

UNIVERZITET U BEOGRADU
TEHNOLOŠKO - METALURŠKI FAKULTET

Milena M. Ćosić

**Korelacija parametara Rheocasting
procesa-strukture i svojstva nadeutektničkih
aluminijum-silicijum legura**

doktorska disertacija

Beograd, 2013.

UNIVERSITY OF BELGRADE
FACULTY OF TECHNOLOGY AND METALLURGY

Milena M. Ćosić

**The correlation of rheocasting process
parameters - structure and properties of
hypereutectic aluminium – silicon
alloys**

Doctoral Dissertation

Belgrade, 2013.

Mentor:

Dr Zagorka S. Aćimović-Pavlović, redovni profesor
Tehnološko-metalurški fakultet, Beograd

Članovi komisije:

1. Dr Karlo Raić, redovni profesor
Tehnološko - metalurški fakultet, Beograd
2. Dr Marina Dojčinović, docent
Tehnološko - metalurški fakultet, Beograd
3. Dr Anja Terzić, naučni saradnik
Institut IMS, Beograd

Kandidat

Mr Milena M. Ćosić. dipl.inž.

Datum odbrane
Doktorske disertacije:

Ova doktorska disertacija urađena je pod rukovodstvom dr Zagorke S. Aćimović-Pavlović, red.prof. Tehnološko-metalurškog fakulteta u Beogradu kojoj se zahvaljujem na svestranoj pomoći u toku rada.

Zahvalnost dugujem dr Karlu Raiću, red.prof. Tehnološko metalurškog fakulteta u Beogradu na naučno stručnoj pomoći pri izradi doktorske disertacije.

Zahvalnost dugujem dr Marini Dojčinović, docentu Tehnološko-metalurškog fakulteta u Beogradu i dr Anji Terzić, naučnom saradniku Instituta za ispitivanje materijala RS u Beogradu koje su rukovodile delom doktorske disertacije.

Na kraju, zahvaljujem se majci i sestri kao i prijateljima koji su me svesrdno podržavali tokom izrade ove disertacije.

SADRŽAJ

UVOD	1
TEORIJSKI DEO	
1. STRUKTURA, SVOJSTVA I PRIMENA ALUMINIJUM-SILICIJUM LEGURA	7
1.1. Kratak pregled osnovnih delova SUS motora i izbor materijala za izradu klipova	11
1.2. Zavisnost karakteristika eutektičkih i nadeutektičkih legura sistema Al-Si od morfologije primarnih kristala silicijuma	15
1.2.1. Uticaj legirajućih elemenata na karakteristike klipnih legura	18
1.2.2. Uticaj primesa na svojstva klipnih legura	20
1.2.3. Uticaj intermetalnih faza na svojstva klipnih legura	21
1.3. Fizička svojstva klipnih legura	22
1.4. Teorija modifikacije	25
1.4.1. Hemijska modifikacija livene Al –Si mikrostrukture	25
1.4.2. Hemijska modifikacija eutektičkih silicijumovih čestica	26
1.4.3. Hemijska modifikacija primarnih čestica silicijuma	27
1.4.4. Fizičke metode rafinacije livene mikrostrukture Al –Si legura	31
1.4.5. Rafinacija livene mikrostrukture pomoću mehaničkog mešanja- reokasting	33
1.5. Zavisnost svojstava klipnih legura od termičke obrade	34
2. DOSTIGNUĆA I TENDENCIJE U OBLASTI ISPITIVANJA I PROJEKTOVANJA NOVIH METODA LIVENJA U POLUOČVRSLJOM STANJU	35
2.1. Reokasting postupak	35
2.2. Tiksokasting postupak	37
2.3. Analiza formiranja sfernih čestica za vreme reokasting procesa	39
2.3.1. Uticaj gustine čestica na formiranje strukture u reokasting procesu	39
2.3.2. Konvekција	39
2.3.3. Dendritna fragmentacija	41
2.3.4. Čestična stabilnost	41
2.3.5. Tečljivost reokast legura	42
2.4. Uticaj procesnih parametara na viskozitet	42
2.4.1. Metalurški parametri	44
2.4.1.1. Udeo čvrste faze	44
2.4.1.2. Morfologija primarnih faza	46
2.4.1.3. Veličina čestica i njihova raspodela	46
2.4.1.4. Hemijski sastav legure i temperatura livenja	47

2.5.	Procesni parametri	48
2.5.1.	Smicajne sile i smicajna brzina	48
2.5.2.	Temperatura	49
2.5.3.	Veličina ispitivanih uzoraka	49
2.6.	Ravnotežni modeli koji objašnjavaju razvoj sferne morfologije za vreme reokast procesa	50
2.6.1.	Ravnotežni model	50
2.6.2.	<i>Scheil</i> model	52
2.6.3.	LDC model	54
3.	RAZVOJ KOMPOKASTING PROCESA ZA DOBIJANJE KOMPOZITA SA OSNOVOM AlSi18CuMgNi LEGURE OJAČANE ČESTICAMA SILICIJUM – KARBIDA	60
3.1.	Tehnike izrade metal matričnih kompozita	61
3.1.1.	Procesi sa prisustvom rastopa	61
3.1.2.	Procesi sa prisustvom čvrste faze	62
3.1.3.	Dvofazni procesi	62
3.1.4.	Taložne tehnike	63
3.1.5.	Proces <i>in situ</i>	63
3.1.6.	Fizičko mehanička svojstva čestičnih kompozita	65
3.2.	Kavitacija	70
3.2.1.	Uticaj mikrostrukturnih karakteristika, tvrdoće i korozije na kavitaciono ponašanje materijala	72

EKSPERIMENTALNI DEO

4.	OSNOVNI PRISTUP I CILJ ISTRAŽIVANJA	74
4.1.	Pregled korišćenih sirovina	76
4.2.	Oprema korišćenja za izvođenje eksperimenata	76
4.2.1.	Oblik i dimenzije mešača	78
4.2.2.	Oprema za ispitivanje kavitacione otpornosti uzoraka	78
4.3.	Izvođenje procesa topljenja i livenja	79
4.3.1.	Opis reokasting procesa	80
4.3.2.	Opis kompokasting procesa	80
4.4.	Metode ispitivanja	82
4.4.1.	Ispitivanja strukture	82
4.4.1.1.	Priprema uzoraka za metalografska ispitivanja	83
4.4.2.	Ispitivanje mehaničkih svojstava	83
4.4.3.	Kavitaciona ispitivanja	84
4.4.4.	Kvalitativna mineraloška analiza uzoraka ojačivača SiC	84
4.4.5.	Analiza slike	85
4.4.6.	Određivanje ekvivalentnog prečnika	86
4.4.7.	Određivanje udela čvrste faze u strukturi	87
4.4.8.	Određivanje gustine α –Al čestica	87
4.4.9.	Određivanje lokalne brzine očvršćavanja	88
4.4.10.	Fragmentaciono – aglomeracioni mehanizam	88

5. REZULTATI I DISKUSIJA	91
5.1. Određivanje krive hlađenja i lokalne brzine hlađenja rastopa	91
5.2. Karakterizacija strukture uzoraka dobijenih gravitacionim kokilnim livenjem (serija A)	92
5.3. Formiranje mikrostrukture u uzorcima dobijenim reokasting postupkom livenja (serija B ₁)	95
5.3.1. Raspodela čestica silicijuma	96
5.3.2. Određivanje ekvivalentnog prečnika primarnih Si čestica	97
5.3.3. Određivanje veličine i gustine čestica α –Al faze	100
5.4. Formiranje mikrostrukture u uzorcima dobijenim reokasting postupkom livenja (serija B ₂)	107
5.4.1. Mikrostruktura u livenom stanju	107
5.4.2. Raspodela čestica silicijuma	108
5.4.3. Određivanje ekvivalentnog prečnika primarnih Si čestica	109
5.4.4. Određivanje veličine i gustine čestica α –Al faze	110
5.5. Formiranje mikrostrukture u uzorcima dobijenim reokasting postupkom livenja (serija B ₃)	118
5.5.1. Mikrostruktura u livenom stanju	118
5.5.2. Raspodela čestica silicijuma	119
5.5.3. Određivanje ekvivalentnog prečnika primarnih Si čestica	120
5.4.4. Određivanje veličine i gustine čestica α –Al faze	121
5.6. Analiza uticaja brzine mešanja poluočvrslog rastopa na ekvivalentni prečnik Si čestica	129
5.7. Analiza uticaja oblika mešača na strukturu i svojstva reokast uzoraka (uzorci serije D i E)	130
5.7.1. Mikrostrukture uzoraka serije D i E	130
5.8. Rezultati merenja tvrdoće uzoraka	133
5.9. Dobijanje AlSi18CuMgNi/SiC kompozita primenom kompokasting postupka	134
5.10. Rezultati merenja kavitacione brzine uzoraka	138
ZAKLJUČAK	147
LITERATURA	149

**KORELACIJA PARAMETARA RHEOCASTING
PROCESA - STRUKTURE I SVOJSTVA NADEUTEKTIČKIH
ALUMINIJUM – SILICIJUM LEGURA**

IZVOD

Nadeutektičke Al-Si legure su našle široku primenu u automobilske i avio industriji zbog odlične otpornosti na koroziju i habanje, niskog koeficijenta termičkog širenja, dobre čvrstoće, odlične livkosti i male gustine. Svojstva nadeutektičkih Al – Si legura zavise od karakteristika njihove livene mikrostrukture koja se mogu poboljšati mikrostrukturnim promenama. U okviru ovog rada poboljšanje mehaničkih svojstava (tvrdoće) i kavitacione otpornosti realizovani su sledećim promenama: promenom veličine, morfologije (oblika) i raspodele primarnih i eutektičkih Si čestica.

Da bi se postigla transformacija dendritne u ne-dendritnu strukturu, poluočvrsti rastop AlSi18CuMgNi legure izlagan je dejstvu smicajnih sila nastalih mehaničkim mešanjem. Mešanje rastopa legure, primenom mešača oblika ploče, izvedeno je u temperaturnom intervalu između solidus i likvidus temperature sa postepenim povećanjem brzine mešanja od 500 do 1500 o/min. Odlivci kompozita AlSi18CuMgNi/SiC dobijeni su primenom kompokasting postupka. Kao ojačivač korišćen je SiC sa prosečnom veličinom čestica 30 μm .

Kavitaciona otpornost materijala, kao što su legure metala, zavise od mehaničkih svojstava posebno tvrdoće. Reokast uzorci dobijeni pri većoj brzini hlađenja i smicanja pokazali su najveću tvrdoću. Vrednost tvrdoće reokast uzoraka je opadala sa porastom vremena mešanja usled aglomeracionih procesa. Kavitaciona otpornost konvencionalnih (gravitaciono kokilno livenje), reokast i odlivaka kompozita procenjena je primenom ultrazvučne vibracione metode sa stacionarnim uzorkom. Gubitak mase odlivaka za vreme ispitivanja određivan je analitičkom metodom. Mikrostruktura i morfologija oštećene površine testiranih materijala ispitivane su primenom optičkog (OM) i skenirajućeg elektronskog mikroskopa (SEM).

Prema rezultatima kavitacionog ispitivanja, utvrđeno je da kavitaciona brzina AlSi18CuMgNi/SiC kompozita je tri puta niža u poređenju sa konvencionalnim i reokast odlivcima, usled prisustva čestica ojačivača.

Osim toga, eksperimentalna zapažanja su korišćena za simulaciju odnosa gubitaka mase i vremena, nastalih tokom kavitacionog ispitivanja. Rezultati ispitivanja pokazuju da se odnos gubitka mase i vremena može simulirati primenom linearnih i kvadratnih jednačina. Postignuta je dobra korelacija između eksperimentalnih rezultata i predloženih krivih. Rezultati ovog istraživanja ukazuju da se jednačine linearne i kvadratne mogu koristiti kao kontrolni alat za praćenje i prognozu gubitaka mase u kavitacionim uslovima.

Ključne reči: Al –Si legure, reokasting, kompokasting, mikrostruktura, kavitaciona otpornost

Naučna oblast: Metalurgija

Uža naučna oblast: Livarstvo

UDK: 621.74

**THE CORRELATION OF RHEOCASTING PROCESS PARAMETERS
STRUCTURE AND PROPERTIES OF HYPEREUTECTIC
ALUMINIUM – SILICON ALLOYS**

ABSTRACT

Hypereutectic Al-Si alloys are widely used in the automobile and aerospace industries because they exhibit excellent wear and corrosion resistance, low coefficient of thermal expansion, good strength, excellent castability and low density. The properties of hypereutectic Al-Si alloys depend on the characteristics of their cast microstructure and they can be improved by microstructure changes. In this paper, the improvements in the mechanical properties (hardness), cavitation resistance were realized with the following changes: size, morphology (or shape), and distribution of primary and Si eutectic particles. The semi-solid melt of the AlSi18CuMgNi alloy was exposed to shear forces (caused by mechanical mixing) in order to achieve transformation of dendritic into the non-dendritic structure. Mixing of the melt (active part of the paddle stirrer) was performed in the temperature range between liquidus and solidus temperatures with a gradual increase in mixing speed from 500 to 1500 rpm. Aluminium matrix composite AlSi18CuMgNi/SiC castings were prepared using the compocasting technique. The reinforcements used were silicon carbide (SiC) particles with an average size of 30 μm . The cavitation resistance of materials such as metal alloys depends of mechanical properties (especially hardness) and microstructure. The maximum in hardness for rheocast sample obtained by higher cooling rate and higher stirring speed was achieved. The hardness values for rheocast sample decrease with increasing the stirring time due to agglomeration process. The cavitation resistance of conventional, rheocast and composite castings was evaluated by using an ultrasonically induced cavitation test method. Mass loss of castings during testing time was measured by an analytical method. Microstructures and morphology of damaged surfaces of tested materials were examined using of optical microscopy (OM) and scanning electron microscopy (SEM).

According to the results of cavitation test, the cavitation rate of the AlSi18CuMgNi/SiC composite is three times lower than that of the rheocast and conventional processed alloys, due to the presence of reinforcements.

Moreover, experimental observations are used for simulated relationship between mass loss and time. The results show that the relationship between the mass loss and the time can be simulated either by liner or quadratic expressions. Good correlations between experimental data and calculated curve are obtained. The results from this study suggest that equations (liner and quadratic) can be used as a control tool for monitoring of mass loss in the cavitation condition.

Key words: Al-Si alloys, rheocasting, compocasting, microstructure, cavitation resistance

Scientific field: Metallurgy

Specific scientific field: Casting

UDC: 621.74

UVOD

Prema nekim istraživanjima u poslednjih šest decenija broj materijala koji je primenjivan višestruko prevazilazi broj materijala koji je korišćen u svim prethodnim vekovima. Takođe, istraživanja govore da 70000 do 100000 različitih materijala je u primeni i da njihov broj stalno raste, a procene su da će se taj rast nastaviti i u budućnosti. Od metalnih materijala najveću primenu imali su materijali na bazi železa i aluminijuma. Poslednjih godina raste tendencija primene polimernih materijala, a prognoze govore da će u naredne tri decenije njihova proizvodnja dostići i 400 miliona tona [1-6]. Istraživanja primene materijala pokazala su da svakih 75 godina pojedini materijali dostižu maksimalnu proizvodnju i primenu. Materijali na bazi železa imali su maksimum korišćenja 1970. godine nakon čega je sledila stagnacija u njihovoj primeni. Aluminijum je metal pronađen sredinom 19. veka. Primenu u većem obimu nalazi tek pre osamdeset godina. Tokom vremena razvoj industrije aluminijuma kretao se u pravcu novih sastava legura, novih tehnologija livenja i plastične prerade, razvoju procesa za promenu strukture i mehaničkih svojstava, dizajniranju i razvoju novih proizvoda za visoke tehnologije industrije aluminijuma, unapređenju sistema kvaliteta. Takođe, u aluminijumskoj industriji proizvodni napredak obuhvata razvoj i primenu aluminijumskih vlakana, kompozita na bazi aluminijuma za potrebe vazduhoplovne industrije, a zatim sve šira primena legura za različite namene. Polimerni i kompozitni materijali pokazali su tendenciju porasta primene krajem prošlog veka, a očekuje se njihov maksimum primene polovinom 21 veka [2,7].

Alumijum je metal koji je za relativno kratko vreme uspeo da se svojim izvanrednim tehnološkim, estetskim i drugim pozitivnim svojstvima nametne konstruktorima i projektantima, tako da je njegova oblast primene šira nego kod drugih metala. Mala specifična težina i visoka mehanička svojstva opredeljuju legure aluminijuma za široku primenu u svim transportnim sistemima: vazduhoplovstvo, železnica, auto industrija, brodarstvo, kao i u mnogim drugim industrijskim granama. Jedan od glavnih nedostataka aluminijumskih legura su njihova loša antifrikciona svojstva. U cilju poboljšanja ovih svojstava u praksi se koriste različite metode obrade površine odlivaka: termička obrada, mehanička, hemijska, elektrohemijska obrada.

Takođe, u fazi istraživanja i razvoja su i metode obrade površine primenom laserskog zračenja, elektronskog zračenja, mlaza plazme, navarivanja slojeva, a poslednjih godina razvijaju se i nove metode livenja: livenje sa isparljivim modelima, reo i kompokasting proces i slično [8-12].

Od različitih elemenata koji se koriste za legiranje ovih legura najznačajniji je Si, a legure aluminijuma sa silicijumom čine preko 80% svih legura aluminijuma namenjenih livenju. Aluminijumske legure imaju visoku specifičnu čvrstoću u poređenju sa drugim livenim legurama kao što su na primer liveno gvožđe ili čelici. Sadržaj silicijuma u Al-Si legurama značajno utiče na fizička i mehanička svojstva, kao što su gustina, zatezna čvrstoća, krajnja zatezna čvrstoća, duktilnost, tvrdoća [2]. U slučaju podeutektičkih legura porast sadržaja silicijuma generalno poboljšava mehanička svojstva ovih legura. Ako analiziramo nadeutektičke legure, prisustvo pločastih grubih primarnih čestica silicijuma slabi mehanička svojstva [8]. Odlična otpornost na habanje se najčešće navodi kao jedan od glavnih faktora koji utiču na izbor nadeutektičkih Al-Si legura za različite primene u automobilske industriji naročito kada je izrada klipova u pitanju [2,8,9].

Glavna metalurška briga u vezi sa ovim legurama je rafinacija grube i neravnomerno raspoređene primarne faze silicijuma. Da bi se umanjio ovaj problem primarne Si čestice moraju biti kontrolisane u smislu smanjenja njihove veličine i prostornog razmeštaja. Primena postupaka rafinacije je efektivni način kontrole eutektičkih i primarnih silicijumovih čestica. Kada govorimo o morfologiji primarnih čestica silicijuma zapaženo je da su one složenih oblika: pločasti, oblika zvezde, poligonalni, blokovi i oblika pera [11-13]. Morfologija ovih čestica je uslovljena pre svega različitim uslovima očvršćavanja, hemijskim sastavom i prisustvom legirajućih elemenata. Uspešna rafinacija se može postići porastom brzine hlađenja, ali zbog teškoća u vezi sa kontrolom ove brzine, u primeni je češće hemijska modifikacija koja podrazumeva korišćenje različitih hemijskih elemenata kao što su natrijum, fosfor, stroncijum ili retki metali koji su sve češće u upotrebi [14-18]. Industrijska procedura rafinacije podrazumeva upotrebu fosfora u ovu svrhu. U nadeutektičkim Al-Si legurama, CuP legura je prepoznata kao najbolji rafinator [19-25].

Čestice aluminijum fosfida (AlP) predstavljaju mesta za nukleaciju silicijumove faze jer su obe istog, kristalnog tipa, a parametri rešetke Si i AlP su veoma slični, pri čemu je neusklađenost parametra rešetke manja od 1% [22]. AlP faza može takođe da predstavlja jezgro za nukleaciju eutektičkog Si u nemodifikovanoj leguri, ali ova jezgra postaju manje aktivna u prisustvu modifikujućih elemenata, kao što su Na ili Sr. Mehanizam za ovu promenu nije jasan ali je verovatno u vezi sa reakcijom P sa intermetalnim fazama, koje su formirane između modifikatora sa Al, Mg i Si. Takođe, višak P će dovesti do rafinacije primarnog Si i male/ili neće dovesti do eutektičke modifikacije, dok višak Sr dovodi do eutektičke modifikacije bez značajne rafinacije primarnog Si. Uobičajena praksa u livenju podeutektičkih i eutektičkih Al-Si legura je korišćenje Sr za promenu eutektičkog silicijuma čime se poboljšava duktilnost. Međutim, nije moguće postići rafinaciju primarnog Si i modifikaciju eutektičkog Si u nadeutektičkim legurama dodavanjem P i Sr istovremeno [26-32].

Pored hemiskih metoda, fizički načini modifikacije uključuju procese u poluočvrsлом stanju, mehaničko ili elektromagnetno mešanje, mehaničke ili elektromagnetne vibracije, ultrazvučne vibracije i intenzivno smicanje rastopa. Oprema za izvođenje ovih procesa je skupa i kompleksna a njihova šira primena u livačkoj praksi se tek očekuje [33-38].

U cilju poboljšanja svojstava nadeutektičke Al-Si legure u okviru ove disertacije vršeno je ispitivanje primene mehaničkog mešanja rastopa za vreme očvršćavanja - reokasting proces, što je planirano kao jedna od alternativa tradicionalnim metodama rafinacije i modifikacije koji se sada primenjuju u praksi naših livnica za izradu delova za automobilsku industriju. Ispitivana legura bila je AlSi18CuMgNi. Mehaničko mešanje je izvedeno primenom mešaća različitih oblika: pločasti, oblika zavojnice, cilindrični; kao i različitih brzina mešanja (o/min): 500; 1000; 1500. U cilju izučavanja reokasting procesa i ocene efekata primenjenih smicajnih naprezanja u poluočvrsлом rastopu na promenu strukture, a pre svega, veličine i oblika eutektičkih i primarnih čestica silicijuma, kao i njihovu raspodelu u strukturi, za poređenje su korišćeni uzorci legure AlSi18CuMgNi dobijeni gravitacionim kokilnim livenjem koji se koristi u našim livnicama klipova. Temperatura je merena pomoću termopara na tri lokacije u svakom uzorku, a dobijeni podaci korišćeni su za izračunavanje brzine očvršćavanja legura u svim serijama ispitivanja.

Takođe, reološka ispitivanja poslužila su za utvrđivanje optimalnih parametara za dobijanje kompozita sa osnovom AlSi18CuMgNi legure primenom kompokasting procesa. Želja je bila da se dobije kompozit AlSi18CuMgNi/SiC unošenjem tvrdih keramičkih čestica SiC u poluočvrsti rastop matrične legure, uz mešanje.

Prema podacima iz literature [9] za kompozitne materijale za izradu klipova, u početnom stadijumu razvoja, korišćena je plastika, ali zbog visokih temperatura motora sa unutrašnjim sagorevanjem prešlo se na metalnu osnovu. Proces ojačavanja izvodi se pod visokim pritiskom. Zato se koristi livenje pod pritiskom (oko 100 MPa). Vlaknasti materijal za ojačavanje postavi se u kalup, zatim se uz dobru kontrolu pritiska kalup popunjava livom, a vlaknasto telo popuni rastopom. Pri tome se formira atomska veza vlakana i materijala. Prema podacima, kao osnova za kompozite, koriste se podeutektičke Al-Si legure, a kao ojačivač koriste se Al_2O_3 , SiC, silicijum nitrat. Svojstva materijala zavise od orijentacije vlakana. Al_2O_3 je anizotropan, dok SiC pokazuje izotropna svojstva. Ovako dobijeni kompozitni materijali pokazuju povećanu čvrstoću i modul elastičnosti, nisku toplotnu provodljivost, mali koeficijent toplotnog širenja i malo veću gustinu, kao i veću tvrdoću.

Na osnovu literaturnih podataka, za dobijanje kompozitnih materijala sa osnovom od legura aluminijuma (na primer AlSi, AlSiFe, AlMg uz dodatak Al_2O_3 i SiC), cinka (ZA12 i ZA27, uz dodatak Al_2O_3 i SiC) i drugih metala uspešno se može primeniti kompokasting proces. U svetu razvoj ovog postupka je aktuelan i ostvaruje se kroz kontinuiran istraživački rad. Postupak nalazi sve veću primenu u komercijalnoj proizvodnji kompozitnih materijala, s obzirom na mogućnost dobijanja materijala sa boljim mehaničkim i tribološkim karakteristikama u odnosu na matričnu leguru; zadržavanje dobrih mehaničkih svojstva kompozita na povišenim temperaturama; postizanje uštede energije i materijala, kao i relativno nisku temperaturu izlivanja poluočvrstog rastopa kompozita u alate [39-47]. Istraživački rad, vezan za dobijanje kompozita sa osnovom od legure cinka u poluočvrstom stanju započeo je u našoj zemlji sredinom 90-tih godina prošlog veka [42], dok istraživanja kompozita sa metalnom osnovom na bazi aluminijumskih nadeutektičkih legura do sada nisu vršena.

Iako je bilo više studija o mikrostrukturnoj evoluciji diskontinualno ojačanih metal-matričnih kompozita (MMC) sa osnom od aluminijumskih legura postoje i ograničenja i kontroverze u vezi procesa očvršćavanja MMC [43-45].

Mikrostruktura livenih MMC je uslovljena nukleacionim fenomenima, raspodelom čestica i graničnim reakcijama između čestica ojačivača i metalne osnove. Zapaženo je da primarne Si čestice heterogeno nukleiraju na SiC česticama. Objašnjenje ovog fenomena leži u niskoj toplotnoj provodljivosti čestica ojačivača u odnosu na rastop metala, što utiče na promenu rastvorljivosti tokom procesa očvršćavanja, rezultirajući u nižoj temperaturi rastopa ispred Si čestica. Ovi parametri zajedno sa parametrima rešetke Si i SiC su faktori koji utiču na heterogene nukleacione mehanizme Si kristala. Rezultati istraživanja su pokazali da prisustvo SiC čestica utiče na veličinu i morfologiju eutektikuma. Prisustvo čestica ojačivača smanjuje masu rastopa za količinu koja odgovara zapreminskom udelu SiC čestica, smanjujući na taj način latentnu toplotu očvršćavanja, što ubrzava eutektičko očvršćavanje. S druge strane SiC čestice mogu da posluže kao centri za nukleaciju eutektičkog Si. Krajnji rezultat ova dva faktora je modifikacija eutektikuma u kompozitu [45].

Ispitivanja svojstava livenih aluminijum-silicijum legura, kada je tokom eksploatacije prisutan kontakt sa tečnošću (rotori naftnih pumpi, starteri), pokazala su slabu otpornost legura na kavitacionu eroziju [46-50]. Kavitaciona erozija je uobičajeno štetan fenomen kod aluminijumskih legura za livenje. Postoje brojni radovi u kojima je ispitivana kavitaciona otpornost različitih vrsta materijala kao što su sivo liveno gvožđe, nerđajući čelik, legure obojenih metala [47,48]. Uspostavljena je korelacija između mehaničkih svojstava i brzine kavitacione erozije pri čemu je utvrđeno da na brzinu kavitacione erozije najveći uticaj imaju tvrdoća i zatezna čvrstoća ispitivanog materijala. Loši rezultati kavitacione otpornosti kod konvencionalnih legura aluminijuma nastaju kao rezultat njegove plastične deformacije što dovodi do duktilnog loma aluminijuma. U ovom istraživanju ispitivana je kavitaciona otpornost uzoraka dobijenih reokasting postupkom kao i kompozitnih materijala dobijenih dodavanjem 10tež.%SiC, osnovnoj leguri AlSi18CuMgNi. Ispitivanja su izvedena primenom ultrazvučne vibracione metode sa stacionarnim uzorkom. Takođe, pokušano je da se uspostavi korelacija između strukture, svojstava (tvrdoće) ispitivanog materijala i kavitacionog oštećenja. Na bazi dobijenih rezultata, merenjem gubitaka mase pre i nakon izlaganja uzoraka kavitacionom dejstvu, izvršena je procena kavitacione otpornosti ispitivanih uzoraka.

Na bazi rezultata kavitacionog ispitivanja (zavisnost između gubitaka mase i vremena) izvršena je simulacija primenom linearne i kvadratne jednačine. Pokazano je da postoji dobra korelacija između eksperimentalnih podataka i dobijenih krivih nakon 4^h izlaganja materijala kavitaciji. Ove jednačine mogu biti korišćene kao kontrolni alat za praćenje gubitka mase u kavitacionim uslovima.

Na osnovu do sada opisanog definisani su glavni ciljevi ovoga istraživanja:

- ◆ Ispitivanje i definisanje postupka prerade u poluočvrsлом stanju grupe aluminijum-silicijum legura sa dodatkom bakra, magnezijuma i nikla koja služi za izradu klipova u automobilske industriji, tzv. klipnih legura;
- ◆ Definisanje zavisnosti strukture i svojstava nadeutektske klipne legure, AlSi18CuMgNi od parametara reokasting procesa: radne temperature, vremena trajanja reokasting postupka, oblika mešaća, brzine smicanja;
- ◆ Dobijanje čestičnih AlSi18CuMgNi/SiC kompozita primenom kompokasting postupka;
- ◆ Ispitivanje kavitacione otpornosti odlivaka matrične legure (liveno i tiksoformirano stanje) i čestičnih AlSi18CuMgNi/SiC kompozita primenom ultrazvučne vibracione metode sa stacionarnim uzorkom;
- ◆ Integrisanje svih eksperimentalnih rezultata i kritička analiza u cilju izbora nadeutektskih klipnih legura i kompozita procesiranjem u poluočvrsлом stanju sa boljim strukturnim i mehaničkim karakteristikama od legura dobijenih konvencionalnim postupcima livenja.

1. STRUKTURA, SVOJSTVA I PRIMENA ALUMINIJUM - SILICIJUM LEGURA

Visok tempo razvoja proizvodnje i primene aluminijuma baziran je na njegovim izuzetno pogodnim svojstvima:

- ◆ mala specifična težina ($2,7 \text{ g/cm}^3$), što ga čini oko 2,9 puta lakšim od čelika;
- ◆ relativno visoke mehaničke karakteristike, koje se ne menjaju na niskim temperaturama;
- ◆ prekidna čvrstoća nekih legura aluminijuma je približna kao i kod čelika;
- ◆ visoka sposobnost legiranja sa mnogim drugim metalima;
- ◆ otpornost na koroziju u atmosferi i određenim hemijskim sredinama;
- ◆ laka obradljivost u hladnom i zagrejanom stanju;
- ◆ visoka toplotna provodljivost do trinaest puta veća od nerđajućeg čelika;
- ◆ visoka elektroprovodljivost koja je oko dva puta veća od bakra pri istoj težini;
- ◆ aluminijum je nemagnetičan što ga određuje za niz specifičnih primena;
- ◆ neotrovan je i bez štetnog uticaja na okolinu;
- ◆ sa površine aluminijuma se reflektuje 75-80% sunčevih zraka;
- ◆ ima veliku mogućnost dekorativne zaštite lakiranjem, plastificiranjem, anodizacijom;
- ◆ dobro se zavaruje uz primenu savremenih postupaka zavarivanja;
- ◆ lako se reciklira bez štetnog uticaja na okolinu, sa izuzetno malim utroškom energije (oko 5%) u odnosu na utošenu energiju pri elektrolitičkom dobijanju aluminijuma [2].

Razvoj, osvajanje i primena novih legura aluminijuma sa različitim svojstvima zasnovan je na procesima višekomponentnog legiranja, novim metodama pripreme liva i tehnologijama livenja, raznim vidovima plastične deformacije, što je omogućilo dobijanje struktura sa visokim i unapred zadatim svojstvima [2-20].

Poznate su dve vrste aluminijumskih legura: legure aluminijuma za livenje, i legure aluminijuma za plastičnu preradu. Kod legura za livenje sadržaj legirajućih elemenata je nešto veći, dok se kod legura za plastičnu preradu taj sadržaj kreće 1–5% po jednom elementu. Najznačajnija legura iz prve grupe je silumin, a iz druge grupe dural.

Legure sa bakrom tzv. durali karakterišu se visokim mehaničkim svojstvima, ali lošim antikorozivnim svojstvima kao i lošom zavarljivošću. Legure sa bakrom koriste se za livenje klipova i glava cilindara motora sa vazдушnim hlađenjem. Kao legirajući elementi mogu se dodati nikal i železo. Oblast primene ovih legura je vazduhoplovstvo i industrija naoružanja [2,3].

Legure sa Si i Mg sadrže pored osnovnih legirajućih elemenata i dodatne kao što su: Cu, Mn, Cr i Zn. Ove legure poseduju dobru sposobnost oblikovanja, dobru zavarljivost kao i dobra antikorozivna svojstva. Koriste se u mašinogradnji, proizvodnji transportnih sredstava, građevinarstvu i sl. [2].

Silicijum je jedan od najvažnijih legirajućih elemenata aluminijuma. Legure aluminijuma sadrže do 20% silicijuma, dok pri proizvodnji klipova za motore SUS, taj procenat može biti i do 24%. Legure aluminijum – silicijum odlikuju se izvanrednim livačkim svojstvima. Dobro se autogeno zavaruju, neosetljive su na pojavu pukotina u toplom. Imaju bolju otpornost prema koroziji od čistog aluminijuma zbog stvaranja površinskog zaštitnog sloja od Al_2O_3 . Često zamenjuju čelični i sivi liv, a primenjuju se i za izradu odlivaka složenog preseka. Nedostatak ovih legura je nehomogenost otvrdnjavanja termičkim taloženjem. Zadovoljavajuću čvrstoću moguće je postići tek uvođenjem procesa modifikacije [1-3,10].

U čvrstom stanju aluminijum rastvara malu količinu silicijuma, pri čemu rastvorljivost silicijuma u α -čvrstom rastvoru jako opada sa temperaturom (tabela 1.).

