20.0 mm

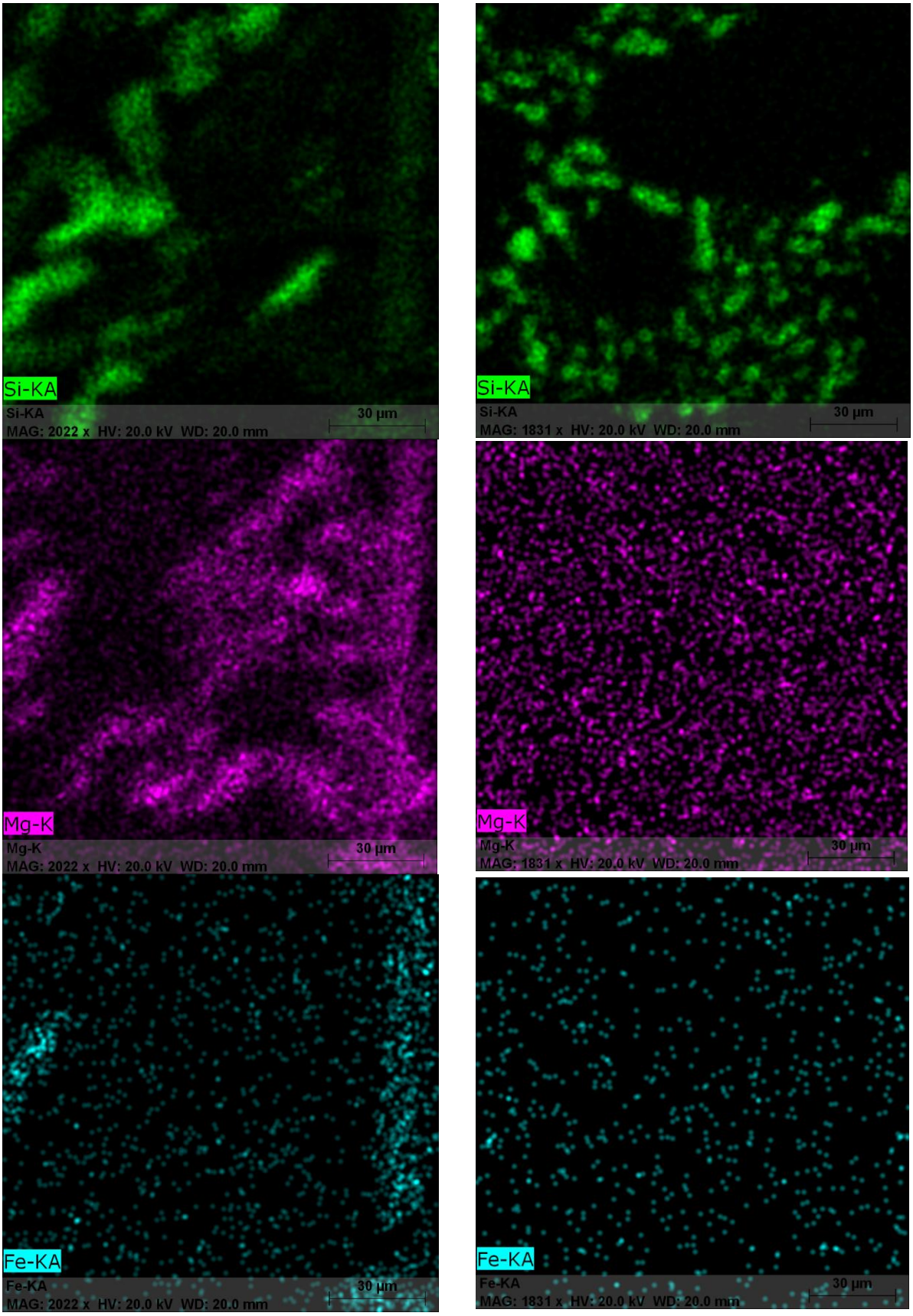

30 µm
SEM MAG: 1831 x HV: 20.0 kV WD: 20.0 mm


Al Si Mn Fe Mg O
7
30 µm
MAG: 2022 x HV: 20.0 kV WD: 20.0 mm


Al Si Mn Fe Mg
8
30 µm
MAG: 1831 x HV: 20.0 kV WD: 20.0 mm


Al-K
Al-K
30 µm
MAG: 2022 x HV: 20.0 kV WD: 20.0 mm


Al-K
Al-K
30 µm
MAG: 1831 x HV: 20.0 kV WD: 20.0 mm



a) b)

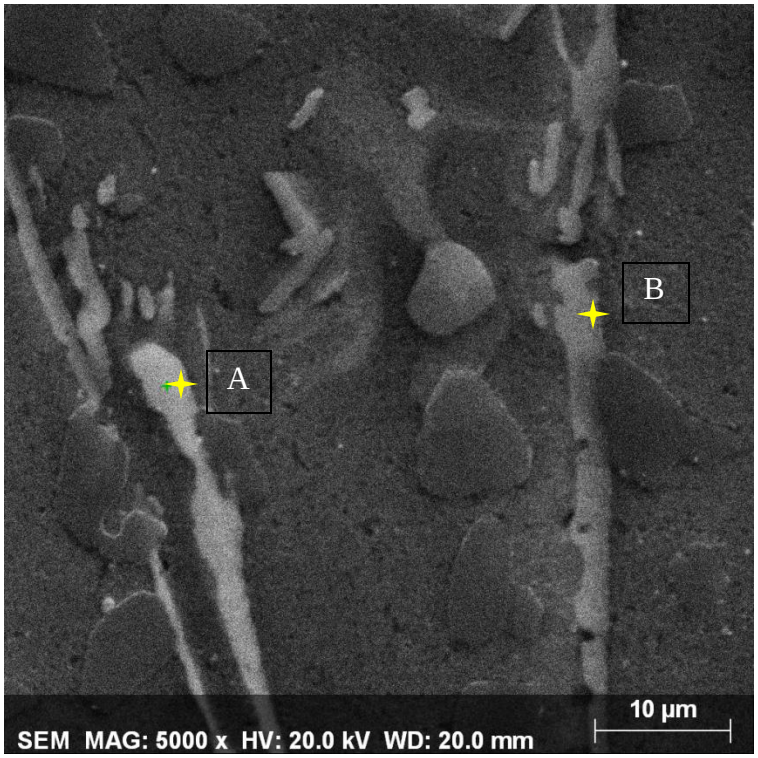
Slika 60. Prikaz raspodjele kemijskih elemenata tehnikom mapiranja
a) u toplinski neobrađenom uzorku NRR
b) u toplinski obrađenom uzorku NRRTO