Tabela 1. Rastvorljivost silicijuma u aluminijumu [10]

577°C	500°C	400°C	300°C	200°C
1,65%	0,8%	0,3%	0,1%	0,05%

Odgovarajuća svojstva legura aluminijuma dobijaju se dodavanjem većeg broja legirajućih elemenata, odnosno izradom višekomponentnih legura. Na primer, dvojna legura aluminijum – silicijum ne može ojačati termičkim taloženjem. U prisustvu magnezijuma ovaj način termičke obrade postaje moguć. Takođe, dodatkom bakra ovoj leguri dolazi do usitnjavanja zrna i mogućnosti obrade termičkim taloženjem, povećava se dinamička čvrstoća i to bez smanjenja livkosti i otpornosti prema koroziji. Povoljna svojstva višekomponentnih legura aluminijuma su rezultat njihove strukture koju najvećim delom čine primarni kristali raspoređeni u višekomponentnom eutektikumu.

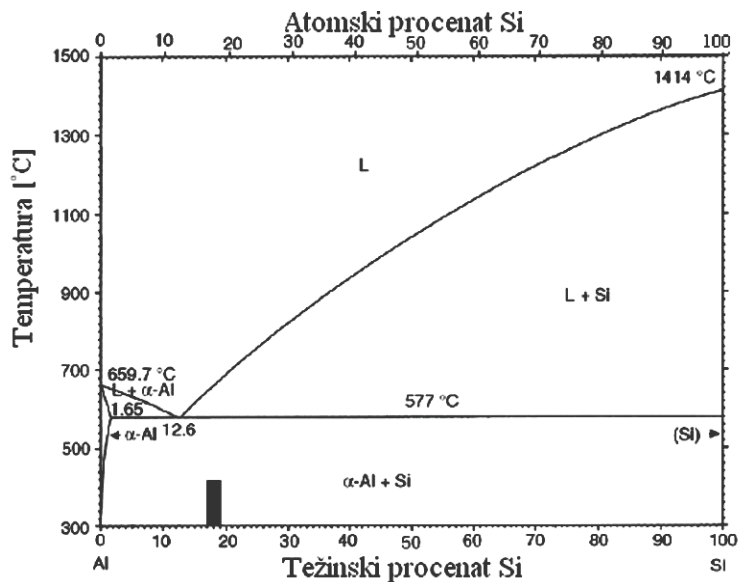
S obzirom da aluminijum i legure na bazi aluminijuma imaju manju masu u odnosu na čelik, dobru korozionu postojanost, dobra mehanička svojstva razumljiva je i njihova široka primena za izradu različitih delova u automobilske industriji (nosivi okvir, oplata karoserije, blok motora, kućište menjača i diferencijala, klipovi i dr.). Najčešće korišćene legure su Al-Mg-Si, Al-Zn-Mg, kao i limovi od AlMg i Al-Mg-Mn.

Često ove legure zamenjuju čelik pošto upotreba legura aluminijuma za izradu različitih delova vozila značajno utiče na smanjenje mase (do 40%) a to rezultuje značajno smanjenje potrošnje goriva, kao i sniženje emisije CO₂ gasa (oko 20%). Delovi na bazi aluminijumskih legura, pored manje mase, imaju još jedno veoma važno svojstvo, kao što je veliki koeficijent toplotne provodljivosti, što takođe smanjuje potrebu za dodatnim hlađenjem tj. mogu se napraviti motori veće snage. Pri izboru klipnih legura, na primer, osnovni zahtevi koji se moraju ispoštovati su:

- ◆ mala specifična masa – zbog inercijalnih sila;
- ◆ mali koeficijent toplotne dilatacije α (ili isti kao za materijal cilindra) da bi se izbegle promene zazora pri prelasku iz hladnog u radno stanje;
- ◆ veliki koeficijent provođenja toplote radi efikasnog odvođenja toplote od čela do klipnih prstenova i cilindra;
- ◆ velika površinska tvrdoća jer time se povećava otpornost na habanje ovih legura;
- ◆ dobra klizna svojstva (smanjena sklonost ka zaribavanju) jer klip ponekad radi u uslovima lošeg podmazivanja;
- ◆ koroziona postojanost s obzirom na izloženost klipa agresivnom dejstvu gasova;
- ◆ prihvatljiva cena.

Najčešće korišćeni materijali za izradu klipova su aluminijumske legure, sivi liv, ređe čelik a u novije vreme sve više se koriste kompozitni kao i keramički materijali. U početnom stadijumu razvoja klipnih motora SUS, klipovi su izrađivani od livenog gvožđa. Kasnije primat u proizvodnji preuzimaju legure na bazi aluminijuma, uz dodatak bakra kao legirajućeg elementa (AlCu4Ni2Mg). Legure aluminijuma sa silicijumom, tzv. "silumini" su takođe korišćeni kao materijal za izradu klipova. Tu pre svega spadaju Al-Si livačke legure sa sadržajem silicijuma između 7-24% Si uz dodatak legirajućih elemenata Mg, Ni, i Cu. Ravnotežni dijagram Al-Si legure prikazan je na slici 1. Legura eutektičkog sastava sa 12%Si je danas standardni materijal od koga se izrađuju klipovi. Sa porastom sadržaja silicijuma, kao što je slučaj kod nadeutektičkih

legura (od 18% - 24% Si) povećava se otpornost na habanje, a takođe ove legure imaju mali koeficijent toplotnog širenja, ali i nešto nižu čvrstoću.



Slika 1. Fazni dijagram Al – Si legure

U tabeli 2. prikazane su najčešće korišćene aluminijumske legure za izradu klipova.

Tabela 2. Hemijski sastav aluminijumskih klipnih legura [1]

Legura	Oznaka proizvođača legura	Sastav, %									
		Si	Cu	Mg	Ni	Fe	Cr	Ti	Mn	Zn	Al
AlSi12CuMgNi	KS 1275	11	0,8	0,8	< 1,3	<0,7	-	<0,2	<0,3	<0,3	ostalo
	MAHLE 124	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
	PDM-130	13	1,5	1,3	-	-	-	-	-	-	-
AlSi18CuMgNi	KS 281.1	17	0,8	0,8	< 1,3	<0,7	-	<0,2	<0,2	<0,3	ostalo
	MAHLE 138	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
	PDM-180	19	1,5	1,3	-	-	-	-	-	-	-
AlSi10CuMg	KS 270	8,5	2	0,8	<0,5	<1,2	-	<0,2	<0,5	<1,0	ostalo
	MAHLE 332	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
		10,5	4	1,3	-	-	-	-	-	-	-
AlSi21CuNiMg	KS 280	20	1,4	0,4	1,4	<0,7	-	<0,2	0,4	<0,2	ostalo
		-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
		22	1,8	0,6	1,6	-	-	-	0,6	-	-
AlSi25CuMgNi	KS282	23	0,8	0,8	0,8	<0,7	<0,6	<0,2	<0,2	<0,2	ostalo
	MAHLE 244	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
		26	1,5	1,3	1,3	-	-	-	-	-	-
AlCu4Ni2Mg	KS“Y“ MAHLE “Y“	-	3,5	1,2	1,7	<0,7	-	0,1	<0,2	<0,2	ostalo
		<0,5	-	-	-	-	-	-	-	-	-
		-	4,5	1,8	2,3	-	-	0,2	-	-	-
AlSi25CuMgNi	/	20	1,4	0,4	1,4	<0,7	-	<0,2	0,4	<0,2	ostalo
		-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
		22	1,8	0,6	1,5	-	-	-	0,6	-	-
AlSi12NiMg	/	11,5	<0,2	1,3	0,8	<0,7	-	<0,2	0,2	<0,2	ostalo
		-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
		12,5	-	1,7	1,2	-	-	-	0,3	-	-
AlSi5Cu2Mg	/	4	5	0,2	/	<1,25	-	-	<0,5	<0,5	ostalo
		-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
		6	8	0,5	-	-	-	-	-	-	-

Fizičko mehanička svojstva aluminijumskih legura su različita u zavisnosti od njihovog hemijskog sastava, a što je prikazano u tabeli 3.

Tabela 3. Mehanička i fizička svojstva klipnih legura [1]

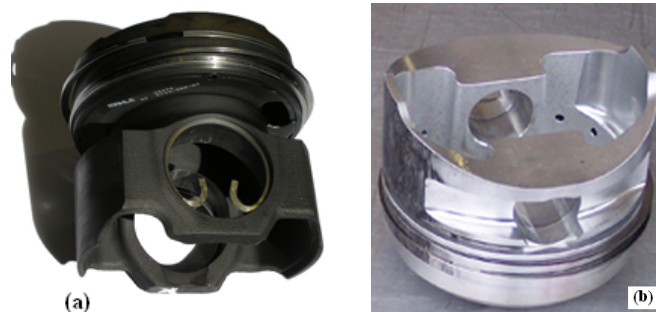
Legura	Oznaka proizvođača legura	Zat. čvrs. R_m [MPa]	Izduž. A_5 [%]	Tvrdoća [HB]	Modul elastič. E [MPa]	Gustina ρ [kg/dm ³]	Topl. prov. λ [W/mK]	Koef. top. dilatacije α [1/K]*10 ⁻⁶
AlSi12CuMgNi	KS 1275 MAHLE 124 PDM-130	195÷245	0,3÷1,5	90÷125	78500	2,70	143÷155	20,5÷21,5
AlSi18CuMgNi	KS 281.1 MAHLE 138 PDM-180	175÷215	0,2÷1,0	90÷125	81400	2,68	134÷147	18,5÷19,5
AlSi10CuMg	KS 270 MAHLE 332	195÷245	0,3÷0,8	90÷125	78500	2,77	130	20÷21,5
AlSi21CuNiMg	KS 280	175÷215	0,1÷0,5	90÷125	84400	2,68	130÷143	17,5÷18,5
AlSi25CuMgNi	KS 282 MAHLE 244	165÷205	0,1÷0,5	90÷125	88300	2,65	126÷139	17÷18
AlCu4Ni2Mg	KS “Y” MAHLE “Y”	225÷275	0,3÷1,0	90÷125	77000	2,80	138÷151	23÷24

1.1. Kratak pregled osnovnih delova SUS motora i izbor materijala za izradu klipova

Da bi se izvršio pravilan izbor materijala za izradu klipova mora se poznavati ne samo funkcija klipa nego i svojstva koja bi klip trebalo da poseduje u uslovima eksploatacione primene. S obzirom da su klipovi najopterećeniji delovi motora, bez obzira o kom tipu motora se radi, važno je dati pregled osnovnih delova motora. Osnovna podela se može izvršiti na dve grupe: pokretne i nepokretne. U grupu nepokretnih delova spadaju cilindarska glava, cilindarski blok, karter, a pokretni delovi motora su klip, klipnjača i kolenasto vratilo.

Najznačajniji deo motora sa unutrašnjim sagorevanjem, je cilindarski sklop, tj. sklop koga čini klip – klipni prsten – cilindar. Osnovna funkcija cilindarskog sklopa jeste transformacija toplotne energije u kinetičku, tj. u energiju translacionog kretanja. Kretanje klipa je naizmenično pravolinijsko između gornje mrtve tačke GMT i donje mrtve tačke DMT, dok se brzina kretanja klipa menja po visini cilindra. Klipnjača vrši promenljivo kretanje, kolenasto vratilo rotaciono kretanje. Pri konstantnoj ugaonoj brzini, klip, klipnjača vrše promenljivo kretanje koje je praćenom ubrzanjima i usporanjima. Ovakvo kretanje dovodi do pojave inercijalnih sila. Konfiguracija kolenastog vratila dovodi do pojave centrifugalnih sila koje su takođe inercijalne sile.

Imajući u vidu činjenicu da su elementi cilindarskog sklopa termički najopterećeniji delovi motora, da se najveći deo toplote, prenosi direktno na čelo klipa i gornji klipni prsten a da mehanička svojstva aluminijumskih legura opadaju sa povišenjem temperature, u takvim slučajevima prednost kod izbora materijala daje se livenom gvožđu. U motorima SUS do skoro su delovi izloženi habanju ugrađivani od sivog livenog gvožđa, a kasnije od nadeutektskih AlSi legura, na primer AlSi18CuNiMg. Od livenih gvožđa najčešće korišćeni su sivi liv, temper i nodularni liv. Prednosti primene sivog liva uz dodatak legirajućih elemenata Mn, Mo, Ni i Cr su: velika zatezna čvrstoća, mali koeficijent toplotnog širenja, dobra klizna svojstva. Nedostaci koji ograničavaju primenu sivog liva su velika specifična masa – ovaj problem se može donekle prevazići smanjenjem debljine zidova samo ako je to tehnološki dozvoljeno, mali koeficijent toplote koji uslovljava višu temperaturu - ovo može naročito štetno biti kod oto motora zbog opasnosti od detonacije. Primena sivog liva danas je ograničena uglavnom kod sporohodnih i srednje brzohodnih dvo – taktnih motora gde je masa klipa manje važna, slika 2.



Slika 2. Izgled klipa: a) od sivog liva; b) od Al [9]

Kod Al-Si nadeutektskih legura primena P kao modifikatora daje finiju strukturu kristala Si od 20 do 50 μm . Na radnim površinama cilindra u bloku motora na površini legure se stvara prevlaka primarnih Si kristala debljine 1 do 3 μm . Konstrukcija od AlSi18CuNiMg legure lako može da izdrži trenje i habanje koje se javlja u servo uređajima kod habanja unutrašnjih površina zaribavanjem rotora, a što se ranije rešavalo primenom sivog liva. Konstrukcija od Al legure može da podnese ova opterećenja pri

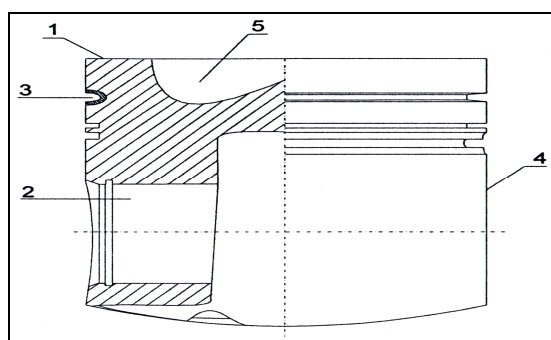
čemu unutrašnje površine trebalo bi da su fino obrađene. Radni pritisak može se podići za 55% [2].

Da bi se pravilno izabrala legura za izradu klipova prvenstveno se mora poznavati mesto i funkcija klipa u uslovima eksploatacije. Klip je kao deo cilindarskog sklopa jedan od najviše opterećenih delova dizel motora.

Osnovne funkcije klipa su:

- ♦ zaptivanje radnog prostora kako bi se sprečio prodor gasova u kućište i ulja u radni prostor (ovu funkciju obavljaju klipni prstenovi);
- ♦ prijem normalne sile i vođenje klipne grupe pri kretanju;
- ♦ prijem toplote iz komore sagorevanja i prenošenje na cilindar i rashladni medijum; oko 60% primljene toplote se prenosi preko klipnih prstenova a ostatak preko plašta, osovinice i klipnjače; kod termički jako opterećenih klipova se mora obezbediti dodatno hlađenje.

Svoju funkciju klip obavlja u uslovima agresivne tečne i gasovite sredine pri čemu je izložen dejstvu promenljivih opterećenja, odnosno izložen je mehaničkim i toplotnim napreznjima. Čelo klipa je ciklično opterećeno na savijanje, dok su ušice osovinice klipa ciklično napregnute na zatezanje, pritisak i savijanje. One su takođe izložene površinskom trenju i habanju (slika 3).



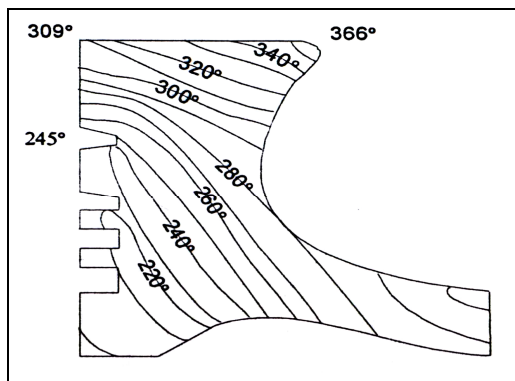
Slika 3. Presek klipa: 1-čelo klipa; 2-ušice; 3-žljeb karike; 4-suknjica; 5-komora za sagorevanje [8]

Žljebovi karika su ciklično opterećeni na pritisak i savijanje a dodatno opterećenje prouzrokuju još i aksijalne sile trenja karika. Suknjica klipa trpi ciklično savijanje i trenje. Na čelo klipa deluju produkti sagorevanja a izloženo je i direktnom dejstvu plamena. Pri sagorevanju smeše goriva i vazduha razvijaju se veoma visoke temperature

što ima za posledicu veliko termičko opterećenje klipa. Radne temperature čela klipa obično iznose 200 do 300 °C.

Kako sa povećanjem temperature dolazi do opadanja čvrstoće i tvrdoće to temperatura čela klipa ne bi trebalo da prelazi 360°C, a temperatura prvog žljeba 240°C (podaci se odnose na motore teretnih vozila, traktora i autobusa). Pri većim temperaturama može da dođe do pojave prskotina na čelu klipa, što može da uzrokuje razaranje klipa.

Kod klipova koji su dugo vremena bili u upotrebi često se na čelu klipa u blizini gornje ivice mogu uočiti brojne, fine a nekada i grube naprsline. Utvrđeno je da se radi o zamornim naprslinama koje su nastale usled toplotnog zamora. Klip je za vreme eksploatacije izložen promenama temperature i to naročito u delu blizu komore za sagorevanje. Kako se zapremina materijala usled toplotnog širenja neravnomerno menja sa promenom temperature, vremenom nastaju lokalna sopstvena unutrašnja naizmenično promenljiva naprezanja. Ova naprezanja izazivaju naizmenično promenljivu elastičnu i plastičnu deformaciju koje dovode do preloma usled zamora. Ovoj pojavi pogoduje relativno mala čvrstoća materijala čela klipa na visokim temperaturama (300 do 350 °C) kao i pad čvrstoće koji nastaje tokom vremena upotrebe usled prestarevanja (slika 4.).



Slika 4. Temperaturna raspodela preseka čela klipa [8]

Da bi klip podneo sva opterećenja agresivne sredine i izdržao sva mehanička i toplotna naprezanja, klipna legura trebalo bi da poseduje:

- ◆ smanjenu gustinu, da bi se smanjilo opterećenje na klipnjaču;
- ◆ smanjeni koeficijent termičkog širenja, jer je koeficijent termičkog širenja cilindarske košuljice motora dva puta manji od aluminijuma;
- ◆ povišenu toplotnu provodljivost, koja obezbeđuje brže odvođenje toplote od komore za sagorevanje;
- ◆ povišenu tvrdoću, koja omogućava i povećanu otpornost na habanje;
- ◆ visoku kompaktnost materijala, jer bi prodiranje gasova u pore i mikropukotine dovelo do brzog razaranja klipa;
- ◆ stabilnu strukturu klipa, da ne bi strukturne izmene dovele do zapreminskih promena klipa a time i do zaribavanja klipa u motoru;
- ◆ korozionu postojanost u sredini vrućih gasova, jer bi u protivnom gasovi mogli da dovedu do brzog razaranja klipa;
- ◆ dobru obradljivost, jer su konstruktivni zahtevi mikrogeometrije cilindarskog sklopa veoma strogi [8,9].

Klipne legure, zbog zahteva koji se pred njih postavljaju, predstavljaju posebnu grupu industrijskih legura obojenih metala. Pored osnovnih legirajućih elemenata kao što su Si, Cu i Mg one mogu da sadrže još i Ni, Mn, Cr i Ti. Skupljanje ovih legura livenih u kokilama je veoma malo i iznosi svega 1,2%.

1.2. Zavisnost karakteristika eutektičkih i nadeutektičkih legura sistema Al-Si od morfologije primarnih kristala silicijuma

U zavisnosti od sadržaja silicijuma legure sistema Al - Si imaju različitu strukturu. Zajedničko im je da njihovu osnovu, bez obzira da li se radi o podeutektičkim ili nadeutektičkim legurama, čini eutektikum.

Eutektikum može biti normalan, pri čemu je silicijum izlučen u obliku tankih lamela. U ovom slučaju fino izlučeni α -čvrsti rastvor sa lamelama silicijuma daje finu neprekidnu smešu. Eutektikum kod koga nema orjentisane veze među fazama, naziva se degenerisani (razdvojeni) eutektikum. Kod ovakvog eutektikuma raspored faza nije

naizmeničan i ne postoje granice između kolonija eutektikuma ili se javljaju samo mestimično. Eutektikum igličaste građe sačinjavaju iglice silicijuma raspoređene u α -čvrstom rastvoru. Inicirajuće dejstvo silicijuma ima veliki uticaj na proces formiranja eutektikuma, tako da rast eutektičke kolonije u stvari započinje kristalizacijom silicijuma. Na izdvojenim kristalima silicijuma, zahvaljujući strukturnoj sličnosti, započinje izdvajanje i rast kristala α -čvrstog rastvora. Pri svom rastu kristali α -čvrstog rastvora obuhvataju iglice silicijuma i time sprečavaju njihov rast u širinu. Atomi silicijuma se smeštaju na rastućim kristalima α -čvrstog rastvora i nagomilavaju se oko fronta kristalizacije čvrstog rastvora. Na taj način se slojevi bliži rastopu obogaćuju silicijumom što omogućava ponovnu pojavu klica silicijuma. Nakon kristalizacije silicijuma, rastop oko njega postaje bogatiji atomima aluminijuma što ima za posledicu mogućnost ponovnog obrazovanja kristala α -čvrstog rastvora. Na osnovu ovoga se može reći da se rast eutektičke kolonije odvija naizmeničnom kristalizacijom silicijuma i α -čvrstog rastvora, na taj način što se paralelno jednoj lameli silicijuma na određenom rastojanju raspoređuje druga lamela silicijuma i tako redom [8].

Kako na granici čvrst eutektikum – rastop dolazi do izdvajanja jedne od faza i kao posledica toga istovremenog obogaćivanja okolnog sloja rastopa drugom fazom, može se zaključiti da jedna od faza uvek vodi kristalizaciju i stvara skelet dok se druga faza smešta u međuprostor tog skeleta. Vodeću ulogu ima faza koja ima veću brzinu linearne kristalizacije. U slučaju kada se vodeća faza izdvaja u obliku igličastih kristala eutektičke kolonije imaju pločastu strukturu. Ako vodeća faza kristališe u obliku dendrita onda se prateća faza raspoređuje u međuosnom prostoru i dobija se sitnija unutrašnja struktura.

Kod nadeutektičkih legura Al-Si u strukturi se pored eutektikuma javljaju i primarno izdvojeni kristali silicijuma. Ovi kristali silicijuma se međusobno razlikuju po obliku i veličini. Istraživanja su pokazala da ova nejednorodnost kristala primarnog silicijuma potiče od nepostojanja ravnoteže između tečne i čvrste faze na frontu kristalizacije primarnih kristala silicijuma.

Rast kristala silicijuma zavisi od brzine hlađenja. Pri većim brzinama hlađenja formiraju se kristali primarnog silicijuma poligonalnog oblika, a pri manjim brzinama hlađenja kristali dobijaju oblik krupnih lamela. Pri povećanju brzine hlađenja, povećava se pothlađenje, a pothlađenje uslovljava dobijanje sitnije strukture eutektikuma. Pri istoj

brzini hlađenja, oblik izdvajanja kristala silicijuma zavisi od temperature sa koje počinje hlađenje rastopa. Ako hlađenje rastopa počinje sa temperatura nižih od 620°C, dobijaju se kristali u obliku krupnih lamela. Sa porastom temperature početka hlađenja rastopa kristali sve više dobijaju poligonalni oblik [8].

Na strukturu eutektikuma veliki uticaj ima i prisustvo primesa u rastopu. Primeše teškotopivih metala (Ti) mogu usitniti eutektičko zrno, dok prisustvo primesa lakotopivih metala (Na) prouzrokuje dobijanje sitnije unutrašnje strukture.

Pri normalnim uslovima kristalizacije, dvojne legure Al-Si se sastoje iz dve faze: čvrst rastvor silicijuma u aluminijumu (α_{Al}) i čvrst rastvor aluminijuma u silicijumu. Kako je rastvorljivost aluminijuma u silicijumu jako mala, uobičajeno je da se ovi kristali nazivaju kristali silicijuma. Dok je α_{Al} -čvrst rastvor relativno meka i plastična faza, silicijum karakteriše krtoš i velika tvrdoća. Mikrotvrdoća kristala silicijuma (1320 HV) je mnogo veća od mikrotvrdoće ostalih faza koje se mogu javiti u legurama Al-Si sistema, tako da silicijum ustvari ima ulogu faze koja ojačava leguru. Oblik i raspored kristala silicijuma u leguri, značajno utiče na mehanička svojstva Al-Si legura.

Osnovne karakteristike Al-Si legura uglavnom zavise od morfologije primarnih kristala silicijuma. Na morfologiju primarnih kristala silicijuma utiče proces modificiranja i brzina očvršćavanja legure. Povećanje sadržaja silicijuma u leguri iznad kritičnih vrednosti ne dovodi do porasta čvrstoće legure, već naprotiv može da dođe i do njenog opadanja. Ova pojava je prouzrokovana oblikom primarno izdvojenih kristala silicijuma koji imaju ulogu koncentratora naprezanja. Što se primarni kristali silicijuma više razlikuju po obliku od pravilnih poliedara to su veći koncentratori naprezanja, a samim tim izazivaju i veće smanjenje mehaničkih svojstava. Smanjenje veličine primarnih kristala silicijuma utiče na povećanje vrednosti zatezne čvrstoće, relativnog izduženja i udarne žilavosti. Na svojstva legure, pored kristala primarnog silicijuma, u manjem stepenu utiče i silicijum koji ulazi u čvrsti rastvor. Kako su atomski prečnici aluminijuma i silicijuma približno istih veličina (Al – 0,13 nm; Si – 0,143 nm), to atomi silicijuma koji se ugrade u rešetku aluminijuma izazivaju malu deformaciju rešetke tako da pri povećanju koncentracije silicijuma u čvrstom rastvoru ne dolazi do značajnijeg ojačavanja legure [3].

Rezultati istraživanja pokazuju da prve pukotine u legurama Al-Si nastaju na primarnim kristalima silicijuma koji imaju slojevit strukturu. Ove pukotine se šire

po površinama spajanja i pri određenim uslovima mogu da pređu u matricu (osnovu). Većina ovih pukotina ipak ostaje u granicama kristala, ali sa povećanjem broja primarnih kristala silicijuma koji imaju pukotine povećava i verovatnoća obrazovanja magistralnih pukotina [8,9]. Usitnjavanje primarnih kristala silicijuma, porast mikrotvrdoće i povećanje otpornosti na habanje postiže se procesom modificiranja.

Može se zaključiti da na karakteristike višekomponentnih legura tipa Al-Si, pored uticaja legirajućih elemenata i faza koje oni formiraju, ograničavajući uticaj imaju i količina, veličina i prosečno rastojanje između kristala silicijuma.

1.2.1. Uticaj legirajućih elemenata na karakteristike klipnih legura

Zbog uslova eksploatacije, pred klipne legure postavljaju se strožiji zahtevi u pogledu mehaničkih svojstava a naročito u pogledu povećane otpornosti na povišenim temperaturama. Iz tog razloga klipne legure imaju kompleksniji hemijski sastav i obično se legiraju Cu, Ni, Mn, Cr i Co.

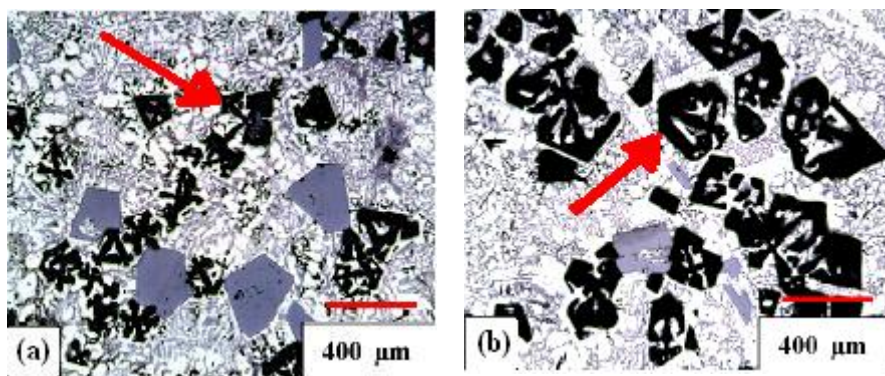
Silicijum. Kao što je rečeno aluminijum sa silicijumom gradi jednostavan eutektički sistem. Eutektička tačka leži na 577°C pri sadržaju Si od 11,7%, slika 1. Aluminijum i silicijum međusobno ne grade intermetalne faze (IMF). Uticaj silicijuma na legure aluminijuma se ogleda u tome da povećava livkost, odnosno smanjuje viskozitet, što je naročito izraženo kod eutektičkih legura. Povećanjem sadržaja silicijuma iznad eutektičkog smanjuje se livkost legure. Promena sadržaja silicijuma u granicama od 10 do 14%, bitno ne utiče na mehanička svojstva klipnih legura. Sa povećanjem sadržaja silicijuma dolazi do ogrubljavanja strukture i do izdvajanja većih količina primarnih kristala silicijuma, što za posledicu ima znatno sniženje relativnog izduženja klipova. Sa porastom procenata silicijuma u leguri, ova pojava je sve izraženija i ne može se ukloniti modificiranjem i usitnjavanjem primarnog silicijuma već dolazi do stvaranja grube strukture eutektikuma ($\alpha_{Al} + Si$) [8].

Bakar. Promena sadržaja bakra u granicama od 0,5 do 4,5%, malo se odražava na čvrstoću klipnih legura na sobnoj temperaturi. Povišeni sadržaj bakra povećava vrednost trajne čvrstoće pri temperaturi od 300°C. Povećana koncentracija bakra uslovljava jačanje međuatomskih veza čvrstog rastvora, tako da pri raspadu ovakvog složenog čvrstog rastvora dolazi do obrazovanja disperznih čestica faze Al_2Mn_2Cu , koja utiče na

stvaranje mikroheterogenosti unutar zrna čvrstog rastvora. Ova mikroheterogenost otežava deformaciju zrna dejstvom sile. Višak bakra sa niklom obrazuje fazu $\text{Al}_6\text{Cu}_3\text{Ni}$. Ova faza kristališe u razgranatom obliku raspoređujući se po granicama zrna čvrstog rastvora. Na taj način ona blokira zrna čvrstog rastvora, što za posledicu ima znatno povećanje otpornosti klipnih legura na povišenim temperaturama. Međutim, sadržaj bakra u leguri ipak ne bi trebalo da prelazi 3%, jer pri većem sadržaju dolazi do pojave krte faze CuAl_2 , koja povećava krtost legure, smanjuje korozionu otpornost i povećava dimenzionu nestabilnost [2,8].

Nikal. Prisustvo nikla u aluminijumskim legurama povećava vatrootpornost legura i umanjuje štetan uticaj železa na svojstva legura. Uticaj nikla na smanjenje štetnog dejstva železa ogleda se u usitnjavanju krte igličaste faze Al_3Fe , što je od posebnog značaja kod legura koje ne sadrže mangan. Sadržaj nikla od 0,5 do 2,0% malo utiče na mehanička svojstva klipnih legura pri sobnoj temperaturi, ali značajno povećava otpornost ovih legura na radnim temperaturama klipa. Optimalna svojstva klipnih legura dobijaju se pri sadržaju nikla od 0,8 do 1,3%.

Magnezijum. Legiranje magnezijumom povećava čvrstoću klipnih legura pri sobnoj temperaturi, dok na radnim temperaturama klipa magnezijum ima mali uticaj na otpornost legura. Optimalna svojstva legura postižu se pri sadržaju magnezijuma od 0,75 do 1,3%.



Slika 5. Morfologija Mg_2Si faze u reokast uzorcima, pri dodatku a) 6% Mg; b) 10% Mg [13]

Prisustvo Mg u strukturi nadeutektičkih legura poboljšava otpornost na habanje ovih legura obrazovanjem intermetalne faze Mg_2Si koja ima odlična fizičko mehanička svojstva.

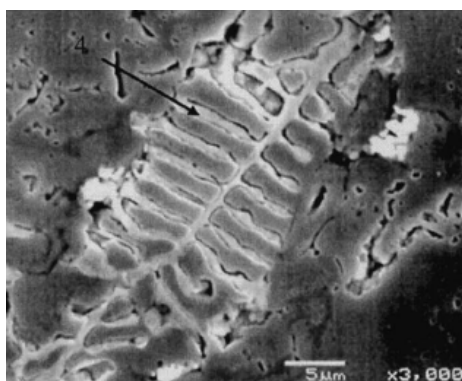
Mg₂Si faza ima visoku temperaturu topljenja (1085°C), veoma malu gustinu ($1,99 \cdot 10^3 \text{ kg/m}^3$), visoku tvrdoću ($4,5 \cdot 10^9 \text{ Nm}^{-2}$), niski termalni koeficijent ekspanzije ($7,5 \cdot 10^6 \text{ K}^{-1}$) i visoku vrednost modula elastičnosti 120 GPa [11,12].

Istraživanja su pokazala da porast sadržaja Mg od (6 - 10%) dovodi do promene morfologije Mg₂Si faze od dendritne (a) do poliedarske (b), sl.5. [13] u slučaju primene reokasting procesa.

1.2.2. Uticaj primesa na svojstva klipnih legura

Prisustvo raznih legirajućih elemenata u klipnim legurama u veoma maloj količini ispod 1% različito se manifestuje na svojstva legure.

Železo. Prisustvo železa u količini do 0,50% deluje pozitivno u smislu usitnjavanja zrna, dok veći sadržaj dovodi do obrazovanja intermetalnih faza različitog stehiometrijskog sastava. U radu [14] pokazano je da u legurama nadeutektičkog sastava sa sadržajem silicijuma (%): 13; 25; 28 u prisustvu železa u količini od 0,50-0,9 %Fe dolazi do pojave različitih intermetalnih faza (IMF). Od pomenutih IMF u strukturi su indentifikovane sledeće faze: Al₅FeSi, Al₈Fe₂Si, Al₁₂Fe₃Si₂, α -Al₁₅(Fe,Cr,Mn)₃Si₂, π -Al₈Mg₃FeSi₆.



Slika 6. Morfologija α -Al₁₅(Fe,Cr,Mn)₃Si₂ faze oblika kineskih slova [14]

Ove faze na bazi železa su važne za Al-Si nadeutektičke legure i značajno utiču na mehanička svojstva. Istraživanja su pokazala da prisustvo Mn na α -Al₁₅(Fe,Cr,Mn)₃Si₂ deluje kao modifikator koji utiče na promenu igličaste morfologije ove faze u oblik kineskih slova što je manje štetno za svojstva legure, slika 6.

Mangan. Prisustvo mangana povećava čvrstoću ovih legura na povišenim temperaturama.

Cink. U klipnim legurama sadržaj cinka je ograničen na 0,2%, veće količine dovode do smanjenja otpornosti na povišenim temperaturama.

Olovo i kalaj. Sadržaj olova u klipnim legurama je ograničen na 0,1%, zbog štetnog uticaja koji se može javiti kao posledica veće količine ovog legirajućeg elementa. Veći sadržaj olova u slučaju izloženosti legure visokim temperaturama povećava sklonosti ka likvaciji. Sadržaj kalaja se ograničava na 0,02 % jer veće prisustvo može dovesti do stvaranja lakotopivog eutektikuma (Al+Sn) što pogoršava otpornost na povišenim temperaturama [1,9-11].

1.2.3. Uticaj intermetalnih faza na svojstva klipnih legura

Klipne legure se odlikuju složenim hemijskim sastavom i ovo prisustvo velikog broja legirajućih elemenata ima za posledicu stvaranje složene strukture. Čestice intermetalnih faza, prisutnih u strukturi, mogu biti rastvorne i nerastvorne. Rastvorne čestice grade atomi magnezijuma i bakra. Bakar sa aluminijumom gradi intermetalnu fazu CuAl_2 , a magnezijum sa silicijumom gradi Mg_2Si . Za obe ove faze je karakteristična visoka čvrstoća i tvrdoća pa deluju kao ojačivači legura aluminijuma. Ako u leguri imamo istovremeno prisustvo i magnezijuma i bakra, u manjoj količini moguće je obrazovanje faza S (Al_2CuMg) i W ($\text{Al}_x\text{Mg}_5\text{Cu}_4\text{Si}_4$) koje imaju ulogu dopunskih ojačivača [8,9].

Sadržaj železa iznad 0,8% utiče na pojavu krte pločaste faze FeSiAl_5 , koja znatno povećava krtost silumina. U prisustvu bakra, železo u legurama aluminijuma, obrazuje fazu Cu_2FeAl_7 . U prisustvu magnezijuma obrazuje se faza $\text{FeMg}_3\text{Si}_6\text{Al}_8$ koja ima oblik koji može da se opiše izgledom kineskih slova ako se izdvaja eutektički, a oblik globula ako se izdvaja primarno. Sa manganom, železo u siluminima gradi fazu $(\text{FeMn})_3\text{Si}_{12}\text{Al}_{15}$.

Ako sadržaj bakra prelazi vrednost granične rastvorljivosti u čvrstom stanju, višak bakra daje sa manganom fazu $\text{Cu}_2\text{Mn}_3\text{Al}_{20}$, koja ojačava leguru i ubrzava starenje.

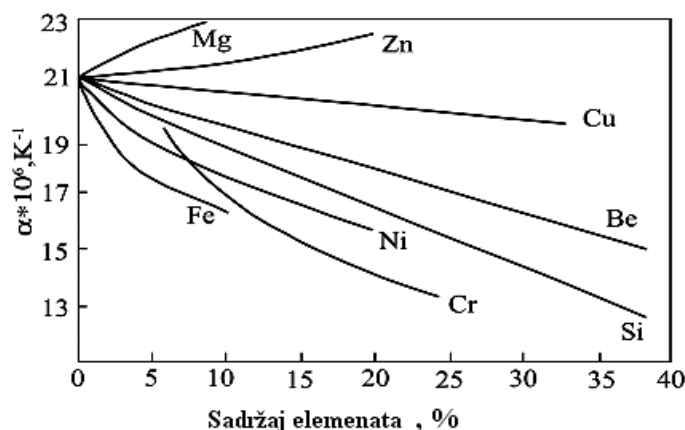
U legurama sa većim procentom bakra, uz prisustvo mangana, obrazuje se faza $\text{Al}_2\text{Mn}_2\text{Cu}$, dok višak bakra učestvuje u obrazovanju faze sa niklom $\text{Al}_6\text{Cu}_3\text{Ni}$. Obe ove faze utiču na povećanje otpornosti na povišenim temperaturama.

Nikal se u aluminijumskim legurama može pojaviti u više oblika. Sa bakrom obrazuje fazu Cu_4NiAl_7 , koja utiče na smanjenje intenziteta ojačavanja legure pri starenju i smanjuje brzinu rekristalizacije. Sa aluminijumom gradi faze Al_3Ni i FeNiAl_9 . Ako je prisutan mangan u leguri, može se obrazovati jedinjenje FeMnNi [8].

1.3. Fizička svojstva klipnih legura

Najvažnija fizička svojstva klipnih legura su: koeficijent linearnog širenja, toplotna provodljivost, gustina i koroziona otpornost. Dilatacija, odnosno temperaturni koeficijent linearnog širenja α , je zbog mesta primene (klipovi SUS motora) veoma važna karakteristika klipnih legura. Uslovi eksploatacije diktiraju potrebu za takvom kombinacijom legirajućih elemenata koja što je moguće više smanjuje vrednost koeficijent linearnog širenja aluminijuma, približavajući je vrednosti dilatacije košuljice cilindra.

Najveći uticaj na smanjenje vrednosti koeficijenta α ima dodatak železa, dok magnezijum ima najveći uticaj na povećanje koeficijenta α , aluminijumskih legura (slika 7.).



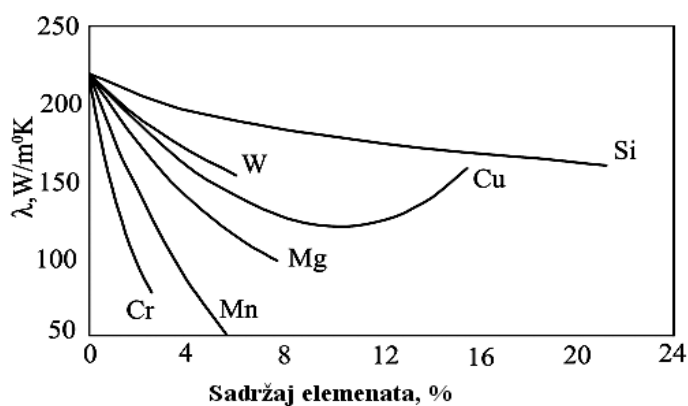
Slika 7. Uticaj legirajućih elemenata na koeficijent linearnog širenja livenih Al-legura [3]

Po pravilu temperaturni koeficijent linearnog širenja aluminijuma smanjuje se pri legiranju elementima koji imaju manju vrednost koeficijenta dilatacije od aluminijuma i obrnuto.

Čvrsti rastvori mogu da odstupaju od ovog pravila, tako da je npr. izdvajanje CuAl_2 iz presičenog čvrstog rastvora praćeno uvećanjem zapremine, iako bakar ima manji koeficijent dilatacije od aluminijuma i smanjuje njegovu vrednost termičkog širenja. *N.Nus* i *I.Fridljaner* su pokazali da u slučaju prisutnih faznih transformacija u datom temperaturnom intervalu promena koeficijenta linearnog širenja odstupa od postojećeg trenda.

Suprotno ovome u temperaturnim intervalima u kojima nema faznih transformacija utvrđene zakonitosti važe i koeficijent linearnog širenja se menja po njima [1,8].

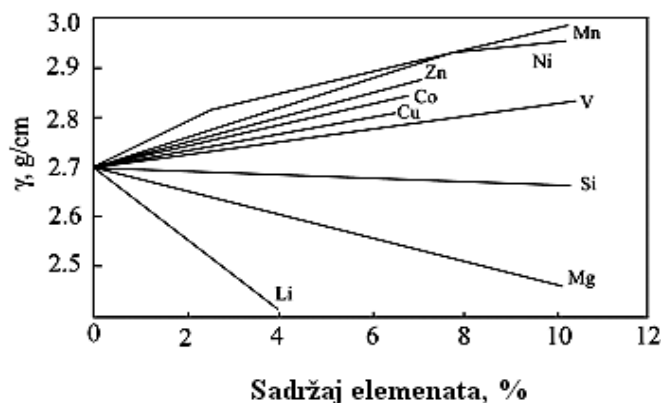
S obzirom da je čelo klipa izloženo direktnom dejstvu plamena i produkata sagorevanja veoma važan zahtev koji se postavlja pred klipne legure je optimalna kombinacija legirajućih elemenata, koja će obezbediti zadovoljavajuću provodljivost. Sa slike 8. vidi se da porast sadržaja silicijuma povećava toplotnu provodljivost, dok legirajući elementi kao što su hrom, mangan i pri veoma niskom sadržaju značajno utiču na smanjenje toplotne provodljivosti.



Slika 8. Zavisnost toplotne provodljivosti livenih Al-legura od sadržaja legirajućih elemenata [3]

Gustina materijala trebalo bi da bude što manja kako bi se smanjili gubici energije i inercijalne sile koje deluju na klipne prstenove.

Na bazi podataka *D.Kukla*, a na bazi aditivnosti, zavisnost gustine je približno linearna funkcija od sadržaja legirajućih elemenata što je prikazano na slici 9.



Slika 9. Zavisnost gustine Al-legura od sadržaja legirajućih elemenata [8]

Otpornost na koroziju je veoma bitna usled izloženosti klipnih legura dejstvu gasova i visokih temperatura. Korozijska otpornost je zavisna od prisutnih legirajućih kao i od elemenata koji predstavljaju primese u leguri. Kako će se ovaj uticaj manifestovati zavisi od toga da li prisutni legirajući elementi obrazuju čvrste rastvore ili sekundarne faze. Prisustvo železa koje sa aluminijumom gradi intermetalno jedinjenje tipa Al_3Fe čiji potencijal je elektropozitivniji od aluminijuma, dovede do veće korozije u baznim sredinama. Korozijska otpornost je, pored uticaja legirajućih elemenata, zavisna i od uslova očvršćavanja, vrste primenjene termičke obrade tj. od strukture materijala [1,8].

1.4. Teorija modifikacije

Nadeutektičke Al-Si legure su tehnološki važne zbog povoljnih svojstava koje poseduju zahvaljujući velikom zapreminskom udelu tvrdih primarnih i eutektičkih silicijumovih čestica. Nažalost, morfologija eutektičkog silicijuma je igličasta ili pločasta, dok su primarne Si čestice krupne, što utiče na degradiranje mehaničkih svojstava materijala. Sa tog aspekta, veoma je važno sprovesti rafinaciju i promeniti morfologiju ovih čestica. Zadovoljavajući efekti rafinacije i modifikacije mogu se postići porastom brzine hlađenja, ali brzinu hlađenja je teško kontrolisati i ovaj način nije praktičan kod nekih postupaka livenja, naročito ako se radi o odlivcima tankih zidova. U praksi su često primenjivani postupci hemijske modifikacije. Praksa pokazuje da su natrijum ili stroncijum najčešće korišćeni za promenu eutektičkog silicijuma od pločaste do vlaknaste morfologije, a da fosfor može biti korišćen ne samo za rafinaciju zrna nego i za poboljšavanje morfologije primarnih Si čestica [15].

Pored toga, postoje praktični i ekološki problemi u vezi sa ovom metodom rafinacije. Fizičke metode rafinacije su dizajnirane kao alternativa hemijskoj modifikaciji. Ove metode uključuju mehaničku i elektromagnetnu vibraciju, mehaničko i elektromagnetno mešanje, intenzivno smicanje rastopa i dr. Oprema za ove procese je generalno složena i skupa, a ove metode i neke od prethodno nabrojanih trebalo bi tek da budu široko primenjene u livačkoj praksi [33-38].

Dodatne tehnike koje se mogu koristiti za rafinaciju su i primena električne struje na livenje tokom očvršćavanja. Brojne studije su pokazale da je ovaj način rafinacije primenjen na različitim materijalima uključujući i livena gvožđa, čist aluminijum, Al-Si legure, ali ređe na legure Al-Si nadeutektičkog tipa [15].

1.4.1. Hemijska modifikacija livene Al – Si mikrostrukture

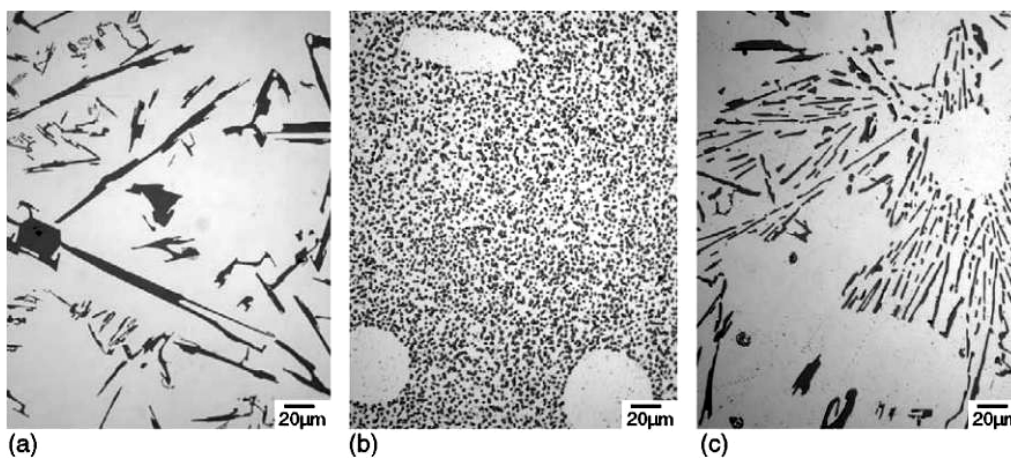
Kod legura Al-Si nadeutektičkog tipa, veoma je važna modifikacija i rafinacija primarnih i eutektičkih Si čestica. Hemijska modifikacija je uobičajeni način za postizanje značajnog poboljšavanja u pogledu veličine zrna i morfologije oba tipa Si čestica. Istovremena modifikacija primarnog i eutektičkog silicijuma je izuzetno teška, jer istim hemijskim modifikatorom nije moguće postići ove efekte.

Postoje brojne teorije pomoću kojih se objašnjava rafinacija, ali ne postoje teorije pomoću kojih je moguće potpuno objasniti i razumeti ovaj fenomen.

1.4.2. Hemijska modifikacija eutektičkih silicijumovih čestica

Za hemijsku modifikaciju Al-Si legura koriste se određeni hemijski elementi koji utiču na promenu morfologije eutektičkih Si čestica od igličaste do vlaknaste. Hemijski elementi najčešće korišćeni u ovu svrhu su natrijum i stroncijum, koji utiču na promenu strukture od pahuljičastog oblika do vlaknastog, kao i antimon koji rafiniše pahuljičastu strukturu. Slika 10. prikazuje eutektičku strukturu za različite tretmane rastopa: slučaj nemodifikovane strukture (a), modifikovanja eutektičkog silicijuma sa Sr (b) i modifikovanja sa Sb (c) [16].

Pored toga, postoje različiti retki metali kao što su (Ba, Ca, Y, Yb) koji imaju slične efekte kao Sr i Sb na strukturu eutektičkog silicijuma [17].



Slika 10. Eutektička struktura Al-Si legure: a) nemodifikovana; b) modifikovana Sr; c) modifikovana Sb [16]

Mehanizam rafinacije eutektičkog silicijuma do danas nije dobro objašnjen [16,17]. Postoji nekoliko predloženih teorija ali najčešće korišćene su teorija ograničenog rasta i teorija ograničene nukleacije.

Mehanizam hemijske modifikacije eutektičkog silicijuma može se objasniti pomoću teorije ograničenog rasta.

Po ovoj teoriji atomi elementa koji se koriste kao modifikatori, absorbiraju se u prvom stupnju porasta Si čestica u blizini čvrsto – rastop granične površine, što dovodi do dramatičnog porasta gustine nukleusa i do modificiranja strukture tj. inhibiranja daljeg porasta Si čestica [17]. Konkretno, izračunato je da porast nukleusa koji se formiraju na čvrsto – rastop graničnoj površini je najveći ako je odnos atomskih poluprečnika elementa koji se koristi za modifikaciju i silicijuma (r/r_{Si}) iznad 1,65. Međutim, ova teorija ima ograničenja i nekoliko protivrečnosti sa ovom teorijom prikazano je u radu [17]:

- ◆ teorija ograničenog rasta, ne uzima u obzir ulogu brzine hlađenja i prisustva nečistoća na mehanizam modifikacije;
- ◆ zapaženo je da primenom natrijuma odnos atomskih poluprečnika je ($r/r_{Si} = 1,59$) u slučaju primene kalcijuma ($r/r_{Si} = 1,68$); i pored toga natrijum pokazuje bolja modificirajuća svojstva.

Drugi predloženi mehanizam ograničen je nukleacionom teorijom, u kojoj elementi koji se koriste za modifikaciju neutrališu heterogenu nukleaciju silicijumovih čestica na AIP česticama ili smanjuju koeficijent difuzije silicijuma u rastopu [19,20]. AIP čestice su kristalografski slične Si, i promovišu površinski rast što u velikoj meri smanjuje slobodnu energetska barijeru za nukleaciju [21]. Neutrališući efekat ovih čestica, dovodi do bržeg podhlađenja rastopa, što rezultira u porastu nukleacione brzine eutektičkih Si čestica, uzrokujući modifikaciju [21]. Slično tome, uočeno je da modifikatori mogu da zaustave nukleaciju faza koje u svom sastavu imaju železo. Si čestice imaju sklonost da heterogeno nukleiraju na ovim fazama pri temperaturama višim u odnosu na eutektičku temperaturu. Čestice silicijuma u tom slučaju imaju mogućnost neograničenog porasta u rastopu pri čemu dobijaju formu nalik pločastom obliku.

1.4.3. Hemijska modifikacija primarnih čestica silicijuma

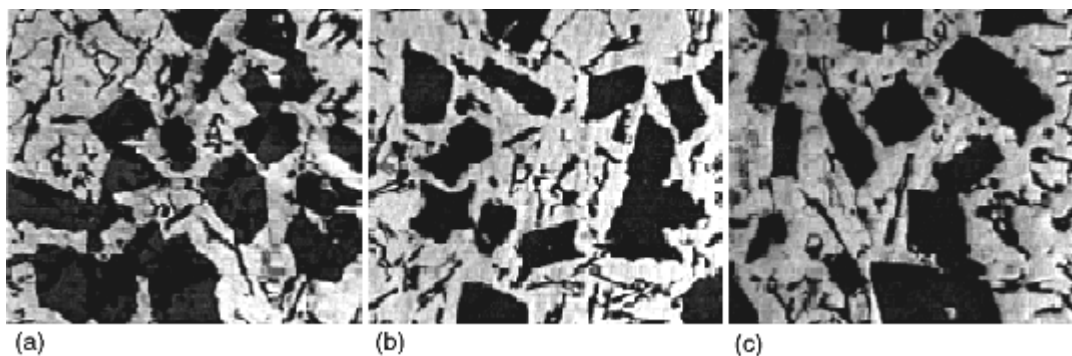
Za razliku od hemijske modifikacije eutektičkih silicijumovih čestica, mehanizam hemijske modifikacije primarnih Si čestica je dobro poznat. Elementi koji se koriste za modifikaciju, formiraju jedinjenja sa aluminijumom što ubrzava heterogenu nukleaciju silicijumovih čestica [22-26].

Broj primarnih silicijumovih nukleusa dramatično poraste, dok prosečna veličina čestica opada. Uobičajen modifikator korišćen u ovu svrhu je fosfor.

U kombinaciji sa aluminijumom fosfor gradi AlP fazu koja je kristalografski slična silicijumu i podstiče površinski rast [20,22]. Takođe primena bora, utiče na modifikaciju i povećava efikasnost fosfora [25].

U nadeutektičkim Al–Si legurama, CuP osnovna legura je prepoznata kao najbolji rafinator Si čestica [10, 26-30]. Fosfor reaguje sa Al pri čemu nastaje AlP, koji predstavlja klicu za nukleaciju primarnih Si čestica. Ovo se objašnjava visokom tačkom topljenja 982°C i parametrom rešetke koji je blizu parametra rešetke Si čestica ($a_{AlP}/a_{Si}=1,00368$). Fosfor povećava kristalizacionu temperaturu primarnih silicijumovih čestica što je praćeno povećavanjem broja silicijumovih nukleusa a samim tim i smanjenjem brzine rasta ovih čestica [30]. U radu [31] pokazano je da sa porastom sadržaja P (%): 0,05 – 0,1, broj primarnih silicijumovih čestica raste dok se prečnik smanjuje, a sa daljim porastom sadržaja fosfora u većoj količini (%): od 0,1 i 0,15, nastavlja se obrnut trend. Ovaj fenomen su takođe potvrdili i drugi istraživači [32,33].

Premodificiranje do koga dolazi u slučaju primene P, može biti objašnjeno porastom latentne toplote prema reakciji prikazanoj jednačinom (1), odnosno smanjenjem podhlađenja čime se smanjuje frekvencija nukleacije što dovodi do koalescencije i aglomeracije čestica.



Slika 15. Rafinacija sa fosforom (%): a) 0,05; b) 0,1; c) 0,15 [31]

Kod nadeutektičkih legura, mali toplotni efekat koji prati kristalizaciju primarnog silicijuma, ponekad je jedva prepoznatljiv na krivoj hlađenja. *Bäckerud* i grupa autora [52] su istraživali ponašanje Al legura, posebno Al–Si legura kao i *Charbornier*, *Honer*, i *Dootz* [53,56,57]. Generalno govoreći kod nadeutektičkih Al-Si legura, promena morfologije primarnih i eutektičkih Si čestica je moguća i uslovljena je prisustvom legirajućih elemenata, brzinom hlađenja i neravnotežnim uslovima očvršćavanja. Takođe je uočeno da uticaj Sr kao modifikatora je efikasniji u slučaju nadeutektičkih u odnosu na podeutektičke legure. Primera radi kod legura sa 17%Si efekti modifikacije su za 50% veći u poređenju sa legurom sa 7%Si. *Mascre* [54] je utvrdio da u slučaju dodatka Na leguri koja je predhodno rafinisana P, efekti rafinacije bivaju neutralisani i da sa porastom količine Na, veličina primarnih Si zrna se smanjuje, pri čemu zrna postaju približno sfernog oblika.

Clegg i *Das* [55] su ispitivali uticaj NaF i S pojedinačno, i kada se dodaju zajedno, pronašli su da ovi elementi takođe dovode do neutralizacije jedan drugog slično kao u slučaju Na i P.

Adachi [58] je ispitivao efekte Ca i Na na rafinaciju i uočio da dodatkom ovih elemenata veličina primarnih Si čestica raste. Povećani dodatak ovih elemenata rezultira u većim pernatim kristalima ili kristalima sferne forme, što je takođe potvrđeno rezultatima istraživanja *Mascre* [54]. Istraživanja autora [59] su pokazala da dodatak Sr leguri 390 uzimajući u obzir efekte dejstva preostalog P, dovodi do rafinacije u kratkom vremenu nakon dodatka Sr. Pri kraćim vremenima zapaženo je da veličina primarnih Si čestica raste i da dolazi do njihove modifikacije, a pri dužim vremenima efekat dejstva Sr izčezava i dolazi do ponovne rafinacije. *Kobayashi* i *Hogan* [60] su primetili da ogrubljavaње Si čestica je u vezi sa mehanizmom *Twin Plan Re-entrant Edge* (TPRE).

Tenekedjiev i grupa autora [61] analizirali su uticaj Na, Sr i P na leguru 390. Ovim ispitivanjem su potvrđeni rezultati ispitivanja *Mascre* [54] sa Na kao modifikatorom, pri čemu je utvrđeno da Si čestice postaju sferne pri brzini hlađenja većoj od $15\text{ }^{\circ}\text{Cs}^{-1}$, a da pri brzinama nižim od ove, dolazi do modifikacije eutektičkog Si. Korišćenjem Sr, čestice primarnog Si postaju krupnije, a rezultati termalne analize pokazuju da Sr reaguje sa P i da nukleaciona temperatura primarnog silicijuma opada. Takođe dokazano je da eutektička temperatura ostaje konstantna posebno posle dodatka Sr što je u suprotnosti sa podeutektičkim Al-Si legurama.

Modifikacija obe vrste silicijuma primarnog i eutektičkog u nadeutektičkim legurama je veoma otežana. Dokazano je da fosfor efikasno utiče na rafinaciju primarnih Si čestica, ali ne i na rafinaciju i modifikaciju eutektičkog silicijuma. Dodatak zajedno fosfora i natrijuma, utiče na rafinaciju primarnog i modifikaciju eutektičkih čestica, respektivno, ali njihov dodatak mnogo manje je efikasan nego ako se ovi elementi dodaju pojedinačno. Ovo je verovatno zbog mogućnosti reakcije između natrijuma i fosfora i nastanka Na_3P [62].

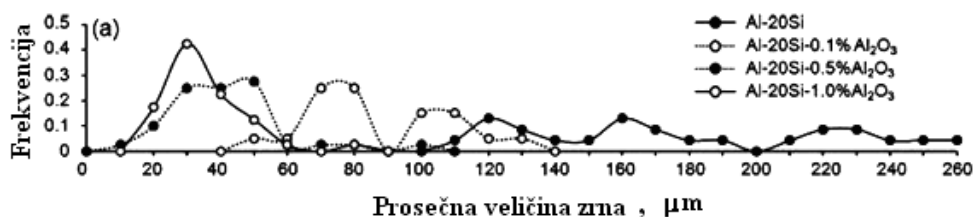
Retki metali se mogu koristiti za rafinaciju primarnih Si čestica [25,57,61,63]. Ovo je od posebnog interesa, jer ovi elementi mogu istovremeno da se koriste i za modifikaciju eutektičke strukture, premda ne tako efikasno kao tradicionalno korišćen natrijum [61].

Chang i grupa autora pokazali su da fosfor zajedno sa retkim metalima značajno utiče na rafinaciju primarne i eutektičke Si faze [24].

Cicco i grupa autora [64] pokazali su da dodatak različitih nano čestice u rastop legure snižava slobodnu energetska barijeru za nukleaciju. To je rezultiralo u manjem podhlađenju potrebnom za nukleaciju primarne Al faze [24].

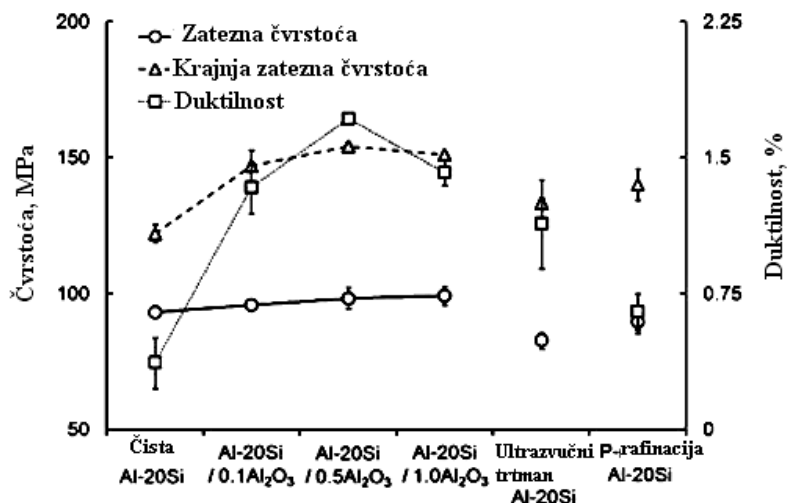
Choi i grupa autora uočili su da modifikacija eutektičkog i primarnog silicijuma u nadeutektičkoj Al - Si leguri može biti postignuta dodatkom nano čestica $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ [65].

Slika 11. prikazuje histogram promene veličine primarnih silicijumovih čestica u nadeutektičkoj leguri sa 20%Si uz dodatak različitih količina Al_2O_3 nano čestica.



Slika 11. Rafinacija primarnih silicijumovih čestica u leguri AlSi20 korišćenjem Al_2O_3 nano čestica [65]

Promene mehaničkih svojstava nadeutektičke legure sa 20%Si nastale primenom različitih postupaka rafinacije: sa dodatkom nano čestica, primenom ultrazvučnih vibracija, modifikovane sa fosforom i nemodifikovane, prikazane su na slici 12.



Slika 12. Promena mehaničkih svojstava AlSi20 legure primenom različitih postupaka rafinacije [65]

Ova ispitivanja su pokazala da dodate nano čestice ojačavaju metalnu osnovu što značajno doprinosi porastu duktilnosti i zatezne čvrstoće u odnosu na tradicionalno korišćene tehnike rafinacije.

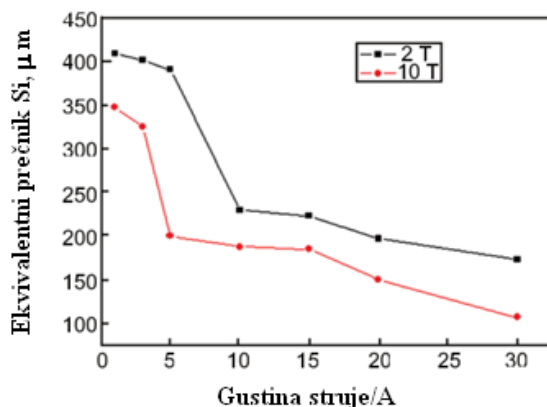
1.4.4. Fizičke metode rafinacije livene mikrostrukture Al – Si legura

Dobro je poznato da porast brzine očvršćavanja generalno vodi rafinaciji mikrostrukture u livenom stanju. U slučaju Al–Si legura, brzo očvršćavanje rafiniše i primarne [66] i eutektičke [34] silicijumove čestice a takođe smanjuje sekundarno dendritno rastojanje [66]. Nažalost, u mnogim industrijskim primenama, postizanje željene brzine očvršćavanja nije ni fizički ni ekonomski praktično. Razvijen je veliki broj metoda fizičke rafinacije mikrostrukture Al–Si legura. Jedna od metoda fizičke rafinacije je primena mehaničke vibracije. Kod ove metode kalup je izložen mehaničkim vibracijama određene frekvencije i amplitude. Ove vibracije prouzrokuju smicanje dendritnih grana, koje nakon kidanja plutaju u rastopu i ubrzavaju nukleaciju.

Mehaničke vibracije su uglavnom korišćene za rafinaciju dendritne strukture aluminijumskih legura A356, a nivo rafinacije je u direktnoj vezi sa vibracionom frekvencijom i trajanjem vibracionog tretmana.

Radjai i grupa autora [35] proučavali su efekte vibracije na rafinaciju legure AlSi17 i zaključili su da elektromagnetne vibracije prouzrokuju kavitacione efekte, lomeći primarne silicijumove čestice na manje delove. Slično, u radu *Yu* i grupe autora [36] je prikazana značajna rafinacija primarnih Si čestica primenom ove tehnike. Slika 13. prikazuje promene ekvivalentnog prečnika primarnih Si čestica u funkciji gustine struje i magnetnog fluksa korišćenih za kreiranje elektromagnetnih vibracija. Nažalost, primena ove tehnike često je ograničena i nije primenljiva na livenje u peščane kalupe, kao i to da je oprema koja se koristi u ove svrhe skupa [37].

Ako se promenljivo magnetno polje primeni na rastop metala, odgovarajuće električno polje se indukuje u rastopu i *Lorencove* sile prouzrokuju kretanje rastopa [38]. Ova struja prekida dendritne grane i dolazi do porasta nukleacije na isti način kao kod mehaničkih vibracija ili mešanja. Ova tehnika predstavlja tzv. elektromagnetno mešanje.



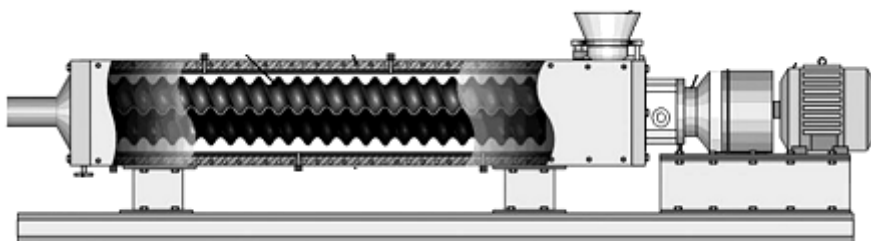
Slika 13. Promene ekvivalentnog prečnika primarnih Si čestica u leguri AlSi18 u funkciji gustine električne struje i magnetnog fluksa [36]

Lu i grupa autora [39] pokazali su da u nadeutektičkoj Al-Si leguri, elektromagnetno mešanje koje je izvedeno sa strujom iznad 12 ampera dovodi do okupljanja primarnih Si čestica pri čemu dolazi do pojave heterogenosti u mikrostrukturi.

Utvrđeno je da porast jačine struje od 8 do 12 ampera je optimalan za rafinaciju. Iako ova rafinacija primarnih silicijumovih čestica je značajna, elektromagnetno mešanje ima zanemarljiv efekat na rafinaciju eutektičkog silicijuma.

U druge fizičke metode rafinacije spada i intezivno smicanje, za vreme koga je rastop metala izložen intezivnom smicanju preko dva propelerna mehanizma. Ova tehnika je ranije korišćena kod kalupnog livenja pri visokom pritisku.

Šematska ilustracija aparature data je na slici 14. Primena ovog procesa vodi većoj rafinaciji primarnih silicijumovih čestica nego postupci primene hemijske modifikacije fosforom [67,68].