Mikrostrukturna analiza na usporednim neobrađenim NRR i toplinski obrađenim NRRTO uzorcima lijevanim niskotlačno i pozicioniranim na radijalnom rebru naplatka također je pretpostavljenu stehiometriju uočenih mikrostrukturnih konstituenata. Mikrostruktura je sačinjena od primarnog aluminija, eutektika, intermetalnih željeznih faza Al-Fe-Si i Al-Fe-Mg-Si i sekundarnog eutektika Mg-Si u neobrađenom uzorku. Toplinski obrađeni uzorak ne pokazuje grupiranje Fe i Mg, već naprotiv ravnomjernu raspodjelu Mg u metalnoj osnovi.

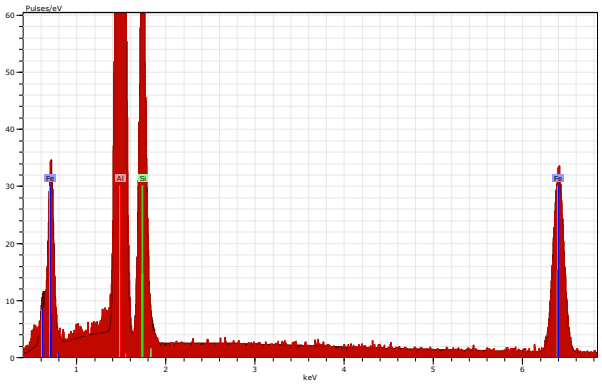
4.4.2. EDS analiza uzoraka AlSi7Mg legure

Na slici 61 prikazani su primjeri mikrostrukturne analize karakterističnih mikrostrukturnih konstituenata u neobrađenim i toplinski obrađenim uzorcima. Analiza energijskim disperzivni spektrometrom iskazuje sadržaj pojedinih kemijskih elemenata te se na osnovu njihovih odnosa može odrediti stehiometrija pojedinačnih faza.

I

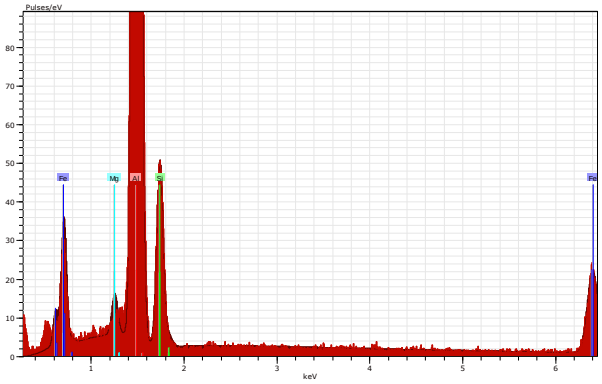


A



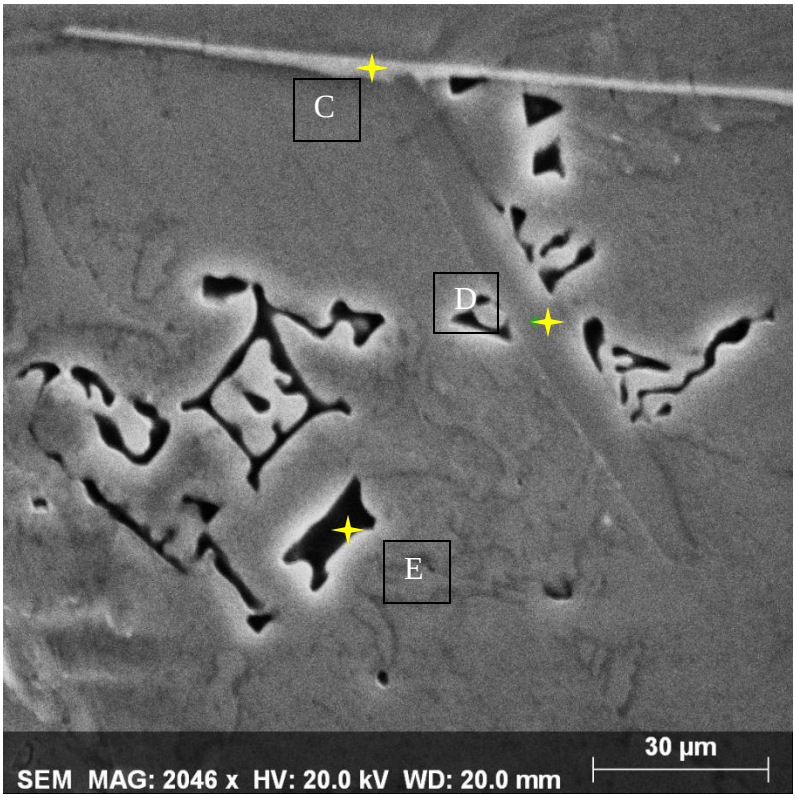
Element	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error [%]
Aluminium	62.37	71.94	2.9
Silicon	12.87	14.26	0.6
Iron	24.76	13.80	0.8
Total:	95.91	100.00	100.00