Slika 14. Šematska ilustracija aparature za intezivno smicanje rastopa metala [68]

1.4.5. Rafinacija livene mikrostrukture pomoću mehaničkog mešanja-reokasting

Jedna od alternativa tradicionalnim metodama rafinacije i modifikacije je primena mehaničkog mešanja tokom očvršćavanja. Ovaj proces je imao dokazano efikasnog uticaja na različite sisteme legura, uključujući Al-Si legure, o čemu će šire biti reči u poglavlju 2.

1.5. Zavisnost svojstava klipnih legura od termičke obrade

Promena svojstava klipnih legura u velikoj meri zavisi od primenjenog režima termičke obrade. Cilj termičke obrade je promena strukture, fizičko-hemijskih i mehaničkih svojstava metala ili legure. Suština procesa termičke obrade je, da se u zavisnosti od brzine zagrevanja i hlađenja kao i vremena držanja na određenoj temperaturi, dobiju materijali različitih svojstava. Pri izboru režima termičke obrade legura u obzir se moraju uzeti dijagrami stanja sistema koji čine osnovu legure, prisutni legirajući elementi i tehnologija dobijanja legure.

Najviše primenjivani režimi termičke obrade aluminijumskih legura su kaljenje i starenje [69]. Kako temperatura zagrevanja za proces kaljenja zavisi od prirode legure i brzine rastvaranja ojačavajućih faza, ona se bira na osnovu dijagrama stanja. Što je temperatura zagrevanja viša, veća je i brzina rastvaranja. Temperatura iznad koje ojačavajuće komponente maksimalno prelaze u čvrst rastvor naziva se donja granica temperature zagrevanja za kaljenje. Dužina držanja na temperaturi kaljenja određuje brzinu procesa rastvaranja ojačavajućih komponenti i zavisi od prirode legure, strukture i uslova zagrevanja. Brzina hlađenja pri kaljenju treba da bude takva da obezbedi fiksiranje čvrstog rastvora aluminijuma sa maksimalnim stepenom rastvaranja legirajućih komponenti.

Proces starenja se izvodi sa ciljem da se kristalna rešetka vrati u stabilnije stanje, do čega dolazi usled raspada presićenog čvrstog rastvora. Intenzitet odvijanja ovih procesa zavisi od temperature i stepena presićenja čvrstog rastvora. Što je viša temperatura starenja i veći stepen presićenja, procesi su intenzivniji. U toku procesa starenja dolazi do promene kako mehaničkih tako i fizičko-hemijskih svojstava legure.

2. DOSTIGNUĆA I TENDENCIJE U OBLASTI ISPITIVANJA I PROJEKTOVANJA NOVIH METODA LIVENJA U POLUOČVRSLJOM STANJU

Struktura poluočvrstlog stanja bila je predmet izučavanja većeg broja istraživača poslednjih decenija prošlog veka. *Spenser i Flemings* u svom naučnom radu zapazili su da mehaničkim mešanjem legure za vreme očvršćavanja u solidus–likvidus temperaturnom intervalu dolazi do promene dendritne morfologije čvrste faze u morfologiju približno sfernog oblika. Pronalazači su otkrili da ne-dendritna priroda čvrste faze daje metalnom rastopu reološka svojstva. Rastopi legura do 50% čvrste faze su imali homogeniju tečljivost sa „efektivnim viskozitetom“ nekoliko puta većim u odnosu na leguru koja je livena iz stanja rastopa. Takođe je zapaženo da metalni rastop sa većim viskozitetom pokazuje manju turbulentnost pri ispunjavanju kalupa što značajno utiče na bolji kvalitet odlivaka tj. ovi odlivci imaju minimalnu poroznost. Danas najširu industrijsku primenu su našla dva postupka procesiranja legure u oblasti poluočvrstlog stanja, reokasting i tiksokasting [70].

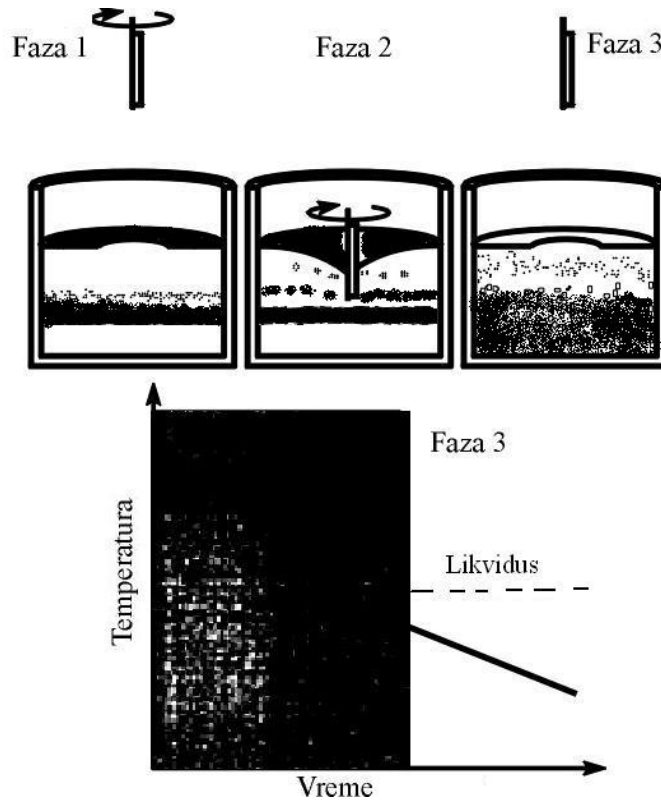
2.1. Reokasting postupak

Reokasting postupak se odnosi na proces transformacije dendritne strukture rastopa u nedendritnu, dvofaznu smešu. Danas se zna da kontrolom postojećih uslova za vreme početnog stadijuma očvršćavanja nedendritna struktura nastaje za vreme formiranja prvih procenata čvrste faze. *Martinez i Flemings* pokazali su da kombinacijom lokalizovanog brzog hlađenja i energičnog mešanja nedendritna struktura se obrazuje u delu sekunde [70].

Slika 15. predstavlja šematsku ilustraciju tri osnovna stadijuma reokasting procesa:

- ◆ I faza prikazuje unošenje mešača u metalni rastop na temperaturama nešto iznad likvidus temperature,
- ◆ II faza se odnosi na mešanje rastopa za vreme hlađenja u oblasti ispod likvidus temperature tj. u dvofaznom području i

- ♦ III faza mešanje rastopa traje toliko dugo dok se ne oforme prvi procenti čvrste faze obično nekoliko sekundi do nekoliko minuta a nakon toga sledi uklanjanje mešača.



Slika 15. Šematski prikaz reokasting procesa [71]

Vreme hlađenja se određuje u zavisnosti od željenog udela čvrste faze. S tog aspekta možemo govoriti o različitim vrstama reokasting procesa:

- ♦ reokasting proces koji se izvodi pri kontinuiranom hlađenju i pri određenom udelu čvrste faze i
- ♦ reokasting proces koji se izvodi pri približno izotermnim uslovima i pri tačno određenom udelu čvrste faze.

Reokasting proces se često koristi i za određivanje procesnih parametara kod dobijanja česticama ojačanih metal matrih kompozita. Ova varijanta procesa obrade u poluočvrslom stanju se naziva kompokasting. Široka primena reokasting procesa uslovljena je poznavanjem evolucije čestične veličine kao i granične stabilnosti ovih čestica nastalih za vreme procesa.

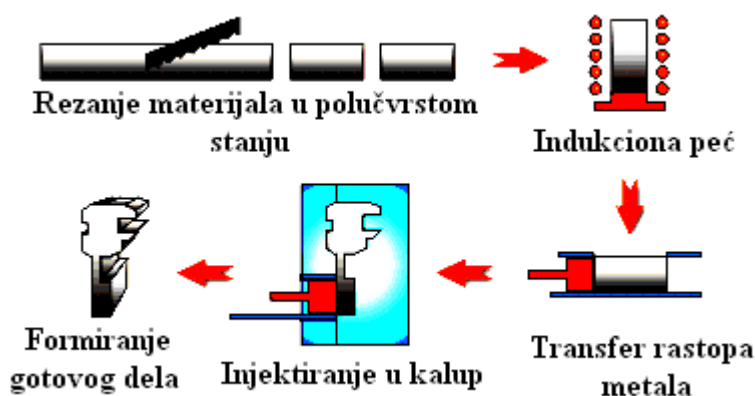
Proces u poluočvrslom stanju (SSM proces), koji je prikazan na slici 15., može da posluži za objašnjenje nastanka sferoidnih čestica prilikom uranjanja hladnog rotirajućeg štapa (mešača) u rastop. Potapanje rotirajućeg štapa istovremeno stvara region visokog lokalnog hlađenja, obezbeđujući energičnu konvekciju i pad temperature rastopa ispod likvidus temperature. Određena količina očvrslog metalnog rastopa nedendritne morfologije nastaje u desetinama sekunde [71].

2.2. Tiksokasting postupak

Šematska ilustracija tiksokasting postupka prikazana je na slici 16. Poluočvrsti rastop legure nedendritne morfologije se lije u kalupe. Dobijeni ingoti se postupcima rezanja mogu smanjiti na manje dimenzije ingota. Nakon toga sledi ponovno zagrevanje u elektrootpornoj peći do oblasti poluočvrslog stanja a zatim oblikovanje primenom različitih postupaka npr. livenje pod pritiskom, ili primenom nekih postupaka plastične prerade kao što su kovanje, valjanje i dr.

Prvi komercijalni proizvodi dobijeni tiksokasting postupkom bili su tanke cevi koje su služile za dovod goriva do komore za sagorevanje u motorima. One su bili proizvedeni sredinom 1990-ih od strane italijanskih kompanija *Stampal and Magnetti Marelli*.

Ove cevi nisu mogle biti livene klasičnim postupkom livenja zbog prisutnih nedostataka koji su uticali na slabljenje strukture što je dvodilo do potencijalnog curenja goriva.



Slika 16. Šematska ilustracija tiksokasting postupka [72]

Druge kompanije kao što *Vforge* u SAD i *SAG* u Austriji, danas proizvode razne komponente primenom tiksokasting postupka. To su komponente proizvedene primenom ultra lakih legura aluminijuma za Alfa Romeo kao zamena za čelične komponente koje su duplo teže. Aluminijumske komponente su napravljene u jednom komadu primenom tehnologije '*near net shape*', a za njihovu finalizaciju bila je potrebna mala mašinska obrada, dok u slučaju primene čelika komponente su bile izrađene iz više međusobno spojenih delova. To su na primer, šasije napravljene iz jednog komada primenom '*near net shape*' od aluminijumske legure A357 (T6 termički obrađenom stanju). Na ovaj način bili su znatno smanjeni troškovi dodatne obrade. Tiksokasting postupak se uglavnom koristi u slučajevima gde se zahteva veća hermetičnost komponenata a ne visoka mehanička svojstva. Ovo je slučaj kod izrade kontrolnog gas-ventila napravljenog od aluminijumske legure A357, primenom T5 termičke obrade - što je jednostavniji, jeftiniji tretman [72]. Gotovo svi mobilni telefoni i laptopovi su proizvedeni korišćenjem tiksokasting postupka. Komponente proizvedene ovim postupkom moraju imati ne samo svetlosna nego i dobra elektromagnetska zaštitna svojstva, koja konvencionalno modeliranje ne može da proizvede.

Glavne prednosti tiksokasting postupka su:

- ◆ energetski efikasniji proces; lako se može automatizovati i kontrolisati;
- ◆ proizvodne cene su slične ili niže u odnosu na livenje pod pritiskom;
- ◆ ravnomerno punjenje kalupa, niska poroznost, što daje delove visokog kvaliteta;
- ◆ niže temperature prerade u poluočvrstlom stanju, a ne iznad tačke topljenja, smanjuju termalni šok pri livenju u kalup, produžujući radni vek kalupa i omogućavaju obradu legura visoke tačke topljenja, kao što su alatni i nerđajući čelici koje je teško oblikovati na drugi način;
- ◆ fina uniformna mikrostruktura što daje poboljšana svojstva komponentama;
- ◆ komponente dobijene tiksokasting postupkom su blizu finalnog oblik, čime se smanjuje potreba za dodatnu obradu.

Nedostaci tiksokasting postupka su:

- ◆ veća cena sirovina i mali broj dobavljača;
- ◆ napor i trošak da se sprovede održivi proizvodni proces (kao što bi bio slučaj sa uvođenjem inovativne tehnologije za proizvodnju) [72].

2.3. Analiza formiranja sfernih čestica za vreme reokasting procesa

2.3.1. Uticaj gustine čestica na formiranje strukture u reokasting procesu

Jedan od faktora koji utiče na formiranje ne-dendritne strukture u uzorcima dobijenim reokasting postupkom (reokast uzorci) je gustina čestica za nukleaciju koja je značajno povećana u odnosu na legure koje se liju konvencionalnim postupkom u pešćane ili metalne kalupe. Flemings je razmotrio razvoj sferne mikrostrukture kod reokast uzoraka na bazi analize uticaja gustine čestica za nukleaciju [70,73]. Razmatran je slučaj kad je početna gustina čestica velika, što znači da su rastojanja među česticama manja, difuzioni procesi su brži što rezultira u bržoj evoluciji ovih čestica u sferne. S druge strane ako je mnogo manji broj čestica u početnoj fazi očvršćavanja to će rezultirati porastom zrna. S obzirom da veće rastojanje među česticama zahteva duže vreme za difuzione procese to će ovi pojedinačni fragmenti menjati morfologiju preko oblika rozeta do približno sfernog oblika.

2.3.2. Konvekcija

Bower i Flemings su izveli niz eksperimenata koji su poslužili za objašnjenje uticaja konvekcije na veličinu zrna [73,74]. Livenje sa većim stepenom predgreivanja uticalo je značajno na porast zrna uz pretpostavku da konvekcija nije bila prisutna za vreme očvršćavanja.

Livenje legure sa značajno manjim stepenom predgreivanja rezultiralo je finijom veličinom zrna. Eksperimenti su izvedeni na leguri AlCu4.5 koja je predgreivana do različitog stepena a nakon toga livena u bakarne kalupe [74]. Livenje legure sa prethodnim velikim stepenom predgreivanja doveo je do pojave velikih dendrita na površini odlivaka, što se moglo videti i golim okom. Ako je rastop legure manje predgreivan pre livenja uočen je daleko veći broj manjih dendrita, slika 17 [71].



Slika 17. Uticaj predgrevanja na veličinu dendrita na površini odlivaka [71]

U oba slučaja veličina zrna na vrhu odlivaka gde se pretpostavlja da je početak očvršćavanja, je mnogo manja nego na dnu. U slučaju livenja sa velikim stepenom predgrevanja dolazi do stvaranja prvog očvrstlog sloja, iza koga je metalni rastop miran iako je počelo očvršćavanje. Ovo ukazuje da konvekција nije bila prisutna za vreme procesa očvršćavanja pa je konačna veličina zrna bila velika. U slučaju livenja metala sa znatno manjim stepenom predgrevanja verovatno je pri izlivanju odmah došlo do očvršćavanja pre nego što se stvorio početni očvrstli sloj metala što je rezultiralo strukturom sa znatno finijim zrnima [71].

„*Big bang*“ teorija predložena od strane *Jackson* i grupe autora je jedan od načina koji može da posluži za objašnjenje uticaja konvekcije na rafinaciju zrna [75]. Ova istraživanja su izvedena na ugljen tetrabromidu, a mogu se primeniti i za analizu legura namenjenih procesima livenja. Zapaženo je da u slučaju konvekcije za vreme procesa očvršćavanja mnoge čestice čvrste faze naglo prelaze iz oblasti poluočvrstog stanja u masu rastopa. Ovo se objašnjava pretpostavkom da je konvekција prouzrokovana termalnim fluktuacijama dovela do promena u brzini rasta i ponovnog topljenja dendritnih grana. Odvojene dendritne grane bivaju transportovane pomoću konvektivnih tokova ili potiskivane u masu rastopa što rezultira strukturom sa manjom veličinom čestica.

2.3.3. Dendritna fragmentacija

Opšte je prihvaćeno da rafinacija zrna nastaje kao rezultat prisustva konvekcije za vreme očvršćavanja tj. zbog uloge koju konvekcija ima na dendritnu fragmentaciju ili mehanizme povećanja zrna. *Esaka* i grupa autora su pratili nastajanje čestica u prelaznoj zoni za vreme mešanja rastopa. Rezultati su pokazali, da broj čestica koji nastaje i brzina nastajanja, rastu sa porastom intenziteta mešanja [76]. *Martinez i Flemings* su pokazali da ako se primeni kombinacija lokalizovanog hlađenja sa energičnom konvekcijom u rastopu neposredno ispod likvidus temperature, nedendritna struktura će se formirati u delu sekunde [77]. Ova grupa autora objašnjava da dendriti u rastopu na mestu intenzivnog hlađenja mogu biti fini što u prisustvu konvekcije dovodi do fragmentacije gotovo trenutno nakon formiranja. *Vogel* i grupa autora i *Doherty* i grupa autora, objašnjavaju da se kretanjem rastopa stvaraju smicajne sile koje dovode do savijanja dendritnih grana. Postoje različite hipoteze koje objašnjavaju da savijanjem grana dendrita koji su pod velikim uglom prema korenu grana dendredita dovodi do porasta površinske energije u korenu. Prema ovoj teoriji rastop može da kvasi granice koje su postavljene pod velikim uglom što rezultira odvajanjem grana dendrita [78,79]. *Kattamis* i grupa autora koriste model ogrublјavanja za objašnjenje dendritne fragmentacije koja je u vezu sa međudendritnim rastoјanjem [80].

2.3.4. Čestična stabilnost

Postoje različite teorije pomoću kojih se može objasniti čestična stabilnost, jedna od tih je i teorija *Mullins i Sekerka* tj. teorija linearne granične stabilnosti koja se koristi za analizu očvršćavanja i dendritnog formiranja [81,82]. *Langer* koristi za objašnjenje čestične stabilnosti model tro-dimenzionalne sferne granice [83]. Na bazi ovog modela pretpostavlja se da čestice čvrste faze rastu u okruženju u kome je prisutan isključivo rastop. Kod reokasting procesa, ova pretpostavka je primenljiva u ranoj fazi očvršćavanja, kada su čestice toliko male i njihova interakcija je jedino moguća sa okolnim rastopom. Pri većem udelu čvrste faze, ili ako je velika gustina čestica za nukleaciju, interakcija među česticama će značajno uticati na međufaznu graničnu stabilnost [84].

2.3.5. Tečljivost reokast legura

Većina objavljenih radova iz oblasti tečljivosti rastopa u oblasti poluočvrstog stanja su fokusirana na karakterizaciju tiksotropске prirode metalnog rastopa. Iako je ova tema od fundamentalne važnosti za SSM industriju možda važnije ispitivanje se odnosi na mogućnost određivanja tečljivosti na bazi merenja tzv. “dužine tečenja”. Fluidnost se najčešće definiše kao dužina koju pri livenju pređe metal do momenta zaustavljanja kretanja koje je uslovljeno njegovim očvršćavanjem. *Ragone* je prvi izveo kvantitativnu analizu fluidnosti čistog metalnog rastopa. U ovim eksperimentima, protok metala bio je turbulentan, i uslovljen stalnom razlikom pritisaka. *Bernoulli*’s jednačina je korišćena za predviđanje dužine tečenja metalnog rastopa pre njegovog očvršćavanja. Analiza nije uzimala u obzir uticaj gubitaka nastlih trenjem, površinskim naponom i promenom viskoziteta. *Niesse* je nastavio rad *Ragone*, koristeći istu eksperimentalnu aparaturu. *Niesse* je u svom eksperimentalnom radu uočio da dodatak male količine legirajućih elemenata dovodi do pada posmatrane tečljivosti [85].

Flemings je sumirao uticaj ovih efekata: dodatak legirajućih elementa rezultira kidanjem dendrita i njihovim transportom u rastop što dovodi do smanjenja tečljivosti. *Pai i Jones* su razvili empirijsku jednačinu za određivanje tečljivosti legura procesiranih u oblasti poluočvrstog stanja primenom mehaničkog mešanja. *Sumartha* je proučavao tečljivost reokast legura A356 dobijenih primenom mehaničkog mešanja sa sadržajem čvrste faze od 15% i 30%.

Mnogo pre njega *Nafisi* i grupa autora su izveli eksperimente određivanja tečljivosti A356 legura mehanički mešanih u oblasti poluočvrstog stanja sa početnim udelom čvrste faze između 10 i 50% [85-87].

2.4. Uticaj procesnih parametara na viskozitet

Reologija predstavlja deo fizičkih nauka koja se bavi izučavanjem deformabilnosti i kvantitativnim odnosom veze napon-deformacija-vreme koji je uslovljen nizom procesnih parametara, uključujući i temperaturu. Reološko ponašanje i svojstva mogu se značajno menjati sa promenom vremena ili sa neprekidnom deformacijom [86]. Kidanje na manje segmente ili obrazovanje nakupina su česta pojava u reologiji [87].

Smicanje je važan tip deformacije koji može biti vizuelizovan kao proces u kome beskonačno tanke paralelne ravni klize jedna preko druge kao u pakovanju od nesavitljivih krutih karata. Viskoznost je glavni parameter reološkog ponašanja poluočvrstih rastopa legura i jasan pokazatelj sposobnosti popunjavanja kalupa pri livenju, koji je determinisan potrebnim silama za deformaciju i tečljivošću materijala [88]. Na bazi prvog Njutnovog zakona [86], veza između viskoziteta i smicajnog napona se može predstaviti jednačinom (2).

$$\tau = \eta \left(\frac{\partial V}{\partial y} \right) = \eta \dot{\gamma} \quad (2)$$

gde je: V - brzina kretanja, τ - smicajni napon, η - viskozitet i $\dot{\gamma}$ - smicajna brzina

Kod njutnovskih fluida, η , je konstanta veličina, ali u slučaju nenjutnovskih fluida viskozitet je funkcija fizičkih svojstava fluida i uslova ispitivanja uključujući veličinu čestica i njihovu raspodelu, temperaturu, smicajne sile i smicajnu brzinu.

Poznavanje viskoziteta je od izuzetne važnosti kada je u pitanju ispunjavanje kalupa, jer niža vrednost viskoziteta utiče na bolju pokretljivost materijala kroz kalup [89-91]. Viskozitet je uvek korišćen kao ulazni parametar za predviđanje tečljivosti u simulacionim softverskim programima [92-94]. Niži viskozitet je naročito važan u slučajevima proizvodnje komponenti tankih zidova, jer značajno utiče na smanjenje škarta [95,96]. Svi tipovi materijali koji očvršćavaju u temperaturnom intervalu tj. u oblasti poluočvrstog stanja i imaju dendritnu morfologiju mogu se procesirati SSM postupcima. Legure sa ograničenim opsegom očvršćavanja ili sa jednom tačkom transformacije kao npr. eutektički sistemi ne mogu biti procesirani SSM postupcima.

Tečljivost i deformabilnost metalnih legura tj. reološko ponašanje je u potpunosti zavisno od viskoziteta koji se može menjati sa promenom metalurških i procesnih parametara.

2.4.1. Metalurški parametri

Najvažnije metalurške karakteristike SSM legura koje utiču na viskozitet su: udeo čvrste faze; morfologija primarnih faza; veličina čestica i njihova raspodela; hemijski sastav legure i temperatura livenja.

2.4.1.1. Udeo čvrste faze

Jedan od najvažnijih parametara koji utiče na viskozitet poluočvrstog rastopa je udeo čvrste faze [97-99]. Udeo čvrste faze može se izračunati ili primenom *Scheil's* jednačine [100], jednačine (3) ili na bazi podataka dobijenih sa krive hlađenja tj. na bazi rezultata imidž analize strukture [101,102].

$$f_s = 1 - \left(\frac{T_m - T_L}{T_m - T} \right)^{\frac{1}{(1-k)}} \quad (3)$$

gde su: F_s , T_m , T_L , k udeo čvrste faze, tačka topljenja (na primer tačka topljenja aluminijuma (T_m), za Al-Si legure je 660°C), likvidus temperatura i ravnotežni koeficijent, respektivno.

Autori *Chen i Fan* [103] razvili su mikrostrukturni model prikazan jednačinom (4) da bi opisali vezu između viskoziteta i efektivnog udela čvrste faze tj. reološkog ponašanja rastopa pod dejstvom jednostavnog smicajnog tečenja. Po ovom modelu u uzorcima koji su dobijeni kao rezultat dejstva smicajnih sila dolazi do pojave aglomeracije i deaglomeracije pa se u obzir mora uzeti strukturni parametar n koji definiše prosečan broj čestica u svakom aglomeratu. U ovom slučaju viskozitet se izražava kao funkcija strukturnog parametra što je dato jednačinom (4).

$$\eta = \eta_0 (1 - \phi_{eff})^{\frac{5}{2}} \quad (4)$$

Iz jednačine (4) vidi se da je viskozitet poluočvrstog rastopa direkta funkcija viskoziteta rastopa i efektivnog udela čvrste faze.

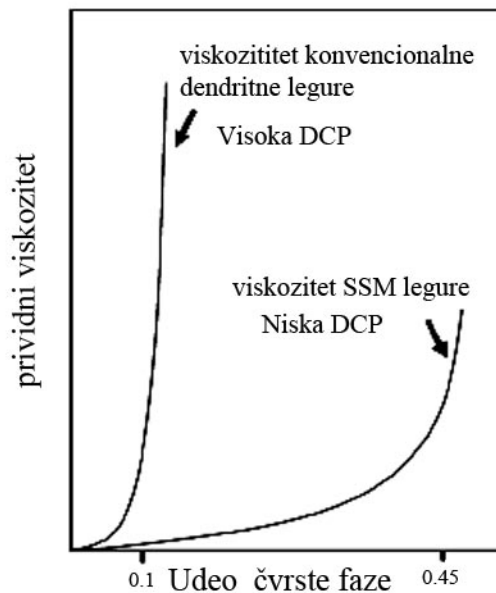
Efektivni udeo čvrste faze dat je kao:

$$\Phi_{ef} = \left(1 + \frac{n-1}{n} A\right) f_s \quad (5)$$

Gde je: η trenutni viskozitet, η_0 viskozitet rastopa, A parametar koji se odnosi na režim pakovanja koji opada sa porastom gustine pakovanja, n strukturni parametar, Φ_{ef} predstavlja efektivni udeo čvrste faze. Iz jednačine (5) vidi se da efektivni udeo čvrste faze zavisi od stvarnog udela čvrste faze, veličina aglomerata i stepena pakovanja u aglomeratu.

Viskozitet neprekidno raste sa porastom udela čvrste faze do dendritne koherentne tačke DCP [104], posle čega naglo raste u slučaju konvencionalne legure, što je šematski prikazano na slici 18.

Za vreme očvršćavanja, kod SSM legura, čvrsta i faza rastopa unutar prelazne zone tj. u oblasti poluočvrstog stanja istovremeno se kreću, što dovodi do kompenzacije skupljanja pri očvršćavanju, ali postoji tačka u kojoj se za vreme procesa očvršćavanja delovi čvrste faze ne mogu lako da kreću, pa kao rezultat ovoga dolazi do obrazovanja 3D skeleta čvrste faze koji ima povećanu čvrstoću, što predstavlja DCP dendritnu koherentnu tačku, prikazano na slici 18.



Slika 18. Šematska ilustracija promene viskoziteta sa promenom udela čvrste faze pri različitim DCP tačkama [104]

Kod SSM procesa dendritna koherentna tačka (DCP) se odlaže zbog prinudne konvekcije ili niskog temperaturnog gradijenta unutar rastopa u odnosu na konvencionalno livenje.

Porast dendritne fragmentacije koja nastaje kao rezultat mešanja, u kombinaciji sa rastom dendritnih delova u različitim pravcima, kao i nizak temperaturni gradijent, utiču na formiranje ravnoosnih zrna a što se manifestuje odlaganjem naglog porasta viskoziteta kod većeg udela čvrste faze, slika 18.

2.4.1.2. Morfologija primarnih faza

Morfologija primarnih faza ima jasan uticaj na tečljivost metalnog rastopa u oblasti poluočvrstog stanja [105-107]. Uočeno je da dendritna struktura pri istom udelu čvrste faze pokazuje otpor tečenju nekoliko puta veći nego u slučaju ravnoosne strukture [108]. Ustvari, globularne čestice su mnogo pokretljivije jedna u odnosu na drugu u poređenju sa česticama dendritne morfologije. U slučaju legura sa dendritnom morfologijom pod dejstvom spoljnih sila dolazi do međusobnog blokiranja grana dendrita a samim tim i do otežane tečljivosti [109-111].

Od samog početka istraživanja u oblasti SSM procesa zapaženo je da nedendritna struktura ima veliki uticaj na tzv. reološke karakteristike kao što su pseudoplastičnost i tiksotropija. Zbog toga interes za izučavanje efekta čestične morfologije na reološko ponašanje je značajno ne samo sa aspekta naučnih istraživanja nego i sa aspekta razvoja novih SSM procesa.

2.4.1.3. Veličina čestica i njihova raspodela

Dobro je poznato da veličina čestica i njihova raspodela utiču na viskozitet. Ako je kretanje čestica lakše i veći broj sudara među njima to govori da je niža vrednost viskoziteta [105-107]. Brojna reološka ispitivanja su izvedena na SSM leguri A356, pri čemu je određivana vrednost viskoziteta za različite veličine čestica α -Al. Ravnomerna raspodela individualnih čestica unutar poluočvrstog stanja je veoma važna sa aspekta daljeg ispitivanja. Dinamička interakcija među česticama dovodi do formiranja nakupina (aglomerata čestica), što otežava tečljivost. Ova tendencija je intenzivirana

primenom spoljnih sila na poluočvrsti rastop. Posle izvesnog vremena pod uticajem viskoznih sila dolazi do uspostavljanja ravnoteže između aglomeracionih i deaglomeracionih procesa, viskozitet se menja dok se ne uspostavi stabilno stanje i ravnomerna raspodela posmatranih čestica [112-117].

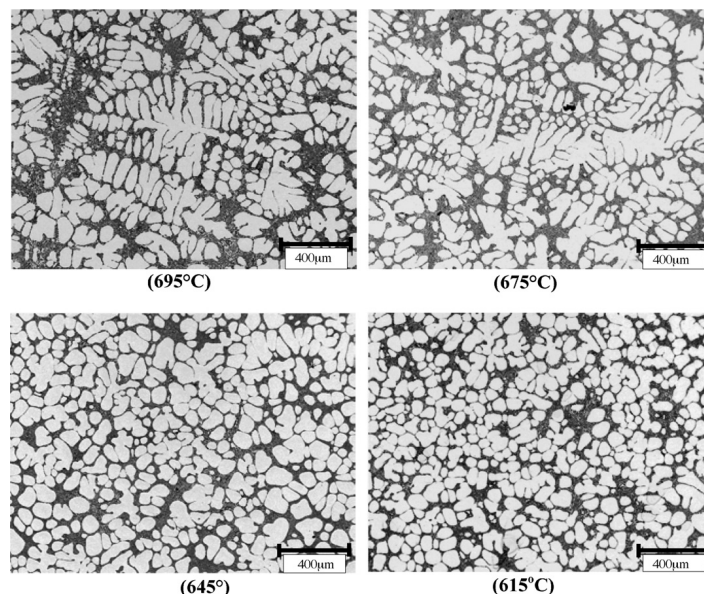
2.4.1.4. Hemijski sastav legure i temperatura livenja

Efekti uticaja rastvorenih elemenata na smanjenje veličine zrna, a samim tim na poboljšanje mehaničkih svojstava livenih proizvoda su dobro poznati [118]. Hemijski sastav legure direktno utiče na procentni udeo čvrste faze koja nastaje za vreme očvršćavanja u prelaznoj zoni. Generalno je poznato da mali dodatak legirajućih elemenata ometa rast zrna i obezbeđuje uslove za nukleaciju jezgara novih zrna, tj. ubrzava stvaranje sitnijih zrna.

Dodatkom legirajućih elemenata formira se obogaćen granični sloj ispred fronta kristalizacije u kome je stvarna temperatura niža od temperature očvršćavanja čime se stvara zona podhlađenja [93]. Drugim rečima kontrolom hemijskog sastava legure, tj. u zavisnosti od tipa i procenta rastvorenih elemenata, zavisi brzina rasta i morfologija primarnih faza, (dendritna ili ravnoosna) [119].

Temperatura livenja ili predgrevanje je jedan od važnih parametara koji utiče na razvoj primarnih faza za vreme očvršćavanja. Istraživanja brojnih autora pokazala su efekat uticaja temperature livenja na mikrostrukturu SSM legura. Predgrevanje na nižim temperaturama dovodi do stvaranja nižeg temperaturnog gradijenta unutar rastopa što utiče na ravnoosni rast [120-123]. Nizak temperaturni gradijent sprečava usmereno odvođenje toplote iz rastopa i sprečava formiranje dendrita u prelaznoj zoni [100].

Prethodna analiza pokazuje da promena hemijskog sastava legure i temperature livenja predstavljaju efikasan način za kontrolu morfologije primarne faze formirane za vreme SSM procesa, što govori da primena procesa mešanja nije više glavni faktor u razvoju globularne morfologije [89,124-130].



Slika 19. Efekti uticaja temperature livenja na mikrostrukturu Al-Si legure, tipa A356 [123]

Na bazi prethodnog može se zaključiti da je temperatura livenja ili predgrevanje rastopa jedan od važnih parametara koji utiče na evoluciju primarnih faza za vreme očvršćavanja, slika 19.

2.5. Procesni parametri

Pored metalurških karakteristika SSM legura, procesni parametri kao što su temperatura i smicajna brzina takođe imaju uticaj na viskozitet, tj. na tečljivost SSM rastopa.

2.5.1. Smicajne sile i smicajna brzina

Primenjene smicajne sile utiču na pojavu laminarnog ili turbulentnog protoka u rastopu i pojavu aglomeracije ili deaglomeracije dendritnih fragmenata što je glavni pogon za raspodelu primarnih faza. Primenjena sila smicanja može eventualno uticati na uspostavljanje neke vrste ravnoteže između aglomeracionih i deaglomeracionih pojava unutar SSM rastopa (“stabilno stanje“), kao i sprečiti stvaranja glomaznih čestica koje otežavaju protok u kalupu.

Smicajna brzina je parametar koji se menja linearno sa promenom sile smicanja u njutnovskim i nelinearno u nenjutnovskim fluidima. Smicajna brzina igra istu ulogu kao smicajna sila, što znači da sa porastom smicajne brzine opada viskozitet u nenjutnovskim fluidima dok u slučaju idealnih njutnovskih fluida viskozitet ne zavisi od smicajne brzine [99,109].

2.5.2. Temperatura

Razmatranje uticaja temperature je važno sa gledišta analize udela čvrste faze u poluočvrsлом rastopu. To znači viša temperatura rezultira u manjem udelu čvrste faze, a tim je bolja deformabilnost i tečljivost rastopa. Nije lako razlikovati uticaj temperature i udela čvrste faze na viskozitet u poluočvrsлом stanju usled njihove međusobne ispreplitanosti. Ipak postoji inverzna veza između viskoziteta i temperature (jednačina (6)) što znači viša temperatura daje nižu vrednost viskoziteta. Ova jednačina važi u slučaju kada ne dolazi do faznih promena usled promene temperature na primer kod polimernih materijala. Kod SSM rastopa efekti uticaja temperature su bili predmet istraživanja većeg broja autora kroz primenu različitih livačkih procedura gde su legure sa sličnim sastavom livene na takav način da imaju isti udeo čvrste faze pri različitim temperaturama, variranjem procenta rastopa [117]. Morfologija čvrste faze je bila ista. Primena jednačine (6) u slučaju SSM procesa predmet je daljih naučnih istraživanja.

$$\eta = \eta_0 \exp\left(\frac{\Delta E}{RT}\right) \quad (6)$$

2.5.3. Veličina ispitivanih uzoraka

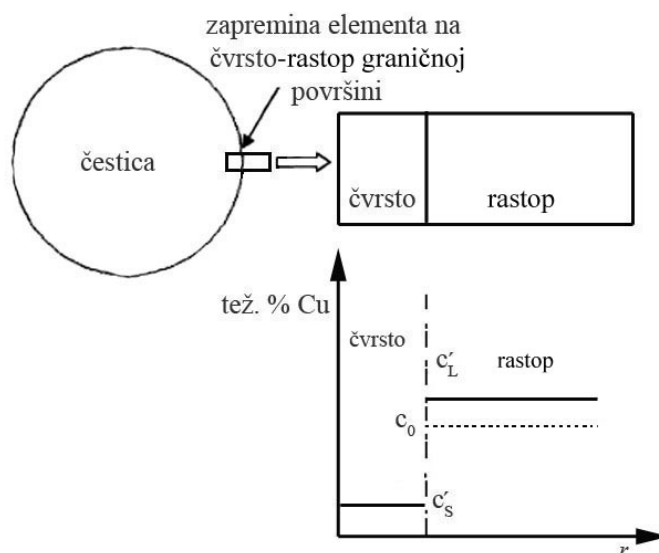
Generalno veličina uzorka ne utiče na viskozitet. Ipak, ako se ispitivanja izvode na malim uzorcima manji su troškovi testiranja, jer za veće uzorke su potrebne i mašine veće radne snage [99,109,110,115].

2.6. Ravnotežni modeli koji objašnjavaju razvoj sferne morfologije za vreme reokast procesa

U literaturi postoje različiti modeli za simulaciju rasta sfernih čestica za vreme procesa očvršćavanja. Za detaljnu analizu modela simulacije korišćena je legura AlCu4.5 [71]. Ti modeli su: a) Ravnotežni, b) *Scheil*, c) *Liquid Diffusion Controlled* (LDC). Publikovan je veliki broj radova koji su primenjivali ove modele za predviđanje mikrostrukturnih promena u legurama na bazi aluminijuma sa silicijumom. Sva tri modela, pretpostavljaju da su likvidus i solidus linije faznog dijagrama pravolinijske i da se ravnoteža uspostavlja na granici čvrsto - rastop. Simulacije procesa rasta čestica izvedene su pri različitim brzinama hlađenja, tzv. sporo hlađenje, brzo hlađenje i kombinovani proces sporog i brzog hlađenja.

2.6.1. Ravnotežni model

Na bazi ravnotežnog modela očvršćavanja, promena koncentracije čvrste i faze rastopa se menja za vreme hlađenja, prema likvidus i solidus linijama faznog dijagrama, pri čemu je prisutna potpuna difuzija u obe faze. Ovo je ilustrovano slikom 20.



Slika 20. Šematska ilustracija očvršćavanja čestica u reokast leguri prema Ravnotežnom modelu [71]

Na slici 20. likvidus i solidus linije u slučaju legure AlCu4.5 prikazane su kao prave linije. Ravnotežna koncentracije rastopa i čvrste faze prikazane su u funkciji temperature pomoću jednačina (7) i (8).

$$C_L = C_o - \frac{(T_L - T)}{m_L} \quad (7)$$

$$C_S = kC_o - \frac{(T_L - T)}{m_s} \quad (8)$$

Gde je: C_L -ravnotežna koncentracija rastopa, na temperaturi T , C_s - ravnotežna koncentracija čvrste faze na temperaturi T , T_L - likvidus temperatura, m_L - nagib likvidus linije, m_s - nagib solidus linje, k - koeficijent raspodele za leguru, C_o - početna koncentracija.

Veza između temperature i brzine hlađenja $[dT /dt]$ data je izrazom:

$$T = T_L + \left[\frac{dT}{dt} \right] t \quad (9)$$

Kod ravnotežnog očvršćavanja, udeo čvrste faze za bilo koju temperaturu u solidus-likvidus temperaturnom intervalu izražena je preko pravila poluge:

$$f_s = \frac{C_L - C_o}{C_L - C_s} \quad (10)$$

Udeo čvrste faze u reokast legurama koje sadrže čestice sfernog oblika poluprečnika R dat je izrazom:

$$f_s = \left(\frac{R}{R_T} \right)^3 \quad (11)$$

Gde je: R_t - poluprečnik sfere koja zauzima istu zapreminu kao i potpuno očvrsla čestica.

Na bazi jednačina od (7-11), može se zaključiti da je poluprečnik čestica u vezi sa temperaturom i vremenom.

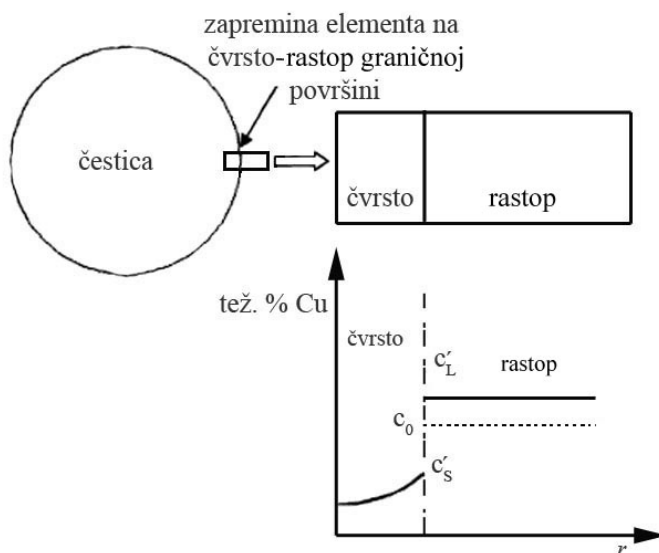
2.6.2. Scheil model

Scheil model se odnosi na analizu masenog bilansa u slučajevima koji pretpostavljaju postojanje difuzije u rastopu i nepostojanje difuzionih procesa u čvrstoj fazi. U ovom slučaju maseni bilans dat je izrazom (12):

$$(C_L - C_s^*)df_s = (1 - f_s)dC_L \quad (12)$$

Gde je: C_L - koncentracija rastvorene komponente u masi rastopa, C_s^* - koncentracija čvrste faze na solidus - likvidus graničnoj površini, df_s - je udeo čvrste faze, dC_L - odgovarajuća promena sastava rastopa za vreme procesa očvršćavanja.

Na slici 21. ilustrovan je *Scheil* model očvršćavanja koji pokazuje homogenost unutar rastopa dok difuzija unutar čvrste faze je zanemarljiva.



Slika 21. Šematska ilustracija očvršćavanja čestica u reokast leguri prema *Scheil* modelu [71]

Po *Scheil* modelu sastav čvrste i faze rastopa su povezani izrazom:

$$C_s^* = kC_L \quad (13)$$

Gde je: k - koeficijent raspodele, koji ima konstantnu vrednost uz pretpostavku linearnosti likvidus i solidus linije. Integracijom jednačine za početne uslove $C_L = C_o$ kad je $f_s = 0$, dobija se:

$$f_s = 1 - \left(\frac{C_L}{C_o} \right)^{\frac{1}{(1-k)}} \quad (14)$$

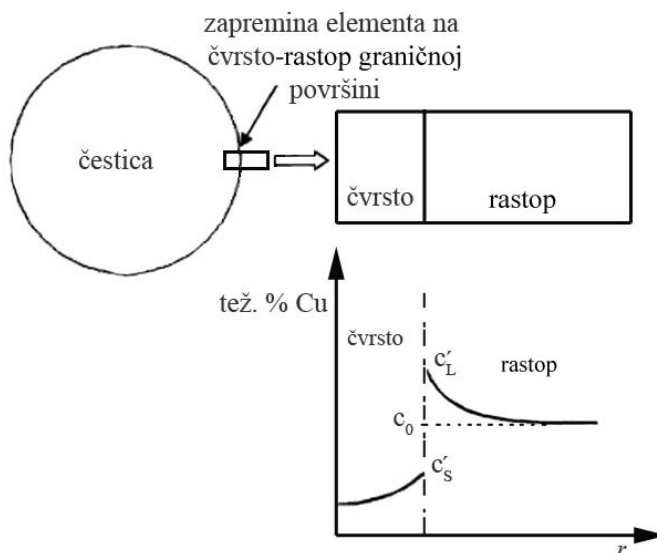
$$f_s = 1 - \left(\frac{T_p - T}{T_p - T_L} \right)^{\frac{1}{(1-k)}} \quad (15)$$

Gde je: T_p - temperatura topljenja čistog aluminijuma, T_L - likvidus temperatura legure.

Za reokast leguru uz pretpostavku da se sastoji od savršeno sfernih čestica, udeo čvrste faze može se odrediti korišćenjem jednačine (15). Brzina hlađenja legure ispod likvidus temperature data je izrazom $[dT / dt]$ što je prethodno prikazano jednačinom (9).

2.6.3. LDC model

LDC model, pretpostavlja da nema difuzije u čvrstoj fazi, dok difuzija u rastopu nije potpuna, što ilustruje slika 22. Kao rezultat ovoga dolazi do pojave gradijenta rastvorljivosti u blizini čvrsto – rastop granične površine.



Slika 22. Šematska ilustracija očvršćavanja čestica u reokast leguri prema LDC modelu [71]

Profesor *Alain Karma* (*Physics Department, Northeastern University*) razvio je model sfernog rasta za čestice u AlCu4.5 leguri, pod pretpostavkom da je difuzija u rastopu ograničavajući faktor za očvršćavanje. LDC model simulira očvršćavanje unutar sfere radijusa R_t . Svaka simulacija započinje sa malim česticama (obično poluprečnika 1 μm) u centru sferne zapremine [127].

Porast koncentracije rastvorene komponente u rastopu iznad sastava C_0 pri poluprečniku R_t obeležava vreme kada čestice stupaju u interakciju sa najbližim susednim česticama.

LDC model koristi sledeći set jednačina za objašnjenje porasta sfernih čestica za vreme očvršćavanja.

$$f_s = 1 - \left(\frac{C_L}{C_o} \right)^{\frac{1}{(1-k)}} \quad (16)$$

$$C_o(1-k) \frac{dR}{dT} = -D_L \left(\frac{dC_L}{dr} \right)_{r=R} \quad (17)$$

$$\frac{dC_L}{dt} = D_L \left(\frac{1}{r} \frac{\partial C_L}{\partial r} + \frac{\partial^2 C_L}{\partial r^2} \right) \quad (18)$$

$$C_L^\circ - C_o = -\frac{(T_L - T)}{m_L} + \frac{2\Gamma}{m_L} \frac{1}{R} \quad (19)$$

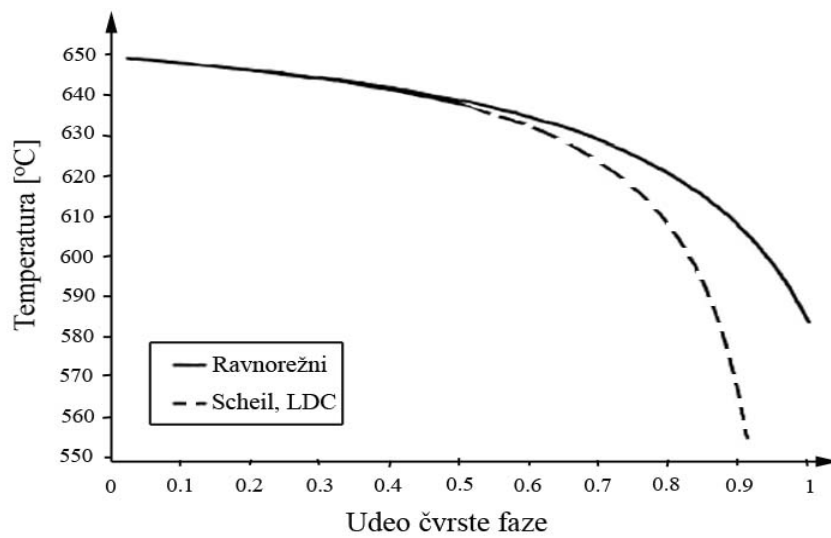
$$C_s^\circ = kC_L^\circ \quad (20)$$

Gde je: r - radijalni pravac, R - poluprečnik čestica, C_L° - sastav rastopa na granici čvrsto – rastop, i Γ - *Gibbs – Thompson* koeficijent. Jednačine od (17) - (20) rešene su numerički. Rešenja ovih jednačina dobijenih na bazi LDC modela daju vezu između čestičnog poluprečnika i brzine rasta u funkciji vremena a takođe opisuju graničnu rastvorljivost i prostornu promenu koncentracije u rastopu sa vremenom [71].

Pregled primene modela za različite brzine hlađenja

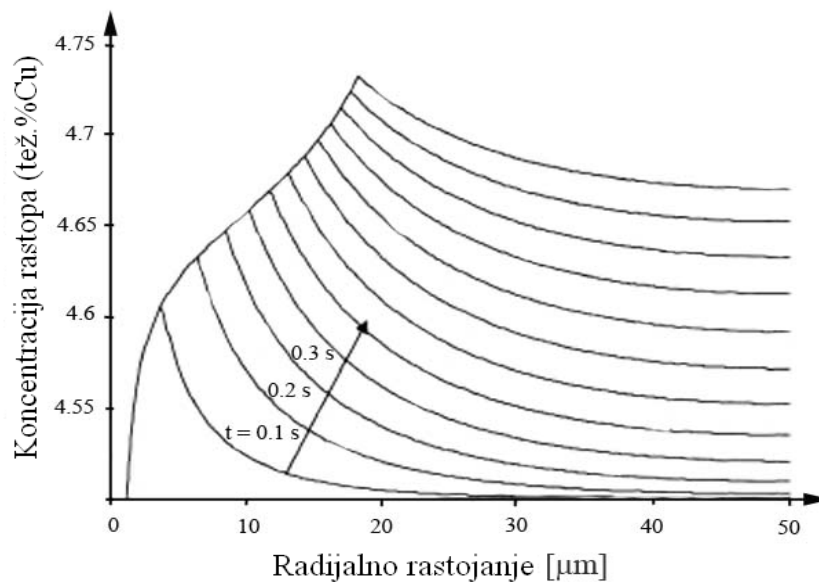
Slučaj 1: sporo hlađenje (0,28°C/s)

Na slici 23. prikazana je promena udela čvrste faze sa promenom temperature za sva tri modela za uslove sporog hlađenja počev od likvidus temperature. Za sve date temperature Ravnotežni model daje maksimalni udeo čvrste faze, dok *Scheil* i LDC modeli daju iste krive.



Slika 23. Predviđanje veze između temperature i udela čvrste faze prema sva tri modela [71]

Slika 24. ilustruje promenu sadržaja rastvorene komponente u rastopu predviđen pomoću LDC modela kao funkciju od radijalnog rastojanja za različita vremena.

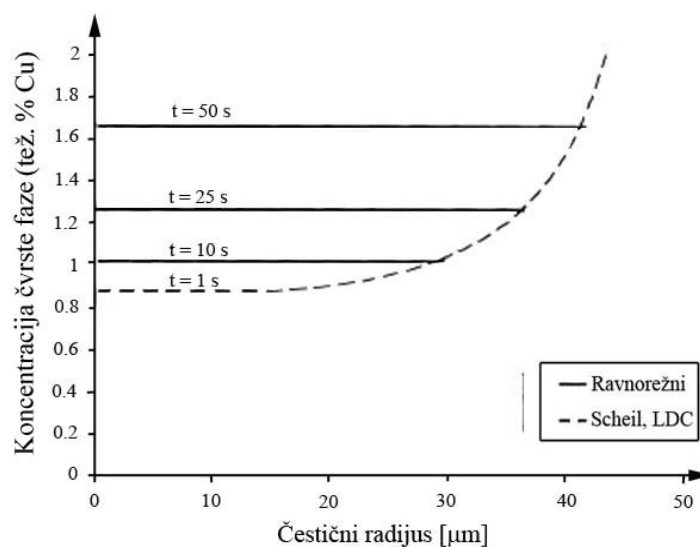


Slika 24. LDC model koncentracije rastopa u funkciji radijalne distance pri brzini od 0.28°C/s ($R_t = 50\text{ }\mu\text{m}$) [71]

U slučaju sporog hlađenja kada čestice porastu do radijusa od samo $10\text{ }\mu\text{m}$ maksimalna razlika u sastavu rastopa je $0,15\text{tež.}\%\text{Cu}$. Kada čestice porastu do veličine iznad $20\text{ }\mu\text{m}$, maksimalna razlika u sastavu rastopa je $0,05\text{tež.}\%\text{Cu}$.

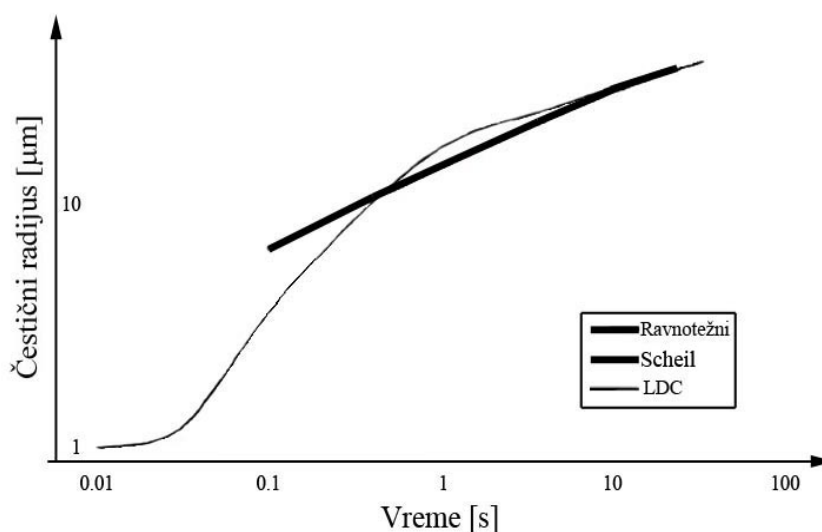
Ovako male razlike u sastavu rastopa čine LDC model suštinski identičnim sa *Scheil* modelom za slučaj sporog hlađenja.

Slika 25. ilustruje predviđanje koncentracije rastvorene komponente u čvrstoj fazi u funkciji čestičnog radijusa.



Slika 25. Koncentracija čvrste faze kao funkcija čestičnog radijusa prema sva tri modela pri brzini od 0.28°C/s ($R_t = 50 \mu\text{m}$) [71]

Za Ravnotežni model koncentracija rastvorene komponente je uniformna za sva prikazana vremena. Ovo važi u slučaju da nema difuzije, pa krive koje ilustruju *Scheil* i LDC modele su suštinski identične.

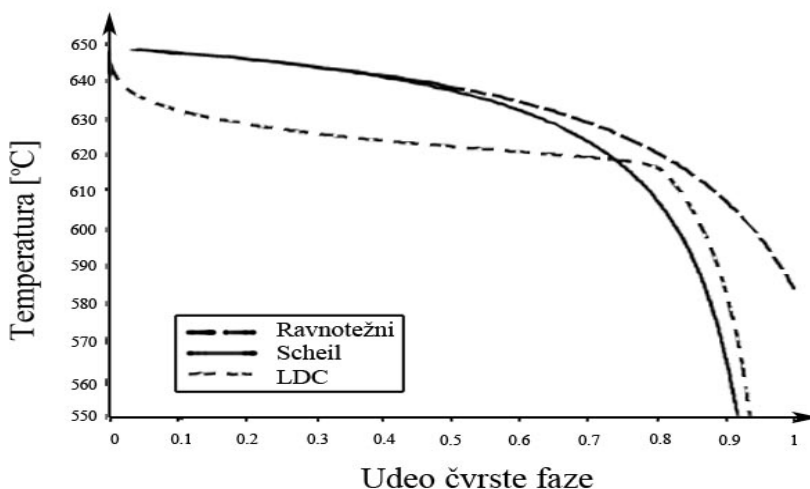


Slika 26. Predviđanje veze između radijusa čestica i vremena prema sva tri modela za slučaj sporog hlađenja pri brzini hlađenja od 0.28°C/s [71]

Predviđanje zavisnosti veličine čestica u funkciji vremena pokazuje da u slučaju Ravnotežnog i *Scheil* modela krive pokazuju istu zavisnost dok u slučaju LDC modela se vidi da porast čestica je najveći u prvim sekundama očvršćavanja a da sa porastom vremena veličina čestica neznatno se menja, slika 26.

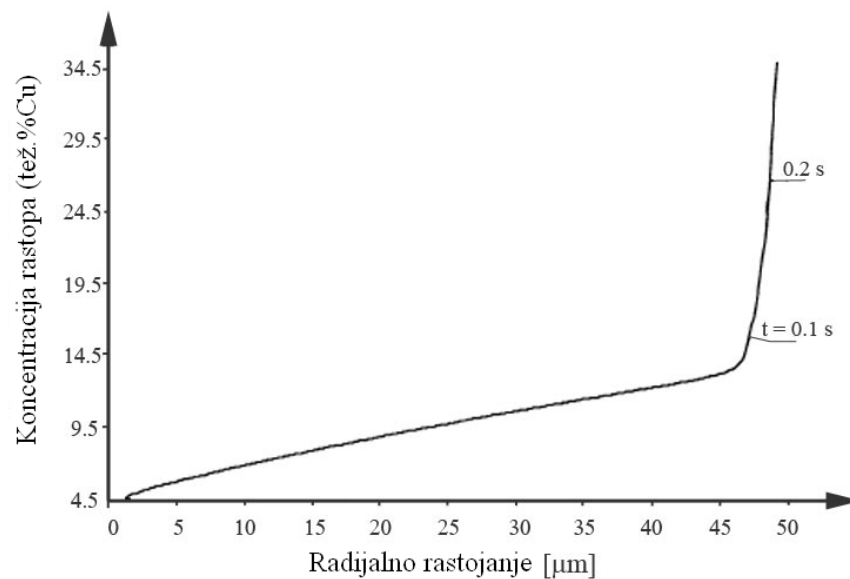
Slučaj 2: Brzo hlađenje 375°C/s

Slika 27. prikazuje zavisnost udela čvrste faze u funkciji temperature za sva tri predložena modela. U slučaju Ravnotežnog i *Scheil* modela promena udela čvrste faze pri očvršćavanju su identična kao u slučaju sporog hlađenja. LDC model daje drugačiju zavisnost. U početnom stadijumu očvršćavanja dolazi do podhlađenja u odnosu na čvrsto - rastop graničnu površinu. U kasnijem stadijumu očvršćavanja podhlađenje opada pa kriva zavisnosti temperatura - udeo čvrste faze se približava ranije opisanom *Scheil* modelu.

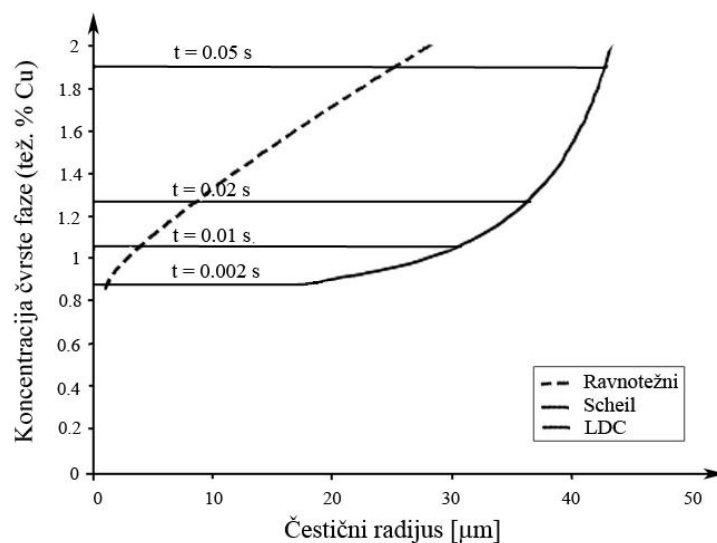


Slika 27. Predviđanje veze između temperature i udela čvrste faze prema sva tri čestična modela pri brzini od 375°C/s [71]

Slika 28. prikazuje sadržaj rastvorene komponente u rastopu koja je pretpostavljena na bazi LDC modela u funkciji poluprečnika i vremena. Posle veoma kratkog vremena od 0,1s čestice porastu do poluprečnika većeg od $47\text{ }\mu\text{m}$ što odgovara udelu čvrste faze od 0,83. LDC model predviđa porast rastvorene komponente do ovog udela čvrste faze slično *Scheil* modelu što je prikazano na slici 28.



Slika 28. LDC model koncentracije rastopa kao funkcija radijalnog rastojanja pri brzini od 375°C/s [71]



Slika 29. Koncentracija rastvorene komponente u čvrstoj fazi u funkciji radijalnog rastojanja za sva tri modela pri brzini od 375°C/s [71]

Slika 29. predviđa promenu sadržaja rastvorene komponente kao funkciju radijalnog rastojanja prema svakom modelu. Veza između sastava i veličine čestica je identična kao u slučaju Ravnotežnog i *Scheil* modela.

3. RAZVOJ KOMPOKASTING PROCESA ZA DOBIJANJE KOMPOZITA SA OSNOVOM AlSi18CuMgNi LEGURE OJAČANE ČESTICAMA SILICIJUM – KARBIDA

Poslednjih godina veliki značaj se pridaje razvoju metal matričnih kompozita (MMC) zbog njihovih atraktivnih fizičkih i mehaničkih svojstava [128,129]. Svojstva livenih MMC su uslovljena različitim mikrostrukturnim karakteristikama kao što su: veličina zrna, dendritno međurastojanje, morfologija i raspodela čestica ojačivača.

Metal matrični kompoziti imaju mnogo prednosti u odnosu na legure koje nisu ojačane uključujući veći specifični modul, veću specifičnu čvrstoću, bolja svojstva na povišenim temperaturama, niži koeficijent termalnog širenja, bolju otpornost na habanje. Sa druge strane proizvodnja kompozita je mnogo skuplja, njihova žilavost je lošija u odnosu na neojačane legure. Primena MMC ograničena je zbog njihove loše obradivosti koja se javlja kao posledica visoke abrazivne prirode koja dovodi do habanja alata pri njihovoj obradi.

MMC uopšteno govoreći se sastoje od najmanje dve komponente, jedna je metalna matrica, a druga je ojačivač. Pod metalnom matricom se podrazumeva najčešće legura, a u ređim slučajevima to može biti i čist metal. Neke klase MMC, kao što su kermeti, imaju široku primenu, čak i ako se mogu smatrati tradicionalnim materijalima, njihovom razvoju se mora posvetiti velika pažnja [131-134].

MMC su intenzivno proučavani dugi niz godina kao primarna podrška razvoju avio industrije za konstrukcije vazdušnih letelica i komponenti kosmičkih brodova. Takođe kompoziti su našli primenu i u drugim granama industrije, automobilske, elektronske i sl. [135]. Ojačivači prisutni u MMC mogu biti kontinuirana vlakna, diskontinuirana vlakna, žice i čestični ojačivači. Od keramičkih ojačivača najčešće korišćeni su oksidi, karbidi i nitridi koji su u upotrebi zbog odlične kombinacije specifične čvrstoće i krutosti na sobnoj kao i na povišenim temperaturama. MMC se najčešće izrađuju sa metalnom matricom na bazi aluminijuma ili titana. Od titanovih legura najčešće korišćene su α , β legure i metastabilne β legure. Ove legure titana imaju veći odnos zatezne čvrstoće i težine kao i bolju mogućnost zadržavanja ove čvrstoće na povišenim temperaturama, naročito u intervalu od 400 - 500°C. Titanovi MMC imaju značajnu

primenu kada se zahtevaju visoke performanse pri radu u uslovima visokih temperature što nije moguće postići primenom konvencionalnih materijala [136].

Oba metala (Al i Ti) imaju malu specifičnu težinu a njihova prednost je i u dostupnosti u obliku različitih legura. Magnezijum je još manje gustine u poređenju sa pomenutim metalima, ali ga njegov veliki afinitet prema kiseoniku čini manje podesnim za razne primene. Berilijum u poređenju sa pomenutim metalima, ima modul zatezanja veći u odnosu na čelike, ali je njegova primena isključena zbog krtosti.

Nikal – kobalt super legure mogu se koristiti kao matrica, ali legirajući elementi u ovom materijalu su skloni oksidaciji na povišenim temperaturama. Aluminijum i njegove legure su često korišćeni za pravljenje MMC, a kao ojačivač kod ovih legura najčešće je korišćen SiC.

3.1. Tehnike izrade metal matričnih kompozita

Tokom godina razvio se čitav spektar tehnika prerade, koje su omogućile dobijanje optimalne mikrostrukture i mehaničkih svojstva MMC. Metode koje se koriste za proizvodnju MMC mogu biti grupisane prema temperaturi metalne matrice za vreme obrade. Shodno tome procesi se mogu svrstati u pet kategorija: 1) Procesi sa prisustvom rastopa; 2) Procesi sa prisustvom čvrste faze; 3) dvofazni (čvrsto - rastop); 4) tehnike taloženja i 5) *in situ* procesi.

3.1.1. Procesi sa prisustvom rastopa

Kod ovih procesa, keramičke čestice su inkorporirane u istopljenu metalnu osnovu primenom različitih tehnika. Postupak je praćen mešanjem, a nakon toga i livenjem kompozitnog materijala u forme namenjene daljoj preradi. Sam proces uključuje pažljiv izbor keramičkih ojačivača u zavisnosti od tipa metalne osnove. Pored kompatibilnosti sa metalnom osnovom kriterijum selekcije koji mora biti zadovoljen kada su keramički ojačivači u pitanju uključuje poznavanje sledećih faktora:

- ◆ modul elastičnosti,
- ◆ zateznu čvrstoću,
- ◆ gustinu,

- ◆ temperaturu topljenja,
- ◆ termalnu stabilnost,
- ◆ veličinu i oblik čestica ojačivača kao i njihovu cenu.

Većina keramičkih čestica ne kvasi se rastopom metala, uvođenje i zadržavanje čestica se može ostvariti primenom sledećih metoda:

- ◆ infiltracijom keramičkog praha u rastop,
- ◆ oksidacionim procesima,
- ◆ infiltracijom pod pritiskom.

3.1.2. Procesi sa prisustvom čvrste faze

Procesi sa prisustvom čvrste faze podrazumevaju izradu MMC dodatkom ojačivača u praškastom stanju uz primenu procesa mešanja. Ovaj postupak je našao široku primenu kod legura na bazi aluminijuma Al-MMC. Metode koje spadaju u ovu kategoriju su:

- ◆ metalurgija praha,
- ◆ visoko energetski, procesi velikih brzina,
- ◆ difuziono vezivanje.

3.1.3. Dvofazni procesi

Dvofazni procesi uključuju mešanje keramičkih komponenata sa osnovom u regionu faznog dijagrama gde metalnu osnovu (matricu) sačinjavaju obe i čvrsta i faza rastopa. Dvofazne metode su:

- ◆ *ospray* taloženje,
- ◆ kompokasting/ reokasting,
- ◆ promenljivo taloženje višefaznih materijala.

3.1.4. Taložne tehnike

Taložne tehnike za dobijanje metal matričnih kompozita podrazumevaju nanošenje sloja individualnih vlakana na matrični material a zatim difuzione procese radi vezivanja vlakana sa osnovim materijalom u odgovarajuću strukturu kompozita. Struktura ovako dobijenih kompozita je mnogo homogenija u odnosu na livene kompozite. Neke od tehnika taloženja su:

- ◆ tehnika potapanja,
- ◆ elektrolučno taloženje,
- ◆ CVD,
- ◆ PVD,
- ◆ sprej forming tehnika.

3.1.5. Proces *in situ*

Kada je u pitanju ova tehnika, faza koja predstavlja ojačivač se formira za vreme samog procesa, tzv. *in situ* proces. Kompozitni materijal se proizvodi u jednom koraku iz pogodne polazne legure.