B

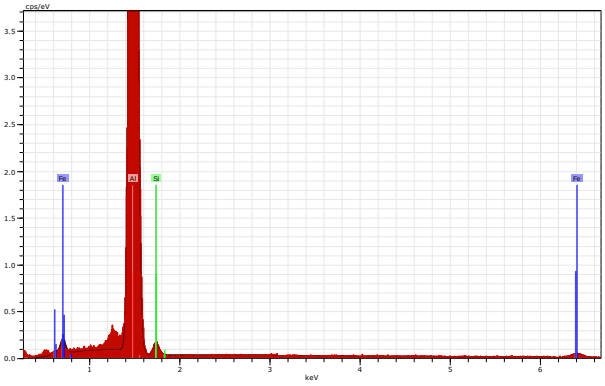


Element	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error [%]
Aluminium	77.92	83.86	3.7
Silicon	7.75	8.02	0.4
Iron	13.34	6.94	0.5
Magnesium	0.99	1.19	0.1
Total:	98.11	100.00	100.00

II

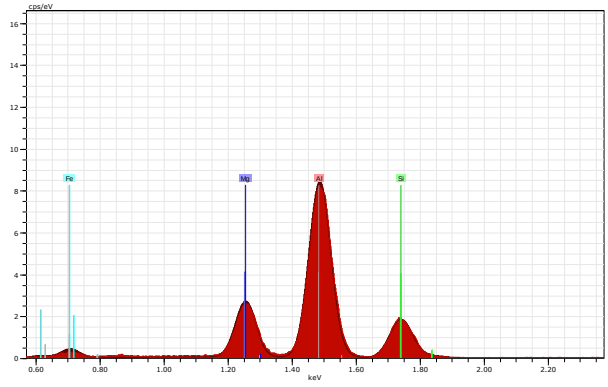


C



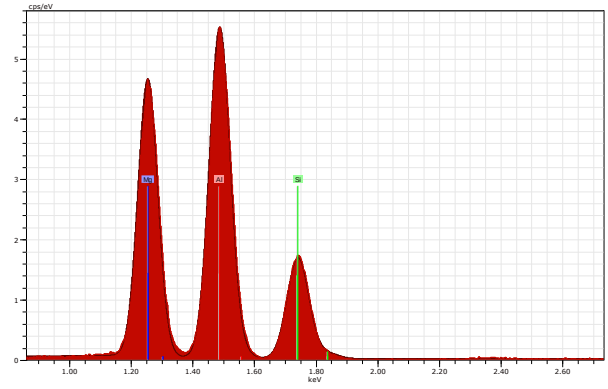
Element	C norm. [wt.%]	C Atom. [at.%]	C Error [%]
Aluminium	96.93	97.84	4.6
Silicon	1.37	1.33	0.1
Iron	1.70	0.83	0.1
Total:	97.95	100.00	100.00

D



Element	C norm. [wt.%]	C Atom. [at.%]	C Error [%]
Aluminium	57.84	60.05	2.9
Silicon	17.76	17.71	0.8
Magnesium	15.37	17.71	0.9
Iron	9.03	4.53	0.3
Total:	102.94	100.00	100.00

E



Element	C norm. [wt.%]	C Atom. [at.%]	C Error [%]
Aluminium	51.08	49.90	2.4
Silicon	20.28	19.04	0.9
Magnesium	28.64	31.06	1.6
Total:	96.83	100.00	100.00

Slika 61. Mikrostrukturna analiza uzoraka AlSi7Mg legure
I) Analiza mikrostrukture uzorka KSTO
II) Analiza mikrostrukture uzorka NRR

Mikrostrukturna analiza ukazuje na sljedeće mikrostrukturne konstituente: primarni aluminij (α-Al), eutektik (α-Al+β-Si), intermetalne željezne faze Al_5FeSi i $Al_8FeMg_3Si_6$ te sekundarnu eutektičku fazu α-Al+Mg_2Si. Neobrađeni uzorci pokazuju izrazitu sklonost ka izdvajanju α-Al+Mg_2Si te su u njima značajno zastupljene igličaste željezne Al_5FeSi faze. U toplinski obrađenim uzorcima Al_5FeSi faza zajedno s Mg uslijed precipitacije pri povišenim temperaturama (530°C) pokazuje veću tendenciju ka stvaranju kompleksne $Al_8FeMg_3Si_6$ faze.