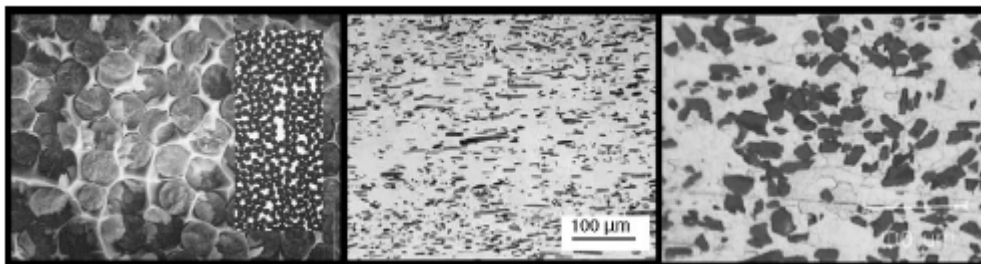
Tabela 4. Poređenje MMC tehnika [136]

Metoda	Cena	Primena	Komentar
Difuziono vezivanje	visoka	Limovi, noževi, vratila, strukturne komponente	Ojačivač u obliku dugih vlakana
Metalurgija praha	srednje	Vijci, klipovi, ventili, visoke čvrstoće i toplotno otporni materijali	Matrica i ojačivač u praškastom stanju. Dobija se kompozit velike čvrstoće
Infiltracija u rastop metal	niska srednja	Šipke, cevi, grede sa maksimalnim svojstvima u jednoaksijalnom pravcu	Ojačivač u obliku dugih vlakana
Livenje- gnječenjem	srednja	Klipovi, šipke, glave cilindara, pogodan za izradu kompleksnih delova	Može se primeniti bilo koja vrsta ojačivača, masovna proizvodnja
Sprej livenje	srednja	Za proizvodnju delova otpornih na trenje, za izradu alata za sečenje i brusnih alata	Čestični ojačivač
Kompokasting/reokasting	niska	U automobilske, avio, industriji opreme, industriji sportske opreme i sl.	Diskontinualna vlakna, posebno čestični ojačivač

U tabeli 4. prikazano je poređenje različitih tehnika dobijanja MMC. Različiti načini dobijanja MMC, njihova cena, oblast primene, kao i komentari za svaki postupak.

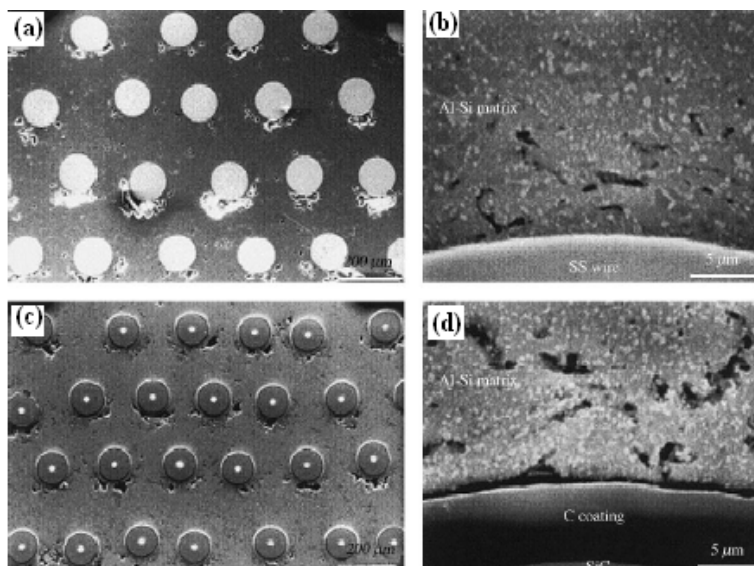
Iz tabele 4. vidi se da su pojedine tehnike povezane sa difuzionim procesima, različitim postupcima livenja, primenom postupaka metalurgije praha i dr.

Zahvaljujući širokom izboru dugih i kratkih vlakana, kao i čestičnih ojačivača postoji mogućnost dobijanja kompozita sa visokim svojstvima za datu primenu, slika 30.



Slika 30. Dugačka vlakna, kratka vlakna i čestični ojačivač [137]

Kao primer data je mikrostruktura AlSi12 kompozita dobijenog tehnikom raspršivanja što je prikazano na slici 31 [138] .



Slika 31. AlSi12 kompozit ojačan sa: a) žicom nerđajućeg čelika; c) Sigma 1140+SiC; b,d) granični region SS/Al-Si i SiC/Al-Si [138]

Primenom postupaka kontinuiranog ojačavanja, postižu se prilično homogena mikrostruktura MMC što značajno doprinosi poboljšanju njihovih svojstava. Pri izboru kompozita mora se voditi računa kako o hemijskom sastavu tako i o procentu čestica ojačivača. Veća prelomna čvrstoća postiže se kontinualno raspoređenim česticama ojačivača po celom preseku uzorka. Diskontinualna raspodela iste količine čestica ojačivača vodi formiranju klastera – nakupina, koji mogu da predstavljaju mesta početka loma materijala [139].

3.1.6. Fizičko mehanička svojstva čestičnih kompozita

Čestični ojačivači kao što su Al_2O_3 i SiC su najčešće korišćene kada su u pitanju nadeutektičke Al – Si legure. U tabeli 5., prikazana su svojstva klipnih legura ojačanih sa 20 vol. % Al_2O_3 .

Pored Al_2O_3 koriste se i silicijum karbid (SiC) i silicijum nitrat [140-146]. Svojstva materijala zavise od orijentacije vlakana. Al_2O_3 je anizotropan, dok SiC pokazuje izotropna svojstva.

Iz prikazanih podataka, tabela 5. vidi se da kompozitni materijal pokazuje povećanu čvrstoću i modul elastičnosti, nisku toplotnu provodljivost, mali koeficijent toplotnog širenja i malo veću gustinu u odnosu na neojačanu leguru.

Tabela 5. Svojstva klipnih legura ojačanih vlaknima [140,141]

Svojstva klipnih legura		KS 1275	KS 1275+ Al_2O_3	KS 1275 + SiC
Zatezna čvrstoća	R_m , [MPa]	195÷245	328	413
Granica proporcional.	$R_{p0.2}$, [Mpa]	185÷225	289	346
Izduženje do pucanja	A_5 , [%]	0,5÷1,5	0,35	0,4
Tvrdoća	HV 10	90÷125	150÷155	177
Modul elastičnosti	E, [GPa]	78	98	127
Koef. topl. dilatacije	α , [W/mK]	20,5	15	16
Topl. provodljivost	Λ , [W/mK]	155	100	125
Gustina	ρ , [g/cm ³]	2,70	2,80	2,77
Poasonov koeficijent	ν	0,30	0,27	-

SiC se široko primenjuje kao keramička komponenta kompozitnih materijala zbog povoljnih svojstava kao sto su: visoka vrednost tvrdoće/vickers 2800 - 3300, termalna provodljivost 83,6 (W/mK); specifična gustina 3,21 (g/cm³); koeficijent termalnog širenja 4 (x10⁻⁶/K) [147].

Prema rezultatima ispitivanja brojnih autora zapaženo je da procentualni udeo čestica ojačivača dodatih u MMC značajno utiče na otpornost na habanje ovih materijala. *Weiner* je analizirao uticaj različitih veličina i količina SiC i Al₂O₃ čestica na mehanička svojstva kao i na mašinsku obradivost kompozita [148,149].

Sahin, izučavajući efekte uticaja različite veličine čestica SiC na mašinsku obradivost legura Al – MMC, primetio je da tvrdoća i gustina Al - MMC rastu sa porastom udela SiC čestica [150].

Iz tabele 6. [151] može se zaključiti da pri dodatku iste količine čestica ojačivača, iste granulacije, tvrdoća legura se povećava sa porastom sadržaja Si, dok promena gustine je praktično neznatna.

Tabela 6. Hemijski sastav (tež.%), gustina i tvrdoća kompozita [151]

Sastav kompozita	Ojačivač	Gustina (g/cm ³)	Tvrdoća (HRB)
Al-9%Si-0.6%Mg-0.2%Cu	15vol.%SiC(14 η m)	2,35	48,7
Al-12%Si-1.3%Mg-0.9%Cu-0.9%Ni	15vol.%SiC(14 η m)	2,35	61,5
Al-20%Si-1%Mg-2%Cu-0.5%Mn	15vol.%SiC(14 η m)	2,36	82,45
Al-20%Si-1%Mg-2%Cu-0.5%Mn	15vol.%SiC(14 η m)	2,36	112
Al-20%Si-1%Mg-2%Cu-0.5%Mn	15vol.%SiC(14 η m)	2,68	126

Tvrdoća, zatezna čvrstoća i izduženje LM13 legure (klipna legura sa 11,95%Si) i LM13-SiC kompozita ojačanih dodatkom SiC čestica u količini od (tež.%): 10; 15 u livenom i termički obrađenom stanju prikazani su u tabeli 7 [152].

Tabela 7. Mehanička svojstva livenih i termički obrađenih kompozita [152]

Materijal	Procesni uslovi	Tvrdoća (MPa)	UTS (Mpa)	Izduženje (%)
LM13	Liveno	132	180	1,0
	Termički obrađeno	146	210	3,0
LM13-10tež.%SiC	Liveno	151	210	1,0
	Termički obrađeno	155	220	1,0
LM13-15tež.%SiC	Liveno	159	220	1,0
	Termički obrađeno	173	230	1,0

Tvrdoća i čvrstoća Al-SiC kompozita su za 25-30% veća (u zavisnosti od sadržaja SiC i termičke obrade) u odnosu na liveno stanje legure bez dodatka ojačivača, respektivno. Dalje se može primetiti da su tvrdoća i čvrstoća kompozita povećava sa povećanjem sadržaja SiC, ali duktilnost kompozitnog materijala je znatno smanjena [152]. Takođe javlja se naprezanje koje nastaje kao rezultat razlike u vrednostima koeficijenta termičkog širenja matrice i SiC čestica [153,154] što čini matricu plastično

napregnutim i prouzrokuje njeno ojačavanje. Tvrde SiC čestice deluju kao barijera za plastičnu deformaciju osnovne legure, što dovodi do pojave troosnih napona na granici. Pojava ovih troosnih napona dovodi do veće čvrstoće kompozita. Osim toga, međučestično rastojanje se smanjuje sa porastom sadržaja SiC, što za uzvrat ima velikog značaja kada je u pitanju otpor na habanje ove legure.

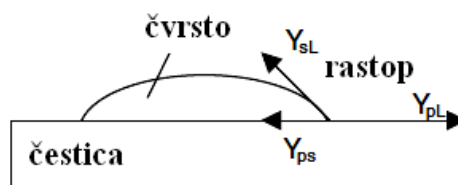
Pored uticaja veličine zrna, dendritnog međurastojanja, morfologije i raspodele čestica ojačivača na svojstva livenih MMC utiču i nukleacioni fenomeni kao i granična reakcija između čestica ojačivača i matrice. Fenomen nukleacije primarne faze na česticama ojačivača je veoma značajan zato što utiče na konačnu raspodelu čestica [131,132]. Ako primarna faze nukleira na česticama ojačivača to može dovesti do ravnomerne raspodele čestica ojačivača i do poboljšanja mehaničkih svojstava. Ovo se može objasniti činjenicom da za vreme očvršćavanja čestice ojačivača su zarobljene pomoću primarne faze usled ili heterogene nukleacije ili čestično zarobljavanje nastaje kao posledica rasta dendrita, što dovodi do malo uniformnije raspodele čestica ojačivača. Ako nema heterogene nukleacije ili čestice nisu zarobljene do nukleacije će doći između čestica ojačivača koje će na ovaj način biti gurnute u međudendritni prostor [131-134]. U slučajevima kada čestice ojačivača dodiruju susedne čestice ili nakupine ovih čestica kontinuitet veze između metalne osnove i ojačivača biva narušen i ova pojava je poznata kao "deboding efekat". Ovo može rezultirati lošim mehaničkim svojstvima kompozita, koja, kao posledicu ima pojavu pukotina u interdendritnom regionu [135].

Na bazi eksperimentalnih rezultata tabela 8. [155] zapaženo je da postoji razlika u termičkim karakteristikama (termička provodljivost i specifična toplota) matrice i čestica ojačivača. Čestice ojačivača SiC imaju nižu termičku provodljivost, a veću specifičnu toplotu u odnosu na rastop i Si kristale (tabela 8.). U ovom slučaju temperatura matrice će biti ispod temperature Si čestica, a obe su ispod temperature ojačivača. U tom slučaju veoma je teško da čestice α – Al faze nukleiraju na površini SiC čestica.

Tabela 8. Termofizička svojstva AlSi15 legure, SiC čestica i AlSi15-10vol.%SiC kompozita [155]

Svojstva	AlSi (čvrsto)	AlSi (rastop)	SiC	Si
Termalna provodljivost (W/mK)	142	94	25	52
Specifična toplota (J/kgK)	938	1080	1300	866
Gustina (kg/m ³)	2650	2385	3200	2314
Toplota očvršćavanja (kg/kg)	-	-	389	-

Još jedan važan faktor koji igra značajnu ulogu, zajedno sa termičkim karakteristikama je promena rastvorljivosti za vreme očvršćavanja. Kako očvršćavanje napreduje tako se smanjuje sadržaj silicijuma u rastopu u blizini Si čestica. Konačno sadržaj silicijuma u rastopu dostiže eutektički sastav kada dolazi do eutektičkog očvršćavanja legure. Zbog ovoga čestice ojačivača ne mogu da ostvare kontakt sa površinom α – Al faze što potvrđuju metalografska ispitivanja. Ponašanje keramičkih čestica ispred čvrsto–rastop granične površine može se objasniti pomoću međupovršinske energije između čestica ojačivača, čvrste i faze rastopa, što je ilustrovano na slici 32.



Slika 32. Površinska energija na granicama: čestica/rastop; čestica/čvrsto i čvrsto/rastop[155]

Prema klasičnoj nukleacionoj teoriji,

$$\gamma_{pl} > \gamma_{ps} + \gamma_{sl} \cos \theta \quad (21)$$

gde su γ_{pl} , γ_{ps} i γ_{sl} međupovršinske energije na granici čestica/rastop, čestica/čvrsta faza, čvrsto/rastop, respektivno. Ugao kontakta θ je dat jednačinom:

$$\theta = \cos^{-1} [(\gamma_{pl} - \gamma_{ps})/\gamma_{sl}] \quad (22)$$

Dakle iz jednačine (21) sledi, u slučaju čestica sa niskim kontaktnim uglom kada $\theta \rightarrow 0$, čestice pokazuju visok nukleacioni potencijal, što znači, iz jednačine (22) da je $\gamma_{pl} > \gamma_{ps}$. Međupovršinska energija čestica - čvrsto je u vezi sa neusklađenosti rešetki δ između čestica i čvrste faze i ta neusklađenosti rešetki opada sa opadanjem δ [156,157]. Heterogena nukleacija se može očekivati kada je $\delta < 5\%$. Stepen neusklađenosti je definisan sa $\delta = (d_{Si} - d_{SiC})/d_{Si}$, gde d_{Si} i d_{SiC} su najbliža međuatomska rastojanja između Si i SiC atoma, respektivno [156].

Kristalografska orijentaciona veza tipa kao što je prikazano,

$$(1\ 1\ 1)_{Si} // (0\ 0\ 0\ 1)_{SiC}$$

$$[0\ 1\ 1]_{Si} // [1\ 1\ 2\ 0]_{SiC}$$

pokazuje relativno malu neusklađenost [156], silicijum može nukleirati na površini SiC prema pokazanoj orijentacionoj vezi. Imajući u vidu da su SiC čestice polikristalne, kristalografske ravni ne moraju uvek biti podesno orijentisane za heterogenu nukleaciju primarnog silicijuma. Shodno tome, samo one SiC čestice koje ispunjavaju uslova: termalne i kristalografske mogu da deluju kao osnova za primarnu heterogenu nukleaciju Si. Na taj način SiC čestice mogu biti potisnute pomoću primarne faze u zonu koja poslednja očvršćava što ima za posledicu ne-uniformnu raspodelu keramičkih čestica i modifikaciju eutektikuma [155].

Uticaj SiC čestica na eutektičko očvršćavanje je rezultat dva faktora. Prvo, prisustvo čestica ojačivača utiče na smanjenje mase rastopa koji očvršćava za količinu koja odgovara zapremini dodatih SiC čestica, na taj način se smanjuje latentna toplota kristalizacije. Kao rezultat ovoga ukupna količina toplote kompozita je smanjena, što utiče na ubrzanje procesa eutektičkog očvršćavanja. Drugo, SiC čestice bivaju gurnute pomoću primarne faze u oblast koja poslednja očvršćava gde mogu poslužiti za nukleaciju eutektičkog silicijuma. Krajnji rezultat ova dva faktora je modifikacija eutektikuma u kompozitu.

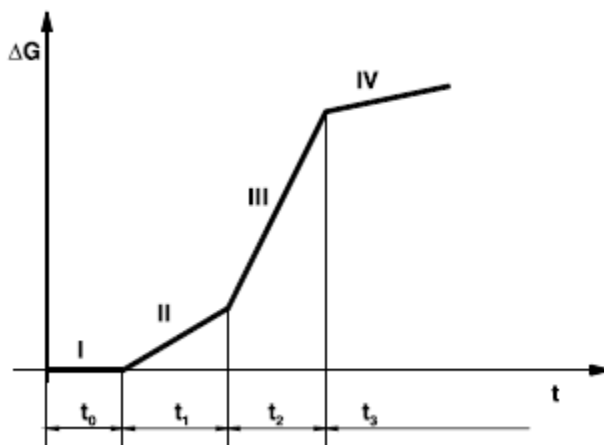
3.2. Kavitacija

Kavitacija predstavlja nestacionaran proces stvaranja, rasta i kondenzacije (implozije) mehura unutar tečnosti. Početak nastajanja kavitacije vezan je za veličinu pritiska u tečnosti. Smanjenjem pritiska na kritičnu vrednost, odnosno kada pritisak dostigne vrednost isparavanja tečnosti na određenoj temperaturi, dolazi do pojave stvaranja mehura i taj trenutak se smatra početkom nastajanja kavitacije. Smanjenje pritiska tečnosti može biti prouzrokovano prekomernim padom pritiska ili lokalnim ubrzanjem struje tečnosti. Pri lokalnom ubrzanju tečnosti, brzina strujanja raste uz istovremeni pad pritiska, čime se stvaraju uslovi za nastajanje kavitacije. Struja tečnosti nosi sa sobom nastale mehurove pare. Kada dođu u polje povećanog pritiska, prestaju uslovi za opstanak mehurova pare i dolazi do njihove kondenzacije (implozije). Ako se kondenzacija završava blizu površine čvrstog tela ili na njoj, dolazi do pojave razaranja materijala i ta pojava dobila je naziv kavitaciona erozija [158-164]. Proces kojim se materijal odvaja od čvrste površine naziva se kavitaciona erozija, a rezultujuće oštećenje nazvano je kavitaciono oštećenje. Kavitaciona oštećenja primećena su na brodskim propelerima i hidroprofilima; na branskim prelivima, ventilima, tunelima i drugim hidrauličnim strukturama, na hidrauličnim pumpama i turbinama.

S obzirom da se očekuje da kompoziti AlSi18CuMgNi/SiC dobijeni kompokasting procesom imaju zadovoljavajuća svojstva otpornosti na kavitaciju sprovedena su detaljna ispitivanja u laboratorijskim uslovima uzoraka iz svih serija. Svrha većine laboratorijskih metoda kavitacione erozije jeste da se predvidi ponašanje materijala tokom dejstva kavitacije. Prednosti ovih metoda su praćenje stepena erozije pri kavitaciji za kraće vreme trajanja ispitivanja (4 – 6 h) nego što je to u realnim uslovima, mala veličina uređaja i mala energija [158,159].

Brzina kavitacione erozije meri se kao gubitak mase ili zapremine materijala u jedinici vremena, a za definisanje brzine kavitacione erozije koriste se dijagrami vreme ispitivanja – gubitak mase. Gubitak mase nastale kavitacionim oštećenjem nanosi se na ordinatu, a vremenski intervali dati su na apscisi.

Metodom najmanjih kvadrata tačke dijagrama aproksimirane su pravom linijom čiji tangens nagiba pokazuje gubitak mase materijala u periodu vremena delovanja kavitacije, što predstavlja brzinu kavitacione erozije [158].



Slika 33. Karakteristična kriva kavitacionog razaranja [158]

Kinetička kriva dobijena eksperimentalnim putem, prikazana slikom 33., koja daje vezu između gubitaka mase i vremena dejstva kavitacije, podeljena je na četiri perioda [158].

- ◆ Prvi period (t_0) je tzv. inkubacioni period, kada praktično ne dolazi do gubitka mase usled kavitacije, a energija udara se u ovom periodu uglavnom troši na plastičnu deformaciju sa приметnom pojavom mikro i makro reljefa. Eroziono oštećenje većine materijala se ne uočava kao gubitak mase tokom inkubacionog perioda;
- ◆ Drugi period (t_1) je period početka prvih neznatnih razaranja površinskog sloja praćenog minimalnim gubitkom mase. Površina izložena kavitaciji ima na sebi veći broj malih nepravilnih kratera;
- ◆ Treći period (t_2) predstavlja period ubrzanog razaranja, praćenog izraženim gubitkom mase. Sitni krateri nastali u prethodnom periodu se spajaju obrazujući čitave jame na površinskom sloju izloženom kavitaciji;
- ◆ Četvrti period (t_3) je period u kome dolazi do usporenog razaranja, ali se krateri i dalje spajaju i stvaraju velike šupljine na površini izloženoj dejstvu kavitacije.

Dužina perioda inkubacije i maksimalni stepen oštećenja zavise od intenziteta kavitacije, svojstava materijala, i u najmanjem stepenu od prvobitnog stanja površine.

Glatka površina često produžava period inkubacije, ali ne utiče na vrednost maksimalnog stepena oštećenja. Niska hidrodinamička pojačanja, hemijske reakcije materijala i okoline mogu takođe uticati na stepen oštećenja [158].

Inkubacioni period se najverovatnije poklapa sa vremenom potrebnim da se deformacionim ojačavanjem razvije podpovršinski sloj. U ovom periodu se samo javljaju površinska oštećenja oblika jamica nastala gubitkom mikroskopskih čestica, sa različitih mesta na površini. Kada počne gubitak mase, karakteristike površine se menjaju, javljaju se pukotine, duboke jamice i zamor postaje očigledniji. Tačan mehanizam zavisi od svojstava materijala i hidrodinamičkog intenziteta. Smanjenje nivoa oštećenja se verovatno javlja kada površina postane toliko hrapava, da je intenzitet pojedinačnih udara smanjen prisustvom tečnosti zadržane između deformacionih grebena ili smanjen samim grebenima. Napredovanje nivoa kavitacione erozije prouzrokuje karakteristična oštećenja oblika saća [158]. Na osnovu navedenih činjenica može se proceniti da li je razaranje materijala sporije, a time i duži vek trajanja elemenata izloženih kavitaciji, ako je inkubacioni period duži. Prema tome, za ocenu otpornosti materijala na kavitaciju moguće je uslovno uzimati njegov inkubacioni period.

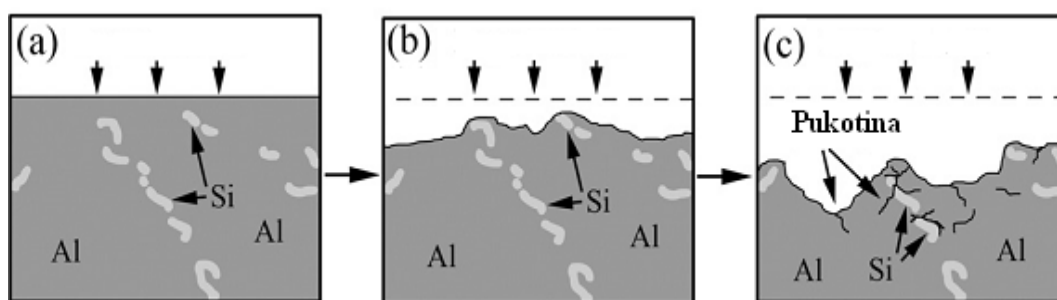
Otpornost materijala na dejstvo kavitacije – brzina erozije, menja se u širokim granicama, a zavisi od njegovih fizičkih i mehaničkih svojstava, hemijskog sastava i strukture, kao i od hidrodinamičkih uslova strujanja i svojstava tečnosti.

3.2.1. Uticaj mikrostrukturnih karakteristika, tvrdoće i korozije na kavitaciono ponašanje materijala

Istraživanja su pokazala da kada je u pitanju uticaj mikrostrukturnih karakteristika materijala na kavitaciono ponašanje, veliki značaj svakako ima veličina zrna kao i čestice sekundarnih faza prisutnih u strukturi materijala. Zapaženo je da sitnozrna struktura kao i homogena raspodela čestica sekundarnih faza značajno doprinosi povećavanju kavitacione otpornosti materijala. Tvrdoća se obično koristi kao pokazatelj otpornosti materijala na kavitaciju. Uočeno je da materijali koji pokazuju sklonost deformacionom ojačavanju kao i termički obrađeni materijali imaju bolja kavitaciona svojstva naročito u uslovima blagog erozivnog dejstva [159-165]. Uticaj korozije na

kavitacionu otpornost je takođe značajana. Materijali skloni koroziji mogu ubrzati njegovo kavitaciono razaranje. Ovo se može objasniti činjenicom da za vreme implozije kavitacionih mehura sa površine materijala se uklanja film produkata korozije, koji se potom ponovo stvaraju, pri čemu na površini materijala dolazi do pojave rupičastog razaranja. Ovakvo stanje površine utiče na ubrzani postupak kavitacionog razaranja [166-172].

U radovima [169-171] grupa autora je pokazala da pod dejstvom kavitacione erozije u legurama Al – Si, mekša α –Al faza se lakše oštećuje, kao posledica plastične deformacije (mehanizmom zamora materijala), što utiče da Si faza biva bliže površini kao što je ilustrovano na slici 34.a,b.



Slika 34. (a-c). Šematska ilustracija kavitacione erozije Al – Si legure [175]

Si faza koja inače ima visoku prelomnu žilavost i tvrdoću štiti Al osnovu od daljeg kavitacionog razaranja. Nasuprot tome, izolovane grube čestice Si faze, ne predstavljaju uvek efektivnu zaštitu meke α –Al faze i ponekad postaju centri pukotina čiji rast biva ubrzan pod dejstvom kavitacije slika 34.c. Ustvari, neki istraživači su istakli da grubo igličasta Si faza predstavlja pogodno mesto za pojavu pukotina, dok modifikovani eutektički Si, sferne morfologije pokazuje veću otpornost na rast prslina [172-175]. Očigledno je, da je kavitaciono ponašanje materijala uslovljeno morfološkim razlikama Si faze.

4. OSNOVNI PRISTUP I CILJ ISTRAŽIVANJA

Eksperimenti u okviru ove doktorske disertacije izvedeni su na laboratorijskom nivou, a delom i u industrijskim uslovima u Livnici klipova HK "Petar Drapšin" Mladenovac i obuhvataju procesne eksperimente, kao i ispitivanja koja se odnose na karakterizaciju strukture, mehaničkih i kavitacionih svojstava odlivaka AlSi18CuMgNi legure dobijenih klasičnim, reokasting i kompokasting procesom. Procesni eksperimenti mogu se podeliti u sledeće grupe:

- ◆ gravitaciono kokilno livenje,
- ◆ reokasting proces livenja,
- ◆ kompokasting proces.

Gravitaciono kokilno livenje izvedeno je sa temperature livenja od 720°C, (oznaka uzoraka: **A**).

Kod istraživanja reokasting procesa varirani su parametri procesa: brzina mešanja; vreme mešanja; temperatura livenja sa ciljem utvrđivanja funkcionalne zavisnosti procesa, strukture i svojstava uzoraka Al-Si klipnih legura, (mešanje pločastim mešačem - oznaka uzoraka: **B**; valjkastim mešačem - oznaka uzoraka: **D**; mešačem oblika zavojnice - oznaka uzoraka: **E**).

Za dobijanje kompozita tipa AlSi18CuMgNi/SiC primenjen je kompokasting proces, (oznaka uzoraka: **C**). Takođe, varirani su parametri procesa - temperatura livenja, brzina mešanja, vreme mešanja u cilju izučavanja zavisnosti strukture i svojstava kompozita od procesa. Kao ojačivač korišćen je prah SiC veličine čestica 25-30 µm, u količini od 10tež.%. Čestice SiC su infiltrirane u poluočvrsti rastop legure uz primenu postupaka mešanja.

Na dobijenim uzorcima iz svih serija livenja (gravitaciono livenje; reokasting; kompokasting) vršena su ispitivanja strukture i svojstava, a takođe, u cilju utvrđivanja svojstava otpornosti na kavitaciju vršena su i ispitivanja kavitacionih svojstava. Osnovni cilj ovih ispitivanja bio je dobijanje klipnih legura poboljšanih svojstava, kao i razvoj novih metoda livenja koje će omogućiti dobijanje željene strukture i svojstava legura uz postizanje ekonomskih efekata: veće iskorišćenje materijala, sniženje utroška energije zbog nižih radnih temperatura livenja, smanjenje utroška skupih soli za pripremu tečnog

liva procesima rafinacije, degazacije i modifikacije, a što je sve prisutno u proizvodnji klipnih legura pri gravitacionom livenju koji se primenjuje u praksi naših livnica.

Za proces mešanja poluočvrslog rastopa klipnih legura u reokasting procesu primenjeni su mešači različitog oblika: pločasti mešač dimenzija (38x2x100) mm; valjkasti mešač prečnika $\phi 37$ mm; mešač oblika zavojnice. Ispitivanja strukture i svojstava uzoraka dobijenih u reokasting procesu (reokast uzorci) pokazala su da se optimalna svojstva postižu primenom pločastog mešača tako da su ponovljena istraživanja serija reokasting procesa, kao i kompokasting procesa, vršena sa pločastim mešačem.

Procesni parametri pri kojima su dobijeni reokast uzorci prikazani su u tabeli 9.

Tabela 9. Procesni parametri reokast procesa

Oznaka uzoraka	Smicajna brzina (o/min)	Vreme mešanja (s)	Temperature livenja ($^{\circ}\text{C}$)
B ₁₁	500	115	570
B ₁₂		127	565
B ₁₃		136	559
B ₂₁	1000	99	570
B ₂₂		109	565
B ₂₃		120	559
B ₃₁	1500	85	570
B ₃₂		92	565
B ₃₃		107	559
D ₁₁	1500	85	570
D ₁₂		92	565
D ₁₃		107	559
E ₁₁	1500	85	570
E ₁₂		92	565
E ₁₃		107	559

4.1. Pregled korišćenih sirovina

Za sve serije eksperimenata korišćena je AlSi18CuMgNi legura u vidu ingota dobijenih iz livnice HK "Petar Drapšin"- Mladenovac. U tabeli 10. prikazan je hemijski sastav ispitivane legure.

Tabela 10. Hemijski sastav legure AlSi18CuMgNi

Element (tež.%)	Si	Cu	Mg	Ni	Fe	Zn	Mn	Ti	Al
PDM 180*	17-19	0,8-1,5	0,8-1,3	<1,3	<0,7	<1,0	<0,5	<0,25	ostatak
Ispitivana legura	18,10	0,80	0,82	0,92	0,55	0,08	0,04	0,04	ostatak
*Oznaka PDM 180 odnosi se na klipnu leguru firme "Petar Drapšin"- Mladenovac									

Za izradu legure AlSi18CuMgNi korišćene su sekundarne sirovine iz procesa livenja klipova u livnici HK "Petar Drapšin" Mladenovac. Za korekciju hemijskog sastava korišćen je tehnički čist Al (99,9%), tehnički Si sastava (97,0-98,1%), tehnički magnezijum, čistoće 99,5%, bakar u obliku predlegure Al – Cu sa 33% Cu i 67%Al, nikal tehničke čistoće 98-99%.

Za pripremu tečnog liva kod gravitacionog livenja (uzorci oznake: A), korišćene su soli: za rafinaciju so na bazi Na i K hlorida, (0,6% na masu liva); za degazaciju degazator na bazi hlornih soli (0,5% na masu liva); za modifikaciju predlegura Al-10tež.%Sr u količini od 0,05tež.%Sr po masi liva.

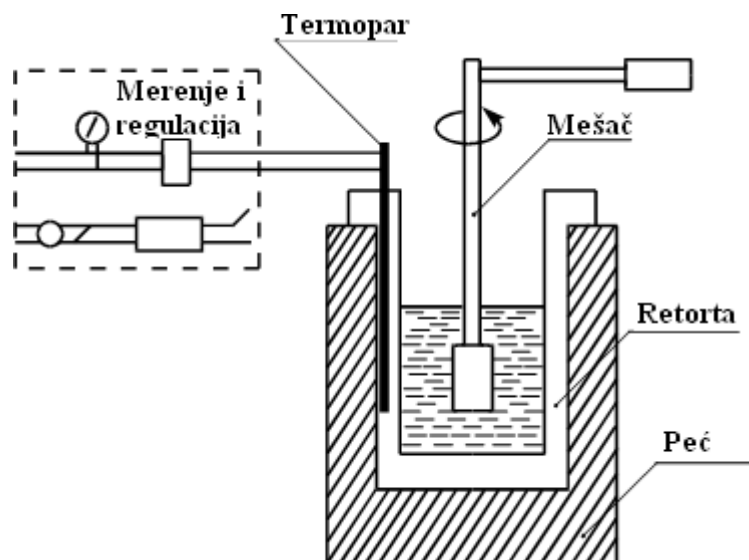
4.2. Oprema korišćenja za izvođenje eksperimenata

Za potrebe eksperimentalnog rada korišćena je aparatura čija je uprošćena šematska ilustracija data na slici 35.

Aparatura se sastoji iz procesnog dela, dela za merenje i regulaciju procesnih parametara kao i dela koji služi za merenje i kontrolu parametara rada mešača.

Procesni deo aparature čini laboratorijska elektrootporna peć snage 2,5 kW. Radni prostor peći je cilindričnog oblika u koga je smeštan odgovarajući lonac od alumine.