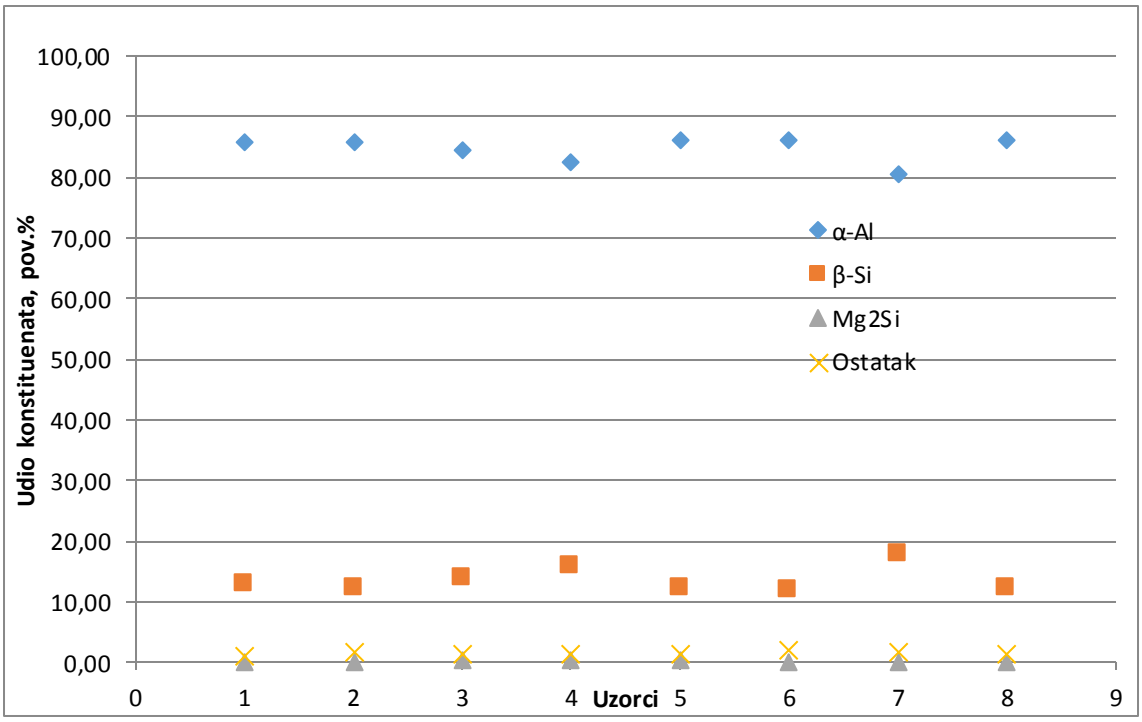
4.5 Korelacija mikrostrukturnih značajki i mehaničkih svojstava AlSi7Mg legure

Fazna analiza pojedinačnih uzoraka definirala je površinski udio ukupnog aluminija (primarnog i sekundarno vezanog u eutektike), eutektički silicij i Mg_2Si fazu kao mjeru za ocjenu postupka provedene toplinske obrade, kako je prikazano na slici 62a i b. Određivanje SDAS-a ukazuje prvenstveno na brzinu hlađenja i obradu taline cijepljenjem. Korelacija SDAS-a te udjela ukupnog aluminija i Mg_2Si faze s mehaničkim značajkama prikazana je na slikama 63a-c. Usporedne vrijednosti u navedenim dijagramima prikazane su tablici 14.

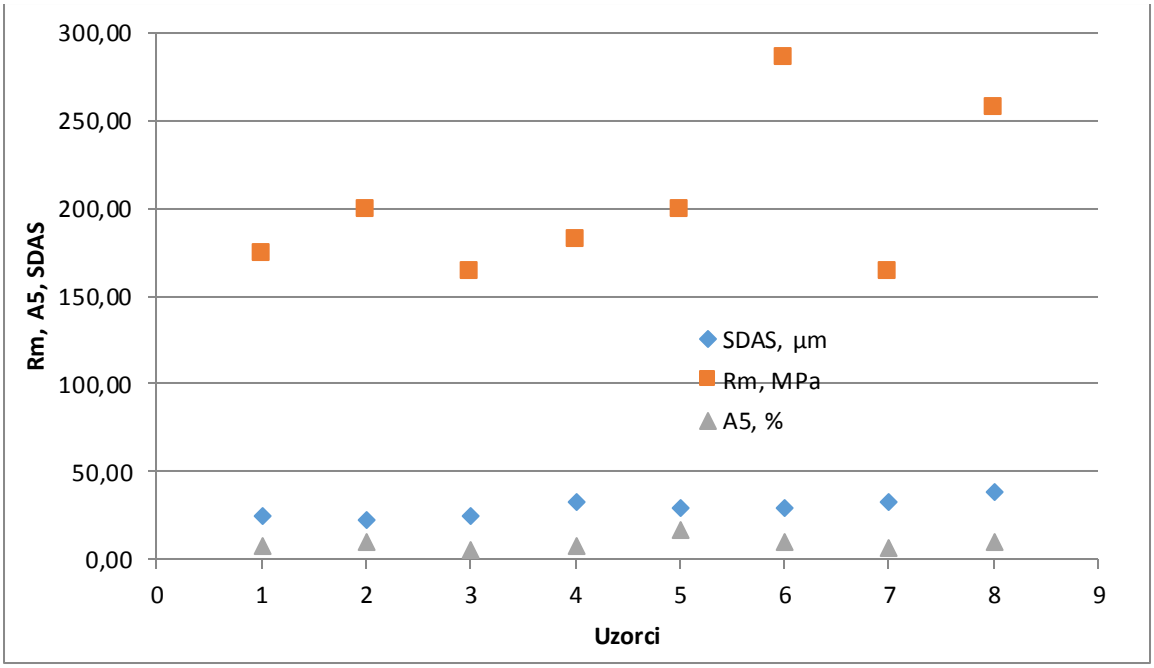
Tablica 14. Usporedne vrijednosti površinskog udjela elemenata, razmaka sekundarnih dendritnih grana i mehaničkih svojstava uzoraka

Uzorak	Sastav, %				SDAS, µm	Rm, MPa	A_5, %
	α-Al	β-Si	Mg_2Si	Ostatak			
KT	85.67	13.00	0.10	0.93	24.66	172.84	6.95
KTTO	85.78	12.41	0.08	1.73	21.95	197.89	9.57
KS	84.48	13.86	0.26	1.40	24.64	163.20	4.50
KSTO	82.62	15.84	0.23	1.31	32.57	181.42	6.77
NVR	86.19	12.11	0.45	1.25	28.28	198.22	16.57
NVRTO	86.08	11.89	0.11	1.92	28.56	284.39	9.42
NRR	80.42	17.76	0.08	1.74	32.13	163.22	5.88
NRRTO	86.25	12.31	0.07	1.37	37.71	256.97	9.42

a)



b)