Dimenzije lonaca koji je korišćen su: spoljni prečnik 90 mm i unutrašnji 75 mm. Sa unutrašnje strane lonca ugrađena je odgovarajuća kvarcna cev u koju je smešten termopar kojim je merena temperatura.



Slika 35. Šematska ilustracija aparature korišćene za sve serije ispitivanja

Merenje i regulacija temperature izvedeni su primenom termopara hromel – alumel, regulatorom temperature čiji je merni opseg od 100 do 1200°C sa tačnošću $\pm 5^{\circ}\text{C}$ kao i univerzalnim mernim instrumentom koji je u sprezi sa termoparom i regulatorom.

Za merenje i kontrolu parametara procesa korišćen je posebno dodat deo koji se sastoji od mernih instrumenata i to: voltmetra čiji je merni opseg od 50 do 250 V, ampermetra koji je služio za praćenje promene jačine struje u intervalu od 0,5 do 4A i naponskog transformatora koji je imao ulogu da stabilizuje napon na vrednost od 220V.

Za potrebe preciznog merenja promene jačine struje tokom izvođenja reokasting i kompokasting procesa korišćen je univerzalni merni instrument sa digitalnim pokazivačem koji pored napona može da meri i jačinu struje u rasponu od 0 do 2000 mA.

4.2.1. Oblik i dimenzije mešača

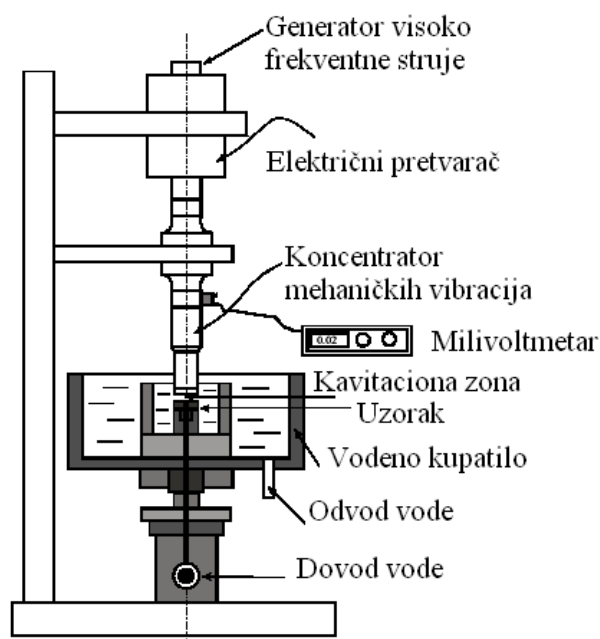
Za izvođenje reokasting postupka korišćeni su mešači različitog oblika aktivnog dela: ploča, zavojnica i valjak. Aktivni deo mešača oblika ploče napravljen je od čeličnog lima na koji je nanesen sloj aluminijum oksida debljine nekoliko mikrona. Temperatura mešača pre uranjana u tečni liv bila je sobna (22°C). Mešači su bili povezani sa električnim motorom snage 250W i maksimalnog broja obrta do 2000 o/min. Mešači su spojeni sa vratilom prečnika 12 mm i visine 300 mm. Korišćeni su sledeći mešači:

- ◆ pločasti mešač dimenzija (38x2x100) mm
- ◆ valjkasti mešač prečnika 37 mm i
- ◆ mešač oblika zavojnice.

4.2.2. Oprema za ispitivanje kavitacione otpornosti uzoraka

Za ispitivanje kavitacionog oštećenja uzoraka dobijenih gravitacionim kokilnim livenjem, reokast uzoraka i uzoraka dobijenih kompozita korišćena je ultrazvučna vibraciona metoda sa stacionarnim uzorkom sa opremom prikazanom na slici 36.

Generator visokofrekventne struje izlazne snage 360 W, generiše struju čija je frekvencija 20 - 50 kHz i koja se održava konstantnom sve vreme ispitivanja. Strujom visoke frekvencije vrši se napajanje elektrofrikcionog pretvarača-konvektora u kome se preko piezo-električnog elementa (cirkonijum – titanat) struja visoke frekvence pretvara u mehaničke vibracije. Amplituda ovih vibracija se pomoću koncentratora, kruto vezanog za pretvarač, povećava u odnosu 1:8. Koncentrator prečnika $\varnothing$ 16 mm, svojim donjim krajem uronjen je u vođeno kupatilo. Kod ove metode uzorak materijala koji se ispituje ima otvor $\varnothing$ 2 mm kroz koji struji tečnost, a uzorak je postavljen ispod čelone površine koncentratora vibracija sa zazorom.



Slika 36. Šema uređaja za ispitivanje kavitacione otpornosti

Ispod čelone površine koncentratora i stacionarnog probnog uzorka, obrazuje se jaka kavitaciona zona. Voda se dovodi pumpom kroz otvor na uzorku u vodeno kupatilo, hladi uzorak i održava njegovu temperaturu konstantnom, dok ujedno svojim stalnim protokom stvara polje pritiska koje podstiče imploziju kavitacionih mehura na površini ispitivanog uzorka. Na ovaj način probni uzorak nije izložen mehaničkim naprezanjima u toku ispitivanja.

4.3. Izvođenje procesa topljenja i livenja

Topljenje i livenje legure AlSi18CuMgNi u laboratorijskim uslovima izvedeno je na sledeći način. U retortu elektrootporne peći šaržirano je oko 550 g polazne legure po svakoj seriji ispitivanja. Šarža je nakon toga zagrevana iznad likvidus temperature na oko 720°C u cilju uklanjanja šljake sa površine metalnog rastopa. Za uporednu analizu odlivani su uzorci gravitacionim kokilnim livenjem sa temperature od 720°C . Nakon odlivanja probnih uzoraka nastavljeno je sa hlađenjem preostalog rastopa. Temperatura je registrovana pomoću termopara na svakih 30 s u toku procesa očvršćavanja. Registrovane promene temperature sa promenom vremena korišćene su za određivanje brzine hlađenja (podaci su korišćeni za konstruisanje krive hlađenja).

Za ispitivanje strukturnih i mehaničkih karakteristika iz livenih probnih uzoraka oblika šipke $\phi 30 \times 150$ mm mašinskim putem rezani su uzorci $\phi 30 \times 10$ mm. Uzorci za dalja ispitivanja sečeni su na identičnim lokacijama: na polovini rastojanja između vrha i dna ingota, i na polovini rastojanja između centra i ivice ingota. Uzorci su pre mikrostrukturnog ispitivanja podvrgnuti standardnoj metalografskoj proceduri poliranja i nagrivanja.

4.3.1. Opis reokasting procesa

U toku reokasting postupka, nakon čišćenja šljake sa površine metalnog rastopa koji je zagrevan do 720°C , nastavljeno je sa hlađenjem sa peći do temperature 600°C (radne temperature) na kojoj je unesen mešač, nakon čega je započinjao proces mešanja. Izvedene su tri serije eksperimenata sa različitim oblicima aktivnog dela: ploče, valjka i zavojnice. Frekvencije, tj. brzina obrtanja aktivnog dela mešača bile su (o/min): 500; 1000; 1500. Za svaki od primenjenih mešača registrovane su temperature poluočvrslog rastopa kao i vremena potrebna za dostizanje pomenutih temperatura tokom kontinuiranog procesa hlađenja; ovi podaci su korišćeni za određivanje brzina očvršćavanja.

4.3.2. Opis kompokasting procesa

Ispitivanja koja su prethodila dobijanju AlSi18CuMgNi/SiC kompozita primenom kompokasting postupka sprovedena su u dve faze. Prva faza je obuhvatala postupak mehaničkog mešanja legure u oblasti poluočvrslog stanja ($600 - 559^{\circ}\text{C}$). Druga faza je toplo presovanje uzoraka dobijenih u prvoj fazi, u cilju smanjenja poroznosti.

U okviru prve faze mehaničko mešanje izvedeno je primenom različitih brzina mešanja kako bi se utvrdila optimalna brzina neophodna za dobijanje kompozita. U okviru prve grupe ispitivanja primenjena je brzina mešanja od 500 o/min, a u okviru druge grupe ispitivanja primenjeno je intezivno mešanja od 1000 o/min. Nezavisno od primenjene brzine mešanja, pripremanje šarže izvedeno je na isti način kao i u slučaju dobijanja reokast uzoraka. Za svaku seriju livenja korišćeno je oko 550 g osnovne legure. Nakon

stavljanja legure u retortu elektrootporne peći vršeno je zagrevanje do temperature od 720°C u cilju uklanjanja šljake sa površine rastopa. Očišćeni rastop ostavljen je da se hladi do temperature oko 600°C. Na ovoj temperaturi u rastop legure unet je pločasti mešač i nastavljeno sa mešanje brzinom od 500 o/min. Pri datoj brzini mešanja dolazi do sniženja temperature rastopa i kada temperatura dostigne vrednost od (570°C; 565°C; 559°C) prekinut je proces mešanja. Isti postupak je primenjen kao prethodno opisani, samo što je promenjena brzina mešanja umesto 500 o/min primenjena brzina bila je 1000 o/min. Usled prestanka dejstva sila smicanja pri isključenju mešača, poluočvrsti rastop gubi karakteristike fluida, što utiče na porast viskoziteta. Na ovaj način se zadržavaju promene u strukturi nastale tokom tiksoformiranja. Infiltracija čestica ojačivača SiC u metalnu osnovu pri brzini mešanja (500 o/min), uticala je na pojavu nagomilavanja čestica i formiranje nakupina koje su se zadržavale u strukturi nakon završetka procesa. Obzirom da je struktura kompozita od presudne važnosti za ocenu mehaničkih svojstava kao i za ocenu njihove otpornosti na kavitaciono razaranje bilo je važno pored određivanja brzine mešanja odrediti i druge parametre kao što su temperatura infiltracije, vreme infiltracije čestica ojačivača. U okviru ovog rada za dobijanje AlSi18CuMgNi/SiC kompozita korišćen je SiC prosečne veličine čestica 30µm u količini od 10tež.% u metalnu osnovu sa vremenom infiltracije čestica (min): 1; 2; 3, ukupnim vremenom mešanja (min): 5; 10; 12; radne temperature (°C): 570; 565; 559. U drugoj fazi izvršeno je toplo presovanje dobijenih odlivaka kompozita dimenzija $\phi 30 \times 10 \text{ mm}$, u cilju ostvarivanja bolje veze između metalne matrice i infiltriranih SiC čestica, odnosno u cilju poboljšanja mehaničkih svojstva kompozita. Toplo presovanje izvršeno je u temperaturnom intervalu od 480 - 500°C, vrednost pritiska toplog presovanja određena je u zavisnosti od količine čestica ojačivača i iznosio je 210 MPa. Uspešnost primenjenog postupka presovanja ocenjena je na bazi utvrđivanja stepena poroznosti primenom mikroskopskog pregleda.

Na bazi preliminarnih ispitivanja odlučeno je da za dobijanje AlSi18CuMgNi/SiC kompozita kompokasting postupkom koriste optimalni parametri pri kojima je dobijena najbolja struktura a shodno tome i svojstva ispitivanog materijala. U tom smislu odlučeno je da primenjena brzina mešanja bude 1000 o/min. U rastop legure po dostizanju radne temperature od 600°C koja je ranije eksperimentalno određena, unosen je mešač i hlađenje je nastavljeno do temperature 565°C. Po isteku ovog vremena vršena

je infiltracija SiC čestica na temperaturi od 565°C. Infiltracija čestica ojačivača trajala je 3minuta. Po završetku infiltracije isključen je mešač što je dovelo do povećanja viskoziteta poluočvrstog rastopa i zarobljavanja čestica unutar matične legure. Izlivanje kompozitne mase vršeno je sa temperature od 565°C u čeličnu kokilu prethodno pregrejanu na 300°C. Vrednosti procesnih parametara primenjenih za dobijanje kompozita prikazani su u tabeli 11 .

Tabela 11. Procesni parametri kompokasting postupka

Opis procesnog parametra	Smicajna brzina (o/min)	
	500	1000
Količina ojačivača, SiC	10 tež. %	10 tež. %
Radna temperatura, T(°C)	565	565
Vreme infiltracije, t_{inf} (min)	3	3
Ukupno vreme, t_{uk} (min)	12	12

Pre unošenja u rastop čestica ojačivača SiC vršena je njihova priprema na sledeći način: čestice su sušene na temperaturi od 200°C, 1h radi uklanjanja vlage; neposredno pred samu infiltraciju, SiC čestice su zagrevane na temperaturu od 565°C sa ciljem smanjenja temperaturne razlike između ovih čestica i metalnog rastopa.

4.4. Metode ispitivanja

Ispitivanje mikrostrukturnih promena kod svih serija uzoraka: klasično odlivene legure (serija A); reokast uzoraka (serija B); kompozita AlSi18CuMgNi/SiC (serija C) vršeno je u livenom stanju. Pored strukturnih promena, merena je tvrdoća i određivana su kavitaciona svojstva odabranih serija uzoraka.

4.4.1. Ispitivanja strukture

Za mikrostrukturna ispitivanja korišćeni su:

- ♦ optički mikroskop marke REICHERT – JANG sa JVC kolor video kamerom povezan sa računarom LEICA 500MC koji poseduje softverski program Qwin za analizu slike,
- ♦ skenirajući elektronski mikroskopom (SEM) sa EDX (energy dispersive X-ray) SEM (JEOL JSM-5800, Tokyo, Japan; Philips, Eindhoven).

4.4.1.1. Priprema uzoraka za metalografska ispitivanja

Uzorci za metalografska ispitivanja nakon livenja mašinski su obrađivani na strugu, a zatim podvrgnuti mokrom brušenju na brusnom papiru različite finoće od 240; 360; 600; 800. Nakon brušenja, poliranje uzoraka je izvedeno na filcu za poliranje uz upotrebu dijamantske paste (veličina čestica od 2-5 μm), dok je završno poliranje izvedeno pastom sa česticama od 2 μm . Nakon pripreme, struktura uzoraka je snimana na optičkom mikroskopu. U cilju uočavanja strukturnih promena koje su nastale primenom različitih postupaka livenja legure, uzorci su nagrizeni primenom Kelerovog reagensa.

4.4.2. Ispitivanje mehaničkih svojstava

Za ocenu kavitacione otpornosti legura veoma je važna tvrdoća materijala, pa su uzorci svih serija ispitivanja podvrgnuti ispitivanju tvrdoće. Za ispitivanje tvrdoće korišćen je uređaj Karl Frank GMBH. Merenja su izvedena primenom Vickersove metode sa opterećenjem od 5kg. Tvrdoća je određivana kao srednja vrednost od četiri merenja.

4.4.3. Kavitaciona ispitivanja

Za kavitaciona ispitivanja uzoraka svih serija primenjena je ultrazvučna vibraciona metoda sa stacionarnim uzorkom prema standardu ASTM G32-92 [167].

Površina uzoraka je pre ispitivanja pripremana brušenjem i poliranjem, u cilju postizanja istog kvaliteta hrapavosti od $R_a = 0,03 - 0,05 \mu\text{m}$.

Kavitaciono razaranje materijala kod korišćenja ultrazvučne vibracione metode sa stacionarnim uzorkom izvodi se sa preporučenim standardnim vrednostima sledećih parametara:

- ◆ frekvencija mehaničkih vibracija $20 \pm 0,2 \text{ kHz}$;
- ◆ amplituda mehaničkih vibracija na vrhu koncentratora $50 \pm 2 \mu\text{m}$;
- ◆ zazor između probnog uzorka i koncentratora $0,5 \text{ mm}$;
- ◆ protok vode $5 \square 10 \text{ ml/s}$;
- ◆ temperatura vode u kupatilu $25 \pm 1 \text{ }^\circ\text{C}$ [158,159].

Uzorak se smešta ispod koncentratora mehaničkih vibracija na odstojanju $0,5 \text{ mm}$. Gubitak mase tokom dejstva kavitacije se meri na analitičkoj vagi sa tačnosti $\pm 0,1 \text{ mg}$. Pre merenja, uzorci se suše do konstantne mase. Merenje se izvodi na pojedinačnom uzorku nakon svakih 60 minuta ispitivanja kavitacije. Rezultati se prikazuju na dijagramu, tako što se na ordinatu nanose vrednosti gubitka mase, dok se na apscisu unose vrednosti za vreme izlaganja materijala dejstvu kavitacije, gde su prave linije nacrtane metodom najmanjih kvadrata [158,159]. Tačka na kojoj linearna kriva seče apscisu pokazuje inkubacioni period, tj. vreme koje protekne do nastanka oštećenja materijala. Ukupno vreme trajanje ispitivanja za sve uzorke bilo je 240 min.

4.4.4. Kvalitativna mineraloška analiza uzoraka ojačivača SiC

Za analizu i merenje veličine i faktora oblika zrna čestica ojačivača SiC korišćen je:

- ◆ polarizacioni mikroskop za odbijenu i propuštenu svetlost marke “JENAPOL-U”, firme Carl Zeiss-Jena i
- ◆ sistem za mikrofotografiju “STUDIO PCTV” (Pinnacle Systems).

Kvalitativna mineraloška analize uzoraka urađena je pod polarizacionim mikroskopom za propuštenu svetlost, imerzionom metodom (imerzija ksilol) sa

kvalitativnom identifikacijom prisutnih minerala. Uvećanje objektiva je od 10 do 50x. Analiza oblika zrna je urađena pomoću programskog paketa OZARIA 2.5 (interval od 0 – 1), gde je faktor oblika: za 0 odgovara obliku igle, a za 1 odgovara krugu. Podela prema faktoru oblika zrna je: od 0,0-0,2 – *uglast*; od 0,2-0,4 – *subuglast*; od 0,4-0,6 – *subzaobljen*; od 0,6-0,8 *zaobljen* i od 0,8-1,0 – *dobro zaobljen* oblik zrna.

4.4.5. Analiza slike

Mikrofotografije uzoraka svih serija podvrgnute su analizi slike. Analiza slike daje mogućnost određivanja različitih parametara kao što su: veličina zrna, udeo neke faze, oblik mikrokonstituenta ili faza, detekcija loma i dr. Na bazi određivanja ovih parametara moguće je odrediti svojstva materijala ili pretpostaviti ponašanje materijala u određenim uslovima primene.

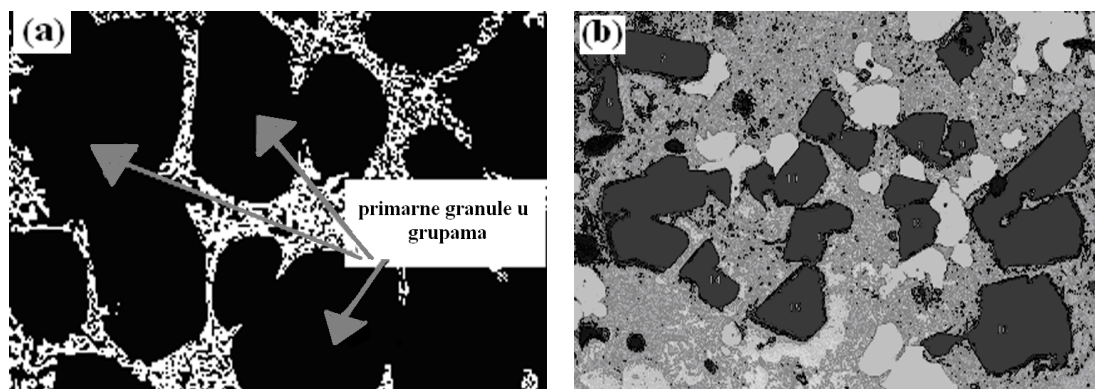
Image Pro Plus je specijalizovan program za obradu i analizu slike. Program daje mogućnost rada sa svim poznatim formatima slika TIFF, JPEG, BMP.

Baza podataka Image Pro Plus omogućava:

- ◆ laku analizu i čuvanje slika direktno iz Image Pro Plus;
- ◆ kreaciju polja informacije slike napravljenu od korisnika;
- ◆ prikaz jedne ili više slika u Gallery View;
- ◆ prikaz informacije slike u jednom ili više polja;
- ◆ sređivanje podataka i slika u folderu za lako korišćenje;
- ◆ dodelu podataka drugim korisnicima User Pro□a;
- ◆ razmena slika između foldera;
- ◆ prevlačenje slika za transfer, update ili brisanje.

Program **Image Pro Plus** je korišćen za određivanje veličine faza (α – Al, Si) u strukturi serija (A; B₁₁-B₁₃; B₂₁-B₂₃; B₃₁-B₃₃) uzoraka dobijenih primenom različitih procesnih parametara. Takođe pomoću ovog programa određivan je i udeo pojedinih faza u strukturi.

Na slici 37. data je šematska ilustracija obrazovanja grupa čestica α – Al i Si koje nastaju za vreme procesa očvršćavanja primenom mešanja za vreme reokasting procesa.



Slika 37. Ilustracija obrazovanja grupa čestica a) α – Al i b) Si

Veličina dendritnih ćelija (serije A) kvantitativno je određivana za vreme očvršćavanja. Ovo je izvedeno na uzorcima pri uvećanju od 200x korišćenjem softera za analizu slike. Veličina dendritnih ćelija je merena na najširem delu, na mestima gde su dendriti jasno vidljivi.

Raspodela primarnih čestica silicijuma u uzorcima legura iz svih serija određivana je tehnikom prebrojavanja. Obzirom da veličina i raspodela primarnih Si čestica značajno utiče na mehanička svojstva legure veoma je važno utvrditi ne samo veličinu čestica već i njihovu raspodelu. U tom smislu vršena je kvantitativna analiza koja može da se koristiti kao indikator raspodele čestica, tj. može se odrediti da li su čestice Si ravnomerno raspoređene ili je došlo do njihove aglomeracije. U ovoj metodi tehnika prebrojavanja je korišćena da opiše disperziju ili grupisanje čestica. Ova tehnika podrazumeva konverziju mikrofotografija u binarne slike, što će biti ilustrovano kod ispitivanja za konkretne uzorake.

4.4.6. Određivanje ekvivalentnog prečnika

Ekvivalentni prečnik se definiše kao prečnik oblasti koja je obuhvaćena posmatranim česticama. Ekvivalentni prečnik (D_{ef}) je određen kao srednja vrednost merenja na 3 mikrofotografije za svaku seriju uzoraka primenom jednačine (23).

Veličina čestica α -Al se određuje pod pretpostavkom da su čestice dvodimenzionalne (oblik čestica je približno sferni), a na bazi podataka dobijenih korišćenjem programa za analizu slike.

Određivanje ekvivalentnog prečnika za svaki test merenja je računat na sledeći način: 1) merenje ukupne površine oblasti (A_i) za čestice α – Al i Si na optičkim mikrofotografijama korišćenjem softera za analizu slike; 2) izračunavanje prosečne površine (A) oblasti korišćenjem po 3 mikrofotografije za svaki uzorak; 3) izračunavanje prečnika za sve uzorke prema formuli:

$$D_{eq} = 2\sqrt{\frac{A}{\pi}} \quad (23)$$

4.4.7. Određivanje udela čvrste faze u strukturi

Udeo čvrste faze predstavlja (primarne Si kristale + α - Al fazu).

Udeo čvrste faze (f_s) se izračunava pomoću podataka dobijenih analizom slike i jednačine:

$$f_s = \frac{\text{Ukupna oblast obuhvaćena česticama posmatrane faze}}{\text{Ukupna površina analizirane mikrofotografije}} \times 100 \quad (24)$$

4.4.8. Određivanje gustine α – Al čestica

U ovoj analizi gustina čestica α – Al je označena sa (D_p) i definisana jednačinom (25) :

$$D_p = \frac{N}{A_T} \quad (25)$$

Gde je:

N – Ukupan broj čestica

A_T – Ukupna površina analizirane mikrofotografije

4.4.9. Određivanje lokalne brzine očvršćavanja

Na bazi izmerene temperature u oblasti poluočvrstog stanja i lokalnog vremena potrebnog da se postignu date temperature, računata su lokalne brzine očvršćavanja za sve serije reokast uzoraka.

Jednačina (26) korišćena je da bi se izračunale lokalne brzine očvršćavanja:

$$\text{Brzina hlađenja} = \Delta T / \Delta t \quad (26)$$

Gde je: ΔT oblast očvršćavanja ($^{\circ}\text{C}$), a Δt prikazuje vreme očvršćavanje (s); obe su merene veličine.

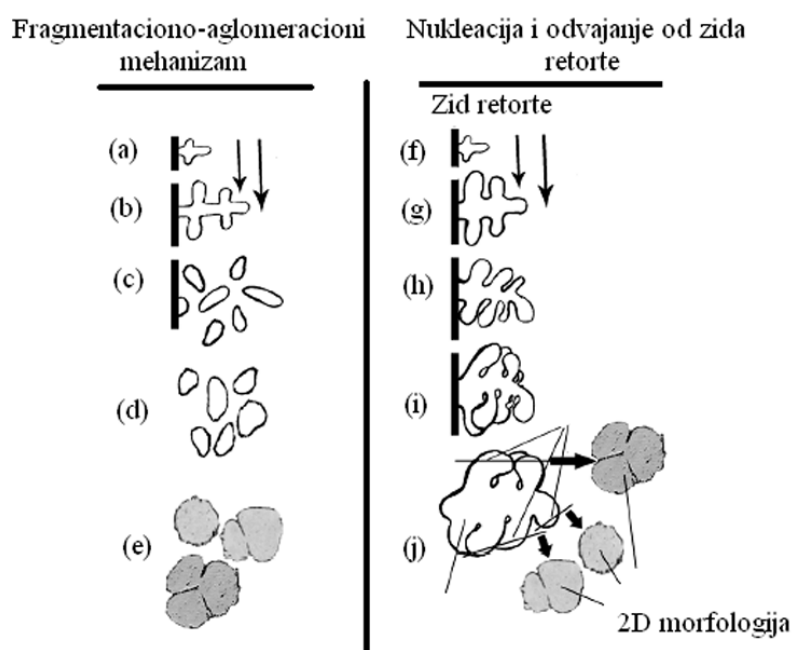
4.4.10. Fragmentaciono – aglomeracioni mehanizam

Postoje brojni mehanizmi pomoću kojih se može objasniti evolucija faza u poluočvrstom stanju za vreme hlađenja. Ipak dva od ovih mehanizama su najznačajniji a to su: fragmentaciono - aglomeracioni mehanizam i nukleacija i separacija faza od zida retorte. Osnovni koncept ova dva mehanizma šematski je prikazan na slici 38.

Flemings i grupa autora [95,100,105] su uočili da primena postupka mešanja i lokalizovanog brzog hlađenja može da obezbedi značajne poremećaje temperature u rastopu metala, što je značajno za odvajanje dendritnih grana od stabla dendrita. Istraživanja koja objašnjavaju ovaj mehanizam analizirana su u radovima brojnih autora. Hellawell i grupa autora [146] detaljno su diskutovali dendritnu fragmentaciju. Predložili su za objašnjenje nastajanja velikog broja zrna da je mnogo značajnije tzv. „pretapanje” dendritnih grana, koje se javlja kao posledica promene koncentracije u blizini korena dendrita, nego što je uticaj mehaničkih sila na kidanje dendritnih grana.

Imajući u vidu da je koncentracija atoma na graničnoj površini manjih čestica veća nego prosečna koncentracija u masi rastopa, rezultiraće difuzijom od granice čestica ka masi rastopa i uticati na pojavu gomilanja manjih čestica. Obrnuto, veće čestice oko kojih je koncentracija na granici niža nego prosečna koncentracija u rastopu, dovešće do difuzije atoma ka čestici što utiče na njihov porast. Veće čestice rastu na račun manjih [146].

Predloženi mehanizam prikazuje fragmentaciju dendrita u početnoj fazi očvršćavanja i stvaranje manjih delova dendrita, (sl.38.a-c), koji zatim rastu do oblika blizu sfernog (sl.38.d). Aglomeracija i sinterovanje nekih od ovih čestica dovode do obrazovanja većih aglomerata koga čine manje čestice (sl.38.e). Takođe veoma je važno primetiti da na bazi predloženog mehanizma u slučaju nukleacije na zidu retorte, primarna faza prolazi kroz period ubrzanog ogrublјavanja, zatim deformacije i na kraju sabijanja pod dejstvom turbulentnog tečenja, za vreme dok su faze još pričvršćene uz zid retorte (sl.38.h,i). Nakon ovog perioda prodor rastopa između grana postaje otežan, a zarobljeni rastop postaje više ili manje miran.



Slika 38. Šematska ilustracija fragmentaciono – aglomeracionog i koncepta nukleacije i separacije od zida retorte [146]

Od tog vremena, visoka brzina protoka će uglavnom uticati na spoljne delove faza koji su u direktnom kontaktu sa rastopom. U zavisnosti od procesnih karakteristika, primarne faze će rasti dok ne dostignu kritičnu veličinu, nakon čega će se odvojiti od zida retorte pod dejstvom smicajnih sila za vreme procesa mešanja rastopa (sl.38.j). Nakon odvajanja faza od zida retorte njihovo prisustvo u masi rastopa će uticati na smanjenje protoka, a rast faza se nastavlja sada u masi rastopa.

Aglomeracija prema ovom mehanizmu se dešava pre između pseudoklastera nego između takozvanih primarnih čestica.

Na bazi ovog mehanizma može se reći da rast primarnih faza u slučaju da se njihova nukleacija dešava na zidu retorte, uglavnom zavisi od protoka fluida. Kada se nukleacija dešava u masi rastopa ili daleko od zida retorte, brzina rasta primarnih faza je veoma mala u odnosu na protok rastopa i na njihov porast nema uticaja primenjena smicajna brzina.

Ako se analizira uticaj brzine mešanja na oblik čestica unutar aglomerata može se reći da ovaj uticaj prestaje kada čestice unutar aglomerata budu dovoljno blizu jedna drugoj, odnosno kada pokažu određeni stepen kompaktnosti. Manje čestice unutar aglomerata pokazuju težnju da se međusobno spajaju u veće. Osnovni razlog je težnja da se značajno smanji površinska energija, jer u slučaju većeg broja manjih čestica, povećava se udeo granica a samim tim i površinska energija.

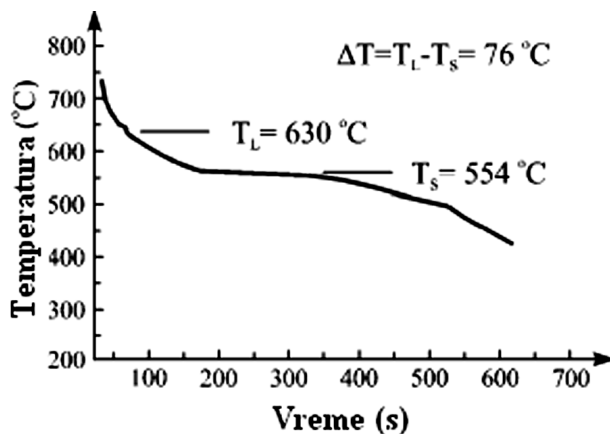
U cilju dobijanja poboljšane strukture reokasting postupkom, suštinski je važno naći optimalan odnos vrednosti smicajnih napona, vremena njihovog delovanja i brzine hlađenja. Proces se vodi tako da se odredi veličina smicajnog napona, tj. brzina smicanja, vreme delovanja smicanja i temperatura sa ciljem da se mehanizam transformacije strukture približi modelu prikazanom na sl.38.

5. REZULTATI I DISKUSIJA

Rezultati dobijeni u okviru eksperimentalnih istraživanja mogu se svrstati u pet grupa: istraživanje parametara procesa reokasting i kompokasting postupka livenja, kvantitativno merenje vremena neophodnog za postizanje optimalne radne temperature; kvalitativna i kvantitativna mikrostrukturna analiza uzoraka svih serija ispitivanja i određivanje funkcionalne zavisnosti strukture od procesa livenja; karakterizacija mehaničkih svojstava odlivaka svih serija ispitivanja (merenje tvrdoće) i određivanje kavitacione otpornosti uzoraka u cilju analize funkcionalne zavisnosti svojstava dobijenih uzoraka od procesa livenja.

5.1. Određivanje krive hlađenja i lokalne brzine hlađenja rastopa

Na bazi podataka temperatura–vreme dobijenih za vreme očvršćavanja konstruisana je kriva hlađenja. Kriva hlađenja za leguru AlSi18CuMgNi tokom očvršćavanja iz oblasti rastopa prikazana je na slici 39.



Slika 39. Kriva hlađenja AlSi18CuMgNi legure

Na krivoj se mogu uočiti glavne tačke koje prikazuju nukleaciju primarne silicijumove faze na 630°C, a nakon toga, vidljiva je i eutektička transformacija na 554°C. Uprkos širokoj oblasti očvršćavanja primarne Si faze (oko 76°C), maksimalan udeo čvrste faze Si nije veći od 0.17.

Ukupni udeo čvrste faze predstavljao je (primarni Si kristali + α - Al faza) i određen je za različite temperature.

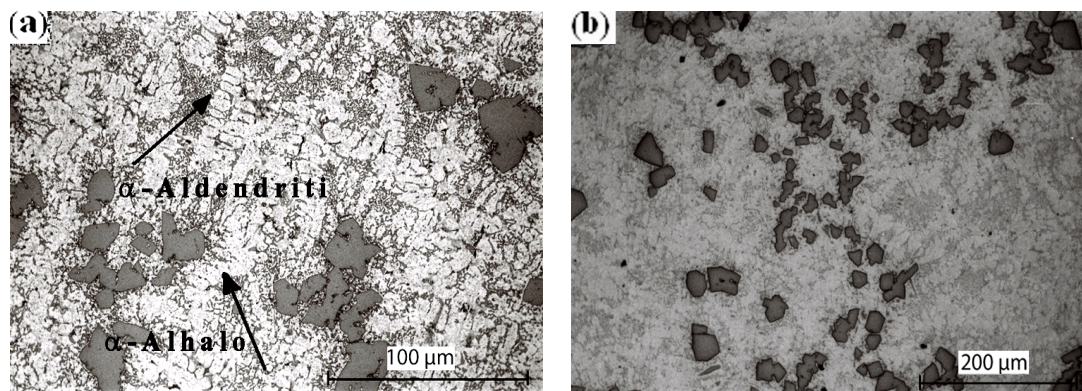
Korišćenjem podataka o izmerenoj temperaturi, na bazi izmerenog vremena potrebnog za dostizanje date temperature, računate su lokalne brzine očvršćavanja primenom jednačine (26) za sve serije reokast uzoraka. Lokalna vremena i izračunate brzine očvršćavanja prikazane su u tabeli 12.