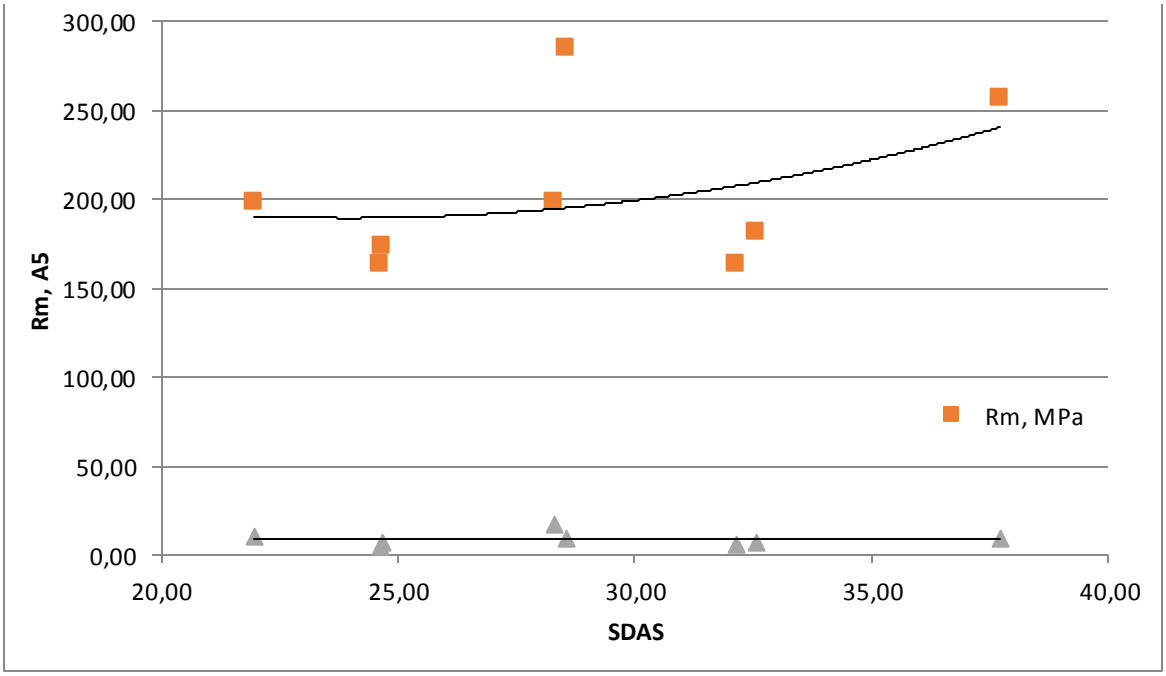
Slika 62. Raspodjela faza i utjecaj mikrostrukture na mehanička svojstva u komparativnim uzorcima

a) površinski udio faza

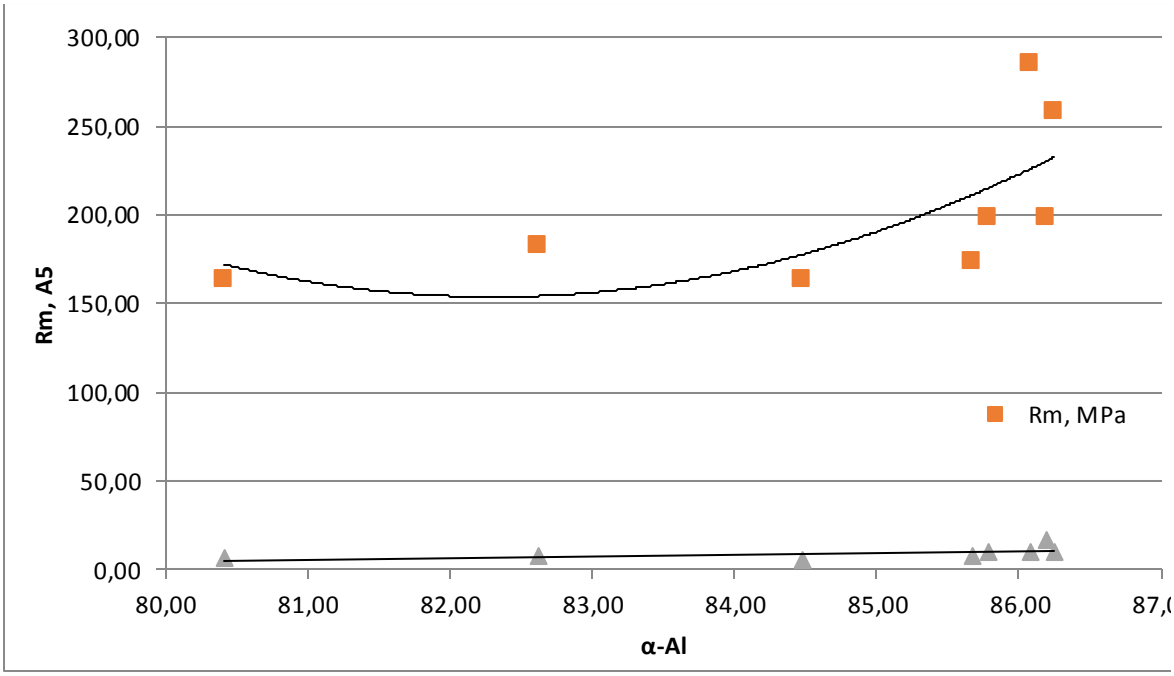
b) mehanička svojstava (R_m, A_5) i mikrostrukturna značajka (SDAS)

Uvidom u površinske udjela pojedinih konstituenata uočava se trend porasta u toplinski obrađenim uzorcima za ukupni aluminij što se pripisuje homogenizaciji strukture i sferoidizaciji primarnog aluminija. Eutektički silicij ne pokazuje ovisnost, dok vrijednosti udjela Mg_2Si opada u toplinski obrađenim uzorcima zahvaljujući njegovoj precipitaciji u metalnu osnovu te vezanju za intermetalne željezne faze. Mehanička svojstva značajno su bolja u niskotlačno lijevanim uzorcima, a pogotovo u toplinski obrađenom stanju. Toplinska obrada općenito povisuje vrijednosti SDAS-a i mehanička svojstava u komparativnim uzorcima.

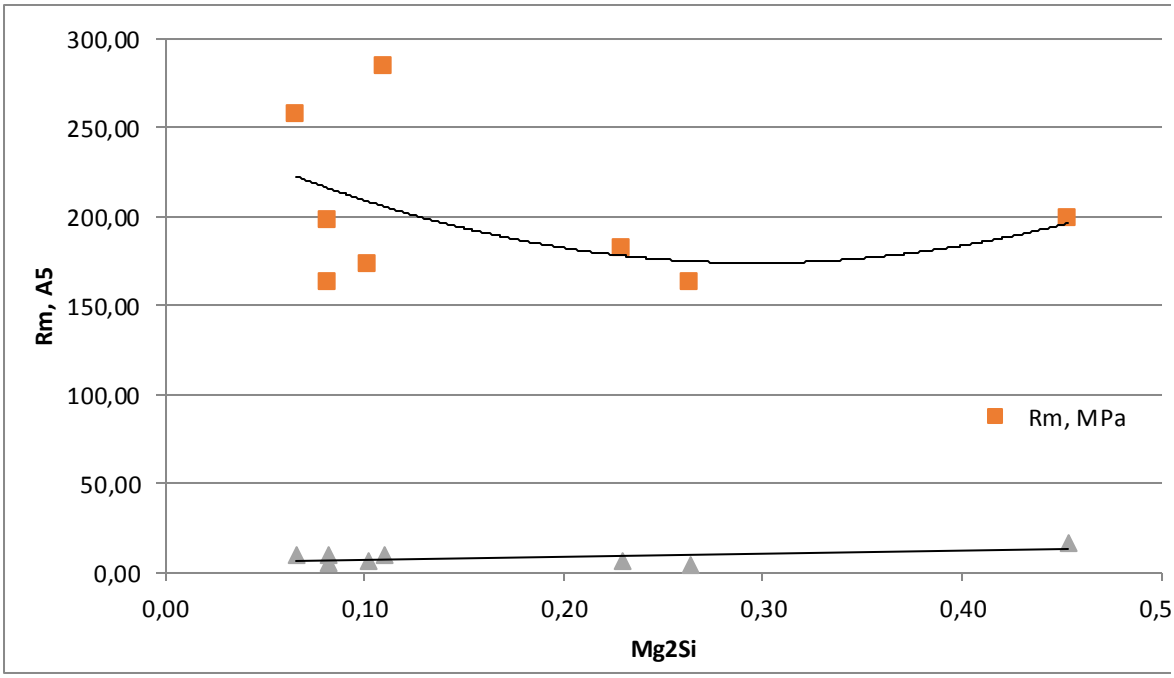
a)



b)



c)



Slika 63. Utjecaj mikrostrukturnih značajki na mehanička svojstva
a) Razmak sekundarnih denritnih grana (SDAS)
b) Udio ukupnog aluminija
c) Udio sekundarne eutektičke faze Mg_2Si

U toplinski obrađenim uzorcima prolaskom kroz fazu homogenizacije pogrubljava primarni aluminij lomljenjem dendritnih grana. To se manifestira povećanjem udjela ukupnog aluminija i povećanjem SDAS-a. Korelacija navedenih mikrostrukturnih značajki s mehaničkim svojstvima ukazuje na povećanje vlačne čvrstoće s povećanjem SDAS-a i udjela ukupnog aluminija. Metalografska i mikrostrukturna ispitivanja dokazala su precipitacijsko očvršćivanje tijekom toplinske obrade uzoraka time što se udio Mg_2Si u površinskoj analizi smanjuje i rezultira većim vrijednostima vlačne čvrstoće R_m. istodobno dolazi do povećanja

istezanja A_5. Osim navedenog, maping analiza je ukazala na homogenu distribuciju sadržaja Mg u mikrostrukturi.

5. ZAKLJUČAK

Hipoteza ovog istraživanja zasniva se na postavkama da će različite brzine hlađenja, a samim tim skrućivanja, primjenom različitih postupaka lijevanja, utjecati na razvoj mikrostrukturnih značajki AlSi7Mg legure. Cilj ispitivanja bio je korelirati dobivene mikrostrukturne i mehaničke značajke s obzirom na postupak lijevanja (brzinu hlađenja) i naknadno provedenu toplinsku obradu. Dobivenim rezultatima ispitivanja uzoraka došlo se do sljedećih zaključaka:

- Ispitivanjem kemijskog sastava AlSi7Mg legure uvidjelo se da je legura podeutektičkog sastava (Si ≈ 7,5 mas. %) što osigurava širok interval skrućivanja. Sadržaj Mg od ≈ 0,3 mas. % je optimalan za primjenu precipitacijskog očvršćivanja toplinskom obradom. Sadržaj Fe je nizak, što ipak ne garantira da se neće izdvajati intermetalne faze koje izlučene u morfologiji iglica, odnosno pločica (Al_5FeSi) imaju nepovoljan utjecaj na mehanička svojstva. Visok sadržaj Mg potiče pozitivan učinak nastajanja kompleksnih intermetalnih Al_8FeMg_3Si faza. Kemijski sastav legure ujedno zadovoljava vrijednosti propisane normom EN 1706:2010.

- Analizom naplinjenosti AlSi7Mg legure određen je indeksa gustoće legure. Vrijednost indeksa gustoće od 1,4 % što će osigurati minimalnu količinu otopljenog H_2 i samim time plinske poroznosti u odljevku. Usporednom analizom indeksa gustoće metalurški neobrađene i obrađene legure ujedno se dobio i uvid u značaj metalurške obrade taline, budući je vrijednost indeksa gustoće višestruko niža za metalurški obrađenu leguru (8,98 > 1,4 %).

- Mehanička svojstva ispitivanih uzoraka iz naplataka su zadovoljavajuća, te ujedno ispunjavaju zahtjeve postavljene normom EN 1706:2010. Usporedbom vrijednosti mehaničkih svojstava za gravitacijski i niskotlačno lijevane uzorke dobio se uvid u utjecaj brzine hlađenja i skrućivanja uz debljinu stjenke na razvoj mikrostrukturnih značajki i mehaničkih svojstava. Uvidom u površinske udjela pojedinih konstituenata uočava se trend porasta u toplinski obrađenim uzorcima za ukupni aluminij što se pripisuje homogenizaciji strukture i sferoidizaciji primarnog aluminija. Eutektički silicij ne pokazuje ovisnost, dok vrijednosti udjela Mg_2Si opada u toplinski obrađenim uzorcima zahvaljujući njegovoj precipitaciji u metalnu osnovu te vezanju za intermetalne željezne faze. Mehanička svojstva značajno su bolja u niskotlačno lijevanim uzorcima, a pogotovo u toplinski obrađenom stanju. Toplinska obrada općenito povisuje vrijednosti SDAS-a i mehaničkih svojstava u komparativnim uzorcima. Metalografska i mikrostrukturna ispitivanja dokazala su precipitacijsko očvršćivanje tijekom toplinske obrade uzoraka time što se udio Mg_2Si u površinskoj analizi smanjuje i rezultira većim vrijednostima vlačne čvrstoće R_m. istodobno dolazi do povećanja istezanja A_5. Osim navedenog, maping analiza je ukazala na homogenu distribuciju sadržaja Mg u mikrostrukturi. Dobivene korelacije su pokazatelj ispravnog vođenja procesa metalurške obrade taline i toplinske obrade.

- Mikrostrukturna analiza ukazuje na sljedeće mikrostrukturne konstituente: primarni aluminij (α-Al), eutektik (α-Al+β-Si), intermetalne željezne faze Al_5FeSi i $Al_8FeMg_3Si_6$ te sekundarnu eutektičku fazu α-Al+Mg_2Si. Neobrađeni uzorci pokazuju izrazitu sklonost ka izdvajanju α-Al+Mg_2Si te su u njima značajno zastupljene igličaste željezne Al_5FeSi faze. U toplinski obrađenim uzorcima Al_5FeSi faza zajedno s Mg

uslijed precipitacije pri povišenim temperaturama (530°C) pokazuje veću tendenciju ka stvaranju kompleksne $Al_8FeMg_3Si_6$ faze.

Ispitivanjima provedenim u okviru ovog rada dokazalo se da je nužno poznavati i svojstava materijala i primijenjenu tehnologiju proizvodnje čiji utjecajni parametri imaju sinergijski učinak na konačnu upotrebnu vrijednost odljevaka. Mikrostrukturne značajke pokazale su se kao preliminarni pokazatelj provedenih postupaka na osnovu kojeg je moguće predvidjeti postignuta svojstva konačnog odljevka.

6. LITERATURA

[1] 26 08. 2016.. [Mrežno]. Available: http://wordpress.mrreid.org/2011/07/15/electricity-consumption-in-the-production-of-aluminium/.

[2] E. L. R. J. G. Kaufman, Aluminum Alloy Castings, Properties, Processes and Applications, Ohio: ASM International, Materials Park, 2005.

[3] H. Baker, Alloy Phase Diagrams, ASM Handbook, Vol. 3., Ohio.: ASM International, Materials Park., 1992..

[4] D. Stefanescu, Science and engineering of casting solidification, New York, 2002.

[5] [Mrežno]. Available: https://tkojetko.irb.hr/documents/8305_444.pdf. [Pokušaj pristupa 28 08 2016].

[6] W. J. B. H. Biloni, Solidification in Physical mettalurgy, Physical metallurgy, Volume I, svez. I, R. Cahn, Ur., Amsterdam, 1996.

[7] K. E. E. M. Y. S. David A. Porter, Phase Transformation in Metals and Alloys 3rd Edition, New York: CRC Press, 2009.

[8] C. J. H. C. A. Loong, Grain rafining of aluminium foundry alloys.

[9] B. J. M. P. Schumacher, »TEM Investigation of Heterogeneous Nucleation Mechanisms in Al-Si Alloys,« *Journal of Non-Crystalline Solids*, pp. 123-128, 2003.

[10] B. Cantor, B. Cantor, Embedded Droplet Measurements and an Adsorption Model of the Heterogeneous Nucleation of Solidification, Materials Science and Engineering A.

[11] A. L. R.-H. R. Abbaschian R., Physical Metallurgy Principles 4th Edition, Stamford: Cengage Learning India, 2008.

[12] D. G. Altenpohl, Aluminum: Technology, Applications, and Environment, A Profile of a Modern Metal, Aluminum from Within – the Sixth Edition, Warrendale, Pennsylvania: The Minerals, Metals & Materials Society (TMS), 1999.

[13] D. J. F. W. Kurz, Fundamentals of Solidification, Switzerland: Trans Tech Publications, 1986.

[14] R. W. Smith, »Solidification of Metals,« *Iron and Steel Institute*, svez. Publication 110, 1968.

[15] W. K. P. Magnin, »Metals handbook,« u *Solidification of Eutectics*, pp. 119-125.

[16] R. P. G. Nagel, »AFS Int. Cast Mat. J.,« svez. 5, br. 2, 1980.

[17] Z. Y. J. Lui, *Acta Metall. Mater.*, svez. 38, br. 9, p. 1625, 1990.

[18] R. E. D.A. Granger, »Solidification of Eutetctics Alloys,« u *Metals Handbook*, svez. 15, ASM, 1992.

[19] N. C. K. T. P. C. F. Unkić, »Mehanizam modifikacije Al-Si eutektika,« *Ljevarstvo 39*, svez. 4, 1997.

[20] A. H. S. Z. lu, »"The Mechanism of Silicon Modification in Aluminium-Silicon Alloys: Impurity Induced Twinning",« *Metallurgical Transactions A*, br. 18A, pp. 1721-1733, 1987.

[21] H. G. M.M. Makhlouf, »The Aluminium-Silicon Eutectic reaction: mechanism and cristallography,« *Journal of Light Metals*, 2002.

[22] [Mrežno]. Available: http://www.intechopen.com/books/heat-treatment-conventional-and-novel-applications/a-review-on-the-heat-treatment-of-al-si-cu-mg-casting-alloys. [Pokušaj pristupa 04 09 2016].

[23] S. Davor, Utjecaj uvjeta skrućivanja i obrade taljevine na mikrostrukturna i mehanička svojstva legure AlSi9MgMn, Sisak: Metalurški fakultet, Sveučilište u Zagrebu, 2012.

[24] L. F. Mondolfo, Aluminum Alloys: Structure and Properties, London-Boston: Butterworths, 1976.

[25] E. A. Association, »Aluminium in cars unlocking the lightweighting potential,« , 2013.

[26] »European Standards: Aluminium and aluminium alloys,« u *EN 1706:2010 Aluminium and aluminium alloys – Castings – Chemical composition and mechanical properties*.

[27] E. 10002-1:2010, Metallic materials-Tensile testing-Part 1: Method of test at ambient temperature.

[28] [Mrežno]. Available: http://www.zpf-gmbh.de/en/produkte.php. [Pokušaj pristupa 29 08 2016].

[29] F. C. M. Stupnišek, Osnove toplinske obrade metala, Fakultet strojarstva i brodogradnje, Sveučilište u Zagrebu, 2001.

[30] [Mrežno]. Available: http://www.3d-mjerenje.com/wp-content/uploads/2014/08/kidalica_Inspekt_Table_Hegewald_Peschke.jpg. [Pokušaj pristupa 30 08 2016].

[31] J. D. H. Q. Han, »Redistribution of particles during solidification,« *ISIJ Int 35*, pp. 693-699, 1995.

7. ŽIVOTOPIS

OSOBNI PODACI

Ime i prezime: Vanja Šuica
Datum i mjesto rođenja: 27.08.1989., Sisak
Adresa: Tina Ujevića 14, Sisak
GSM: 098 1930 651
E-mail: vanja.suica@hotmail.com

OBRAZOVANJE

2004-2008. Tehnička škola Sisak, Računalni tehničar za strojarstvo
2011-2016. Sveučilište u Zagrebu, Metalurški fakultet

RADNO ISKUSTVO

2009-2016, inventure u tregovačkim centrima
2010. SDP, telefonsko anketiranje
2012. *Dm*-drogerie markt Hrvatska, tajni kupac
2013. Limpak d.o.o., skladištar
2016. Javno bilježnički ured, arhiva

VJEŠTINE

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

ZNANSTVENI RADOVI NA KONFERENCIJAMA

Z. Zovko Brodarac, T. Holjevac Grgurić, V. Šuica, J. Kalinić, **Thermodynamic stability of microconstituents in AlSi11 alloy,** *Book of Abstracts 3rd Central and European Conference on Thermal Analysis and Calorimetry* / Rotaru, Andrei; Cerc Korošec, Romana (ur.)., Greifswald, Njemačka : Central and European Comittee for Thermal Analysis and Calorimetry, 2015. 109-109 (predavanje,međunarodna recenzija,sažetak,znanstveni)

Z. Zovko Brodarac, J. Kalinić, V. Šuica, **Solidification sequence of AlSi11 alloy** // *55th International Foundry Conference Portorož 2015, Conference Proceedings* / Križman, Alojz (ur.)., Ljubljana : Društvo livarjev Slovenije, 2015. 62-63 (pozvano predavanje,međunarodna recenzija,objavljeni rad,znanstveni).

STRUČNE AKTIVNOSTI

V. Šuica, Z. Zovko Brodarac, Niskotlačno lijevanje AlSi11 legure, 15. Međunarodno savjetovanje ljevača – Temelj konkurentne proizvodnje odljevaka, Studentska poster sekcija, Ljerka Slokar, ur., Sveučilište u Zagrebu Metalurški fakultet, Sveučilište Sjever, Univerza v Ljubljani Naravoslovnotehniška fakulteta, Elkem AS, Opatija, 11.-13. svibnja 2016., 1

V. Šuica, Niskotlačno lijevanje AlSi11 legure, Tehnologijada 2015, Sveučilište u Zagrebu Fakultet kemijskog inženjerstva i tehnologije, Rovinj, 4.-10. svibnja 2015.