Tabela 12. Vreme i brzina očvršćavanja AlSi18CuMgNi reokast uzoraka

Legura	Uzorak	Smicajna brzina	Udeo čvrste faze	Vreme očvršćavanja (s)	Brzina očvršćavanja (°C/s)
AlSi18CuMgNi	B ₁₁	500o/min	0.3	115	0.52
	B ₁₂		0.4	127	0.51
	B ₁₃		0.5	136	0.52
	B ₂₁	1000o/min	0.3	99	0.60
	B ₂₂		0.4	109	0.59
	B ₂₃		0.5	120	0.59
	B ₃₁	1500o/min	0.3	85	0.70
	B ₃₂		0.4	92	0.70
	B ₃₃		0.5	107	0.66

5.2. Karakterizacija strukture uzoraka dobijenih gravitacionim kokilnim livenjem (serija A)

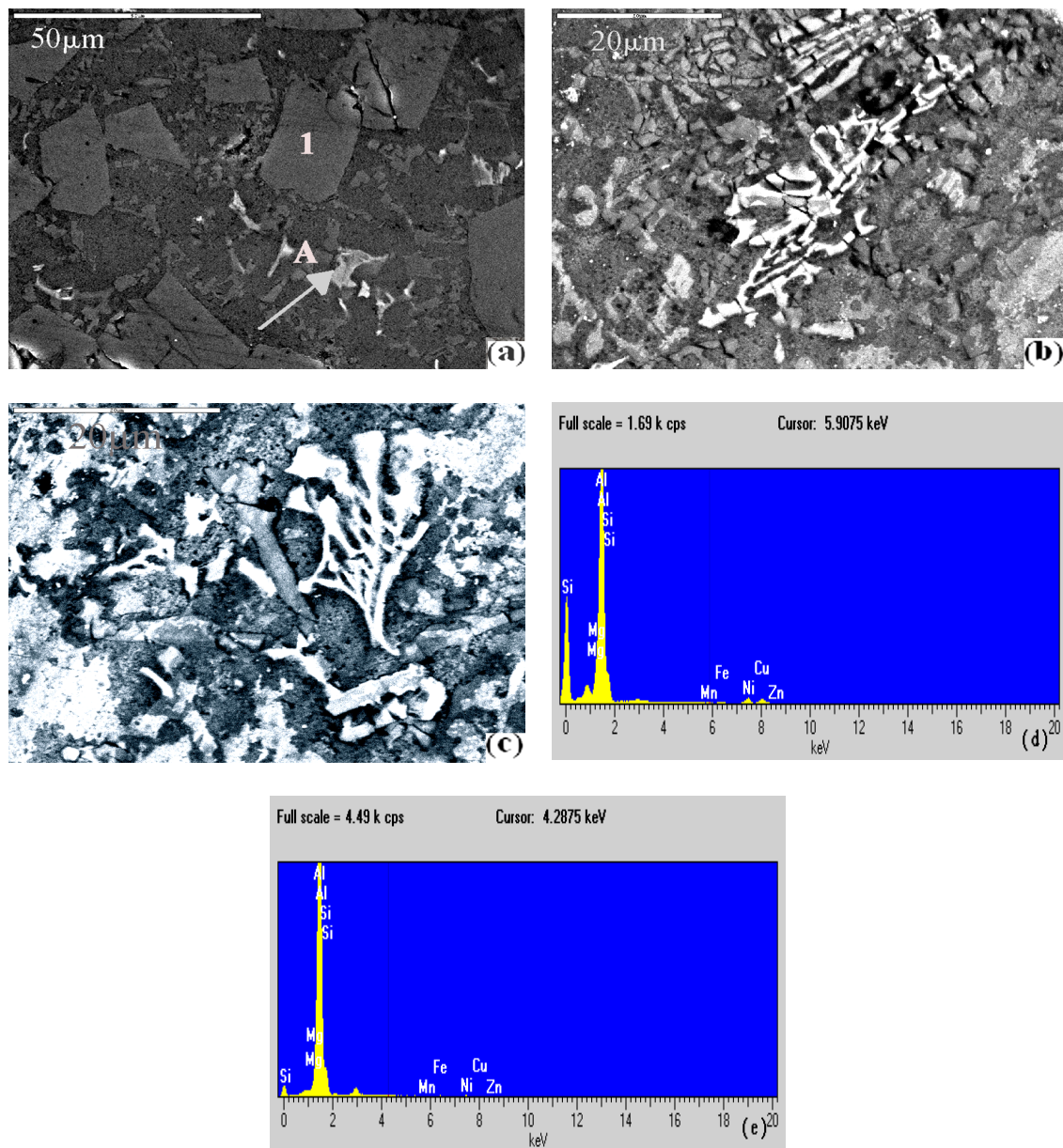
Mikrostruktura nadeutektičke AlSi18CuMgNi legure, dobijene gravitacionim livenjem u čeličnu kokilu (temperatura livenja 720°C) prikazana je na slici 40. a-b. U strukturi nadeutektičke Al-Si legure, faza koja prva očvršćava je Si, a potom (α -Al – Si) eutektikum prema faznom dijagramu slika 1., prikazanom u poglavlju 1. Sa slike 40.a vidi se da u strukturi ispitivane legure pored primarnih Si kristala prosečne veličine oko 70 μ m i Al –Si eutektikuma, prisutne su i faze α -Al halo i α -Al dendriti što ukazuje da legura nije očvršćavala u ravnotežnim uslovima (velika brzina hlađenja 0.7°C/s). Faza α -Al halo je uočena oko primarnih silicijumovih kristala (slika 40.a).



Slika 40. Mikrostruktura uzoraka serije A: a) brzina hlađenja 0.7°C/s; označene su formirane neravnotežne faze (α – Al halo i dendriti α – Al);
b) segregacija primarnih Si kristala

Pod eksperimentalnim ne-ravnotežnim uslovima očvršćavanja nakon nukleacije primarnog silicijuma, rastop se obogaćuje aluminijumom, menja se sastav rastopa, što dovodi do metastabilnog proširenja ravnotežne likvidus linije i rezultira formiranjem primarnih dendrita α - Al faze. Primarni silicijumovi kristali su različitog geometrijskog oblika, od kubnog do poligonalnog (slika 40.b). Prosečna veličina dendrita merena za veći broj uzoraka dobijenih gravitacionim kokilnim livenjem bila je 24 μm .

Na slici 41. prikazana je mikrostruktura uzoraka serije A snimljena na SEM-u. Struktura se sastoji od primarnih kristala silicijuma poligonalnog oblika i eutektičke osnove koju čine (α - Al + Si) sa intermetalnih fazama (IMF) koje gradi aluminijum sa prisutnim legirajućim elementima. Intermetalne faza u strukturi prikazane su na sl. 41.b,c. Kvalitativna analiza prisutnih intermetalnih faza u strukturi nadeutektičke AlSi18CuMgNi legure obuhvata i EDX skenirajuću elektronsku mikroskopiju. EDX rezultati su poslužili za identifikaciju stehiometrije intermetalnih faza.

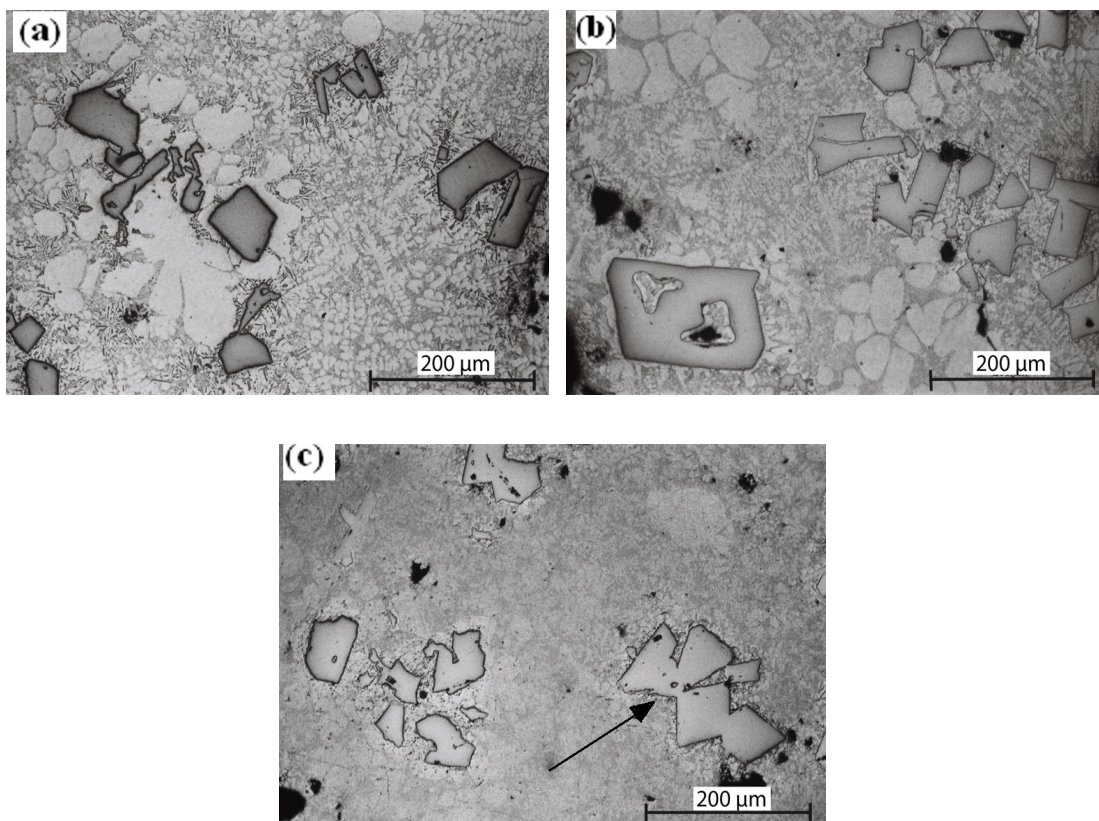


Slika 41. Mikrostruktura konvencionalno livene legure AlSi18CuMgNi (serija A): a) poliedri primarnog silicijuma, oznaka 1. i eutektička osnova (α -Al + Si) sa IMF u označenom području sa A; b) IMF tipa Mg_2Si (belo) i Al_3Ni (sivo); c) IMF tipa $(Mn,Fe)_3Si_2Al_{15}$; d,e) EDX rezultati

5.3. Formiranje mikrostrukture u uzorcima dobijenim reokasting postupkom livenja (serija B₁)

Za dobijanje uzoraka serije B reokasting postupkom livenja korišćene su tri brzine mešanja (o/min): 500; 1000; 1500. Analizirani su efekti primene date brzine smicanja na raspodelu i veličinu primarnih Si čestica i faza eutektikuma (α -Al + Si) u strukturi legure u livenom stanju.

U principu, mikrostruktura odlivaka nadeutektičke AlSi18CuMgNi legure dobijene sa i bez primene mehaničkog mešanja sastoji se od primarnih čestica silicijuma i eutektikuma (α -Al + Si).

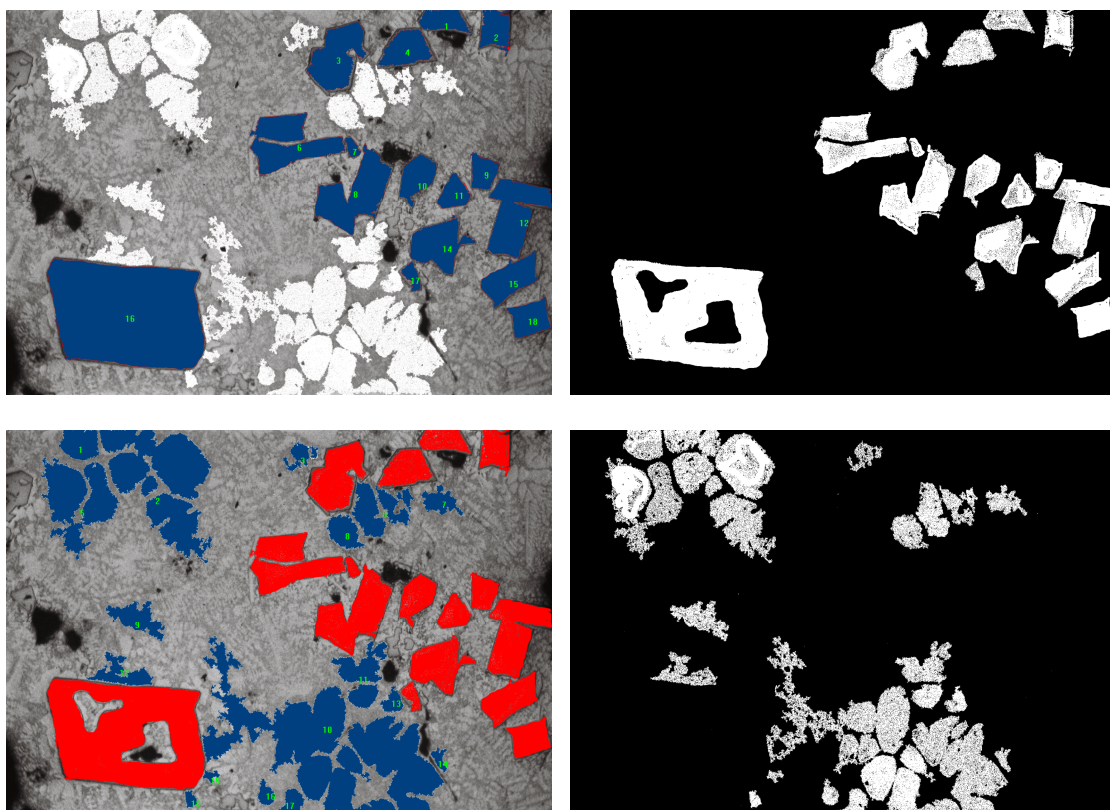


Slika 42. Mikrostrukture uzoraka AlSi18CuMgNi legure dobijene pri smicajnoj brzini 500 o/min za vreme (s): a) 115 (B₁₁); b) 127 (B₁₂); c) 136 (B₁₃); (OM, polirano)

Ispitivanje promena u mikrostrukтури koje su nastale u dvofaznom području, tj. u području ispod likvidus temperature posle vremena mešanja od (s): 115; 127; 136 a što odgovara udelima čvrste faze od: 0.3; 0.4; 0.5 respektivno, prikazano je na slici 42.

5.3.1. Raspodela čestica silicijuma

Raspodela primarnih čestica silicijuma uzoraka (serije B₁) prikazana je na sl.42.a-c. Sa slike 42.a vidi se pojava populacije relativno manje veličine primarnih čestica silicijuma pri primenjenoj smicajnoj brzini za vreme očvršćavanja. Obzirom da veličina i raspodela čestica Si značajno utiče na mehanička svojstva legure, veoma je važno utvrditi ne samo veličinu čestica već i njihovu raspodelu. U tom smislu, kvantitativna analiza može se koristiti kao indikator raspodele čestica, tj. može se odrediti da li su čestice Si ravnomerno raspoređene ili je došlo do njihove aglomeracije. Korišćena tehnika prebrojavanja poslužila je da opiše disperziju ili grupisanje čestica. Ova tehnika podrazumeva konverziju mikrofotografija u binarne slike kao što je ilustrovano slikom 43.



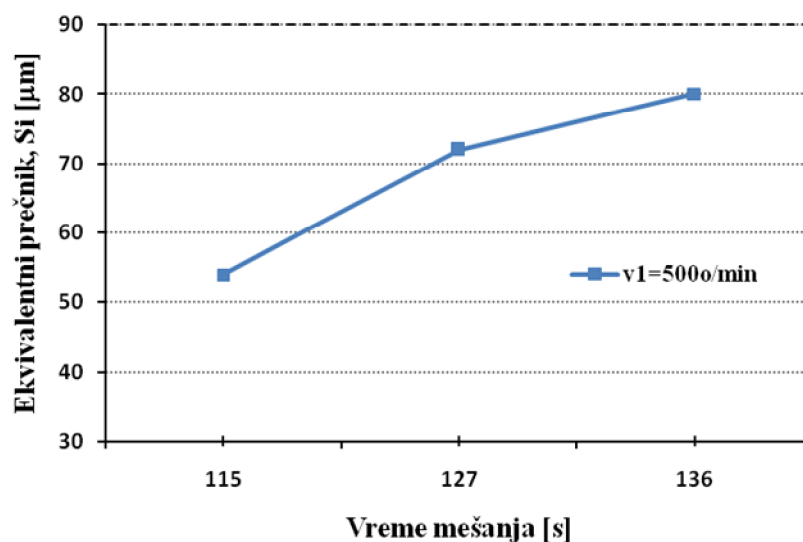
Slika 43. Konverzija mikrostrukture u binarnu (primer za reokast uzorak B₁₂)

U mikrostrukтури reokast uzoraka, slika 42.b-c detektovana je značajna segregacija primarne Si faze. Tendencija obrazovanja nakupina je izraženija sa porastom vremena

mešanja. Slike 42.b-c prikazuju nakupine silicijuma koje se sastoje od mnogobrojnih pojedinačnih čestica, neke od njih su još uvek razdvojene, dok neke kontinuirano rastu posle okupljanja kao posledica međusobnog spajanja. Ovo se može objasniti veoma malom brzinom kretanja primarnih Si čestica u odnosu na brzinu kretanja rastopa metala. Na bazi prethodne analize jasno je da uticaj brzine mešanja i vremena mešanja na veličinu primarnih čestica silicijuma uslovljen efektima, kako okupljanja, tako i rafinirajućim efektima.

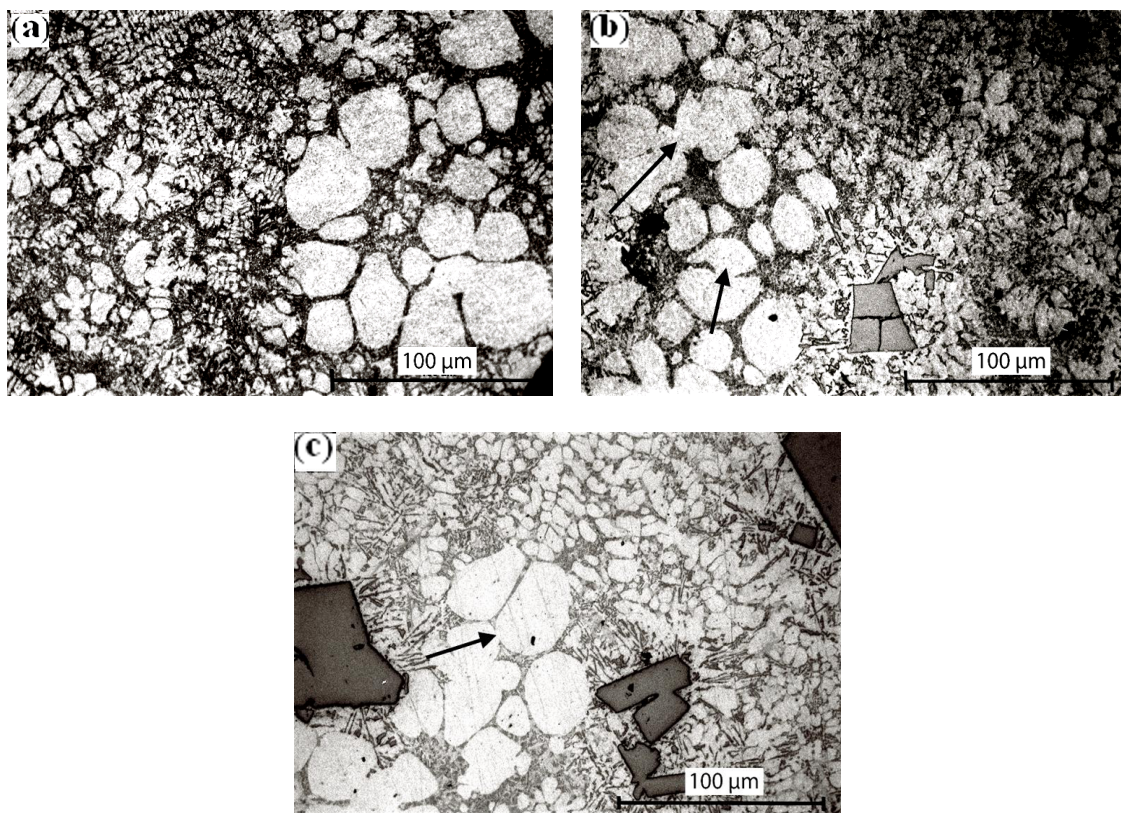
5.3.2. Određivanje ekvivalentnog prečnika primarnih Si čestica

Promena ekvivalentnog prečnika sa promenom temperature, nakon određenog vremena mešanja određivana je primenom koncepta ekvivalentnog prečnika. Jednačina korišćena za ovo izračunavanje prikazana je u poglavlju 4.4.6. Na mikrofotografijama slika 43. prikazan je način označavanja faza, u ovom slučaju Si čestica, neophodan za određivanje ekvivalentnog prečnika. Veza između prosečne veličine čestica i vremena reokasting procesa data je na slici 44. Sa dijagrama se vidi da veličina čestica raste sa porastom reokasting vremena, kao posledica njihove aglomeracije.



Slika 44. Efekti uticaja vremena mešanja (brzine mešanja 500o/min) na veličinu Si čestica

Sa porastom udela čvrste faze, tj. sa produženjem vremena mešanja, formiranje i evolucija reokast mikrostrukture povezana je ne samo sa raspadom poligonalnih silicijumovih čestica na manje delove, nakon čega je usledila aglomeracija i sinterovanje, nego i na promenu morfologije i veličine čestica α – Al faze. U istraživanjima brojnih autora, da bi se okarakterisala reokast mikrostruktura korišćen je termin “pseudo – klaster“ i „pseudo čestice“ za skupine manjih α – Al čestica koje su bile veoma kompleksnog oblika, koje su formirane u toku procesa. Mikrostrukture reokast uzoraka formirane u zavisnosti od vremena mešanja (s): 115 (B₁₁); 127 (B₁₂); 136 (B₁₃) prikazane su na slici 45.a-c.



Slika 45. Mikrostruktura reokast uzoraka AlSi18CuMgNi legure dobijene pri smicajnoj brzini 500 o/min za vreme (s): a) 115 (B₁₁); b) 127(B₁₂); c) 136 (B₁₃) (OM, nagriženo)

Slika 45.a pokazuje prisustvo mešavine α - Al dendrita kao i čestica ravnoosnog i sfernog oblika u mikrostrukturi u početnom stadijumu očvršćavanja.

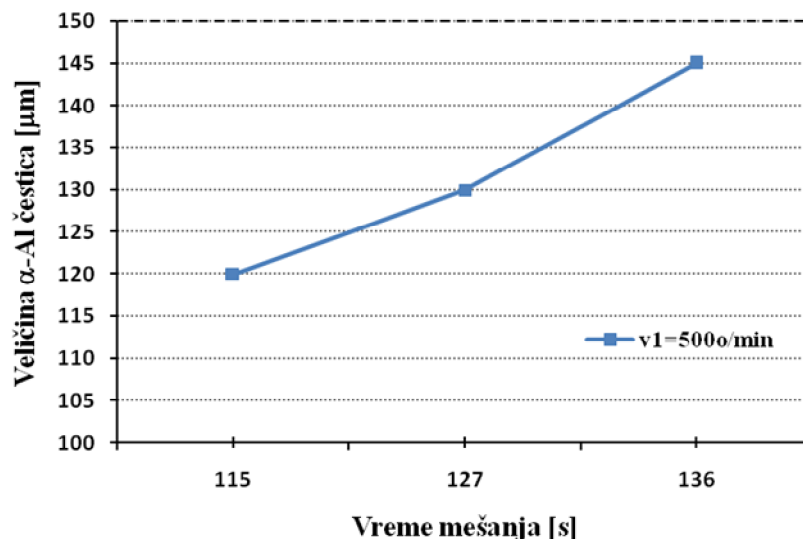
Za objašnjenje mikrostrukture koja je nastala u početnom stadijumu očvršćavanja korišćen je mehanizam nukleacije na zidu retorte. Šematska ilustracija ovog mehanizma prikazana je na slici 38., poglavlje 4.4.10.

Iako se radi o leguri nadeutektičkog sastava, pojava α -Al dendrita se može objasniti činjenicom da pod neravnotežnim uslovima očvršćavanja tokom ekseperimenta, nakon nukleacije primarnog Si, došlo je do obogaćivanja rastopa aluminijumom. Kao rezultat toga sastav rastopa se menja i pomera na dole, odnosno dolazi do metastabilnog proširenja ravnotežne likvidus linije što rezultira formiranjem dendrita α -Al. Po ovam mehanizmu porast faza je uslovljen brzinom kretanja rastopa u slučaju da se nukleacija dešava na zidu retorte. Kada se nukleacija dešava u rastopu daleko od zida retorte, uticaj smicajne brzine je neznatan. S druge strane, predloženi mehanizam pokazuje da u slučaju nukleacije faza na zidu retorte dolazi do ubrzanog ogrubljanja, nakon čega sledi deformacija a potom i sabijanje pod dejstvom turbulentnog toka. Prodiranje rastopa između grana dendrita postaje teže, i rastop na neki način postaje zarobljen u ovom međudendritnom prostoru. Nakon ovog vremena, protok rastopa uglavnom ima uticaj na spoljne delove faza koje su u direktnom kontaktu sa rastopom. U zavisnosti od procesnih uslova, faze će rasti dok ne dostignu kritičnu veličinu posle čega će se odvojiti od zida retorte pod uticajem mešanja rastopa. Efekat uticaja brzine kretanja rastopa biće još manji nakon odvajanja faza od zida retorte, kao što je ranije napomenuto i porast će se nastaviti normalno u masi rastopa. Mikrostruktura na slici 46.a pokazuje naizgled velike skupine manjih čestica koje su ustvari pojedinačni deformisani dendriti, koji su često veoma kompleksnog oblika. Iz tog razloga u daljoj analizi strukture uzoraka koristiće se termin pseudo/klaster ili pseudo čestice za karakterizaciju reokast mikrostrukture. Aglomeracija, prema ovom mehanizmu se dešava pre između pseudoklastera, nego između pojedinačnih čestica.

Ako se analizira uticaj vremena mešanja na oblik čestica unutar aglomerata može se reći da ovaj uticaj prestaje kada čestice unutar aglomerata budu dovoljno blizu jedna drugoj, odnosno kada pokažu određeni stepen kompaktnosti. Manje čestice unutar aglomerata pokazuju težnju da se međusobno spajaju u veće. Osnovni razlog je težnja da se značajno smanji površinska energija, jer u slučaju većeg broja manjih čestica povećava se udeo granica, a samim tim i površinska energija.

5.3.3. Određivanje veličine i gustine čestica α – Al faze

Određivanje veličine čestica α -Al faze primenom koncepta ekvivalentnog prečnika prikazano je na slici 46.



Slika 46. Efekti uticaja vremena mešanja (brzine mešanja 500o/min) na veličinu α - Al čestica

Za kontrolu i optimizaciju reokasting procesa veoma je važno kvantitativno determinisati kako su prisutne čestice raspoređene. Ipak, nekada je teško razlikovati da li su čestice čvrste faze izolovane ili se radi o klasterima (nakupinama) ovih čestica. Porast veličine čestica sa porastom vremena je rezultat obrazovanja nakupina ovih čestica, odnosno njihovog međusobnog povezivanja, što je u skladu i sa objavljenim radovima u ovoj oblasti [100,146].

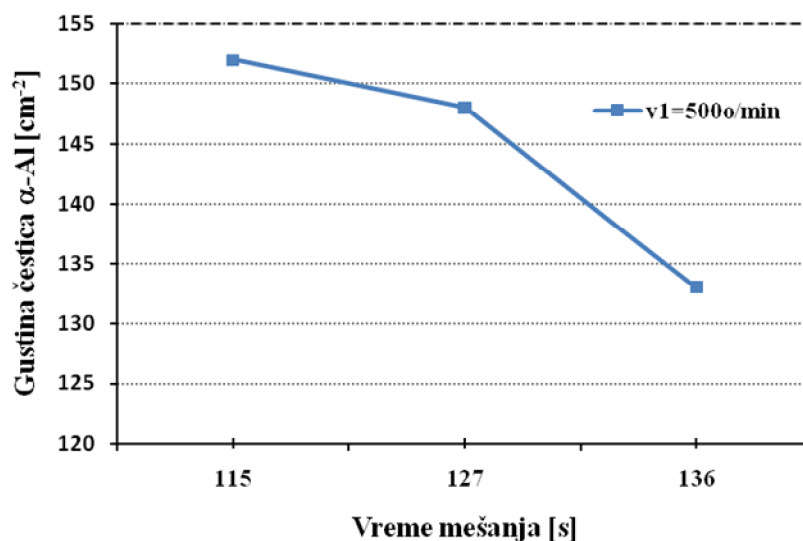
Za kontrolu i optimizaciju reokasting procesa, veoma je važno okarakterisati gustinu čestica u različitim vremenima za sve serije reokasting uslova. U ovoj analizi posmatrane su pojedinačne čestice, a ne čestice koje su obrazovale nakupine.

U tabeli 13. dat je prikaz sumarnih eksperimentalnih rezultata dobijenih na bazi kvantitativne analize mikrostrukture.

Tabela 13. Sumarni eksperimentalni rezultati dobijeni na bazi kvantitativne analize

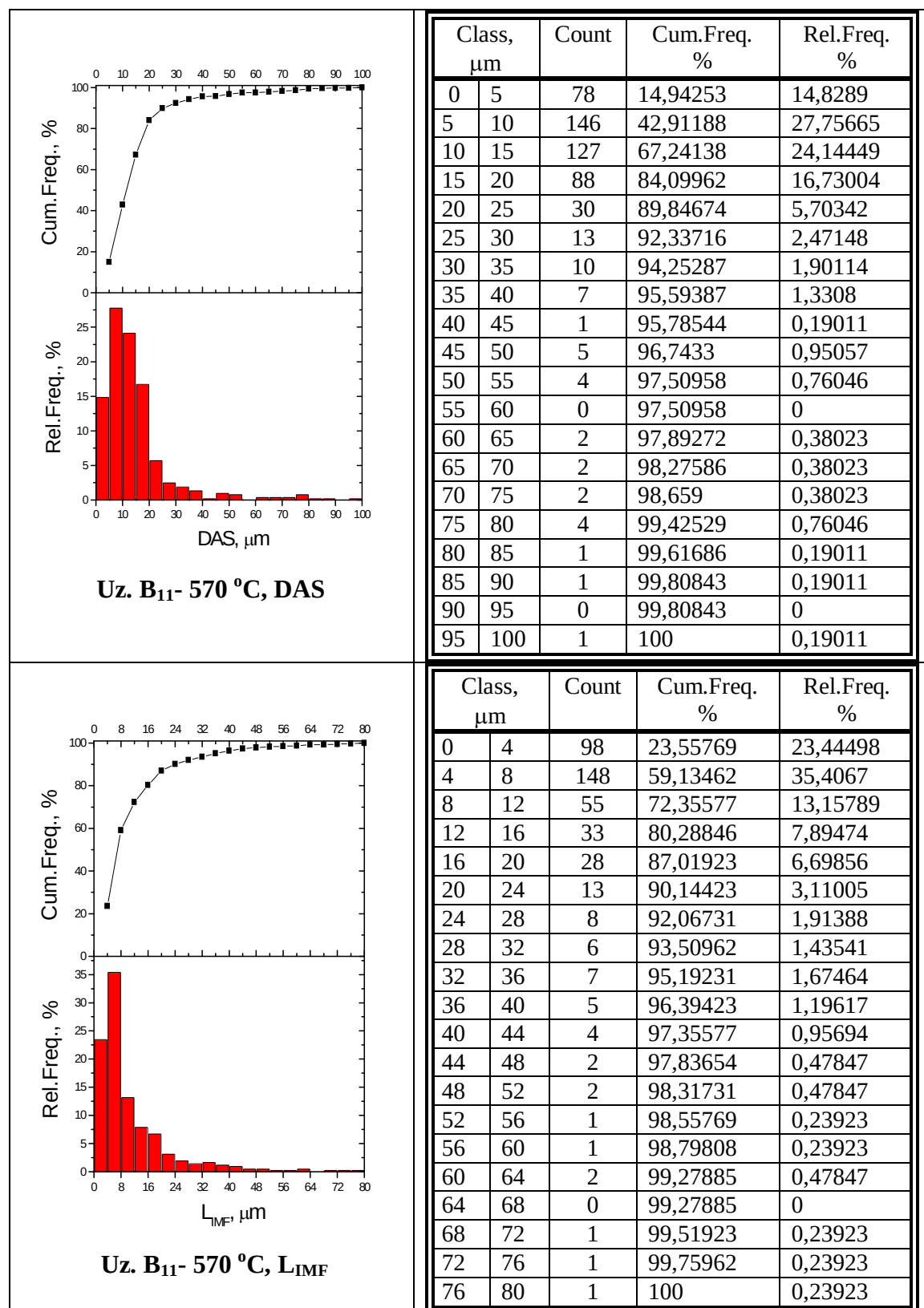
Smicajna brzina	Vreme mešanja (s); uzorak	Ukupni udeo čvrste faze (α Al+Si)	Ukupan broj čestica α - Al	Gustina čestica, cm ⁻²
500o/min	115 ; (B ₁₁)	0.3	298	152
	127 ; (B ₁₂)	0.4	291	148
	136 ; (B ₁₃)	0.5	261	133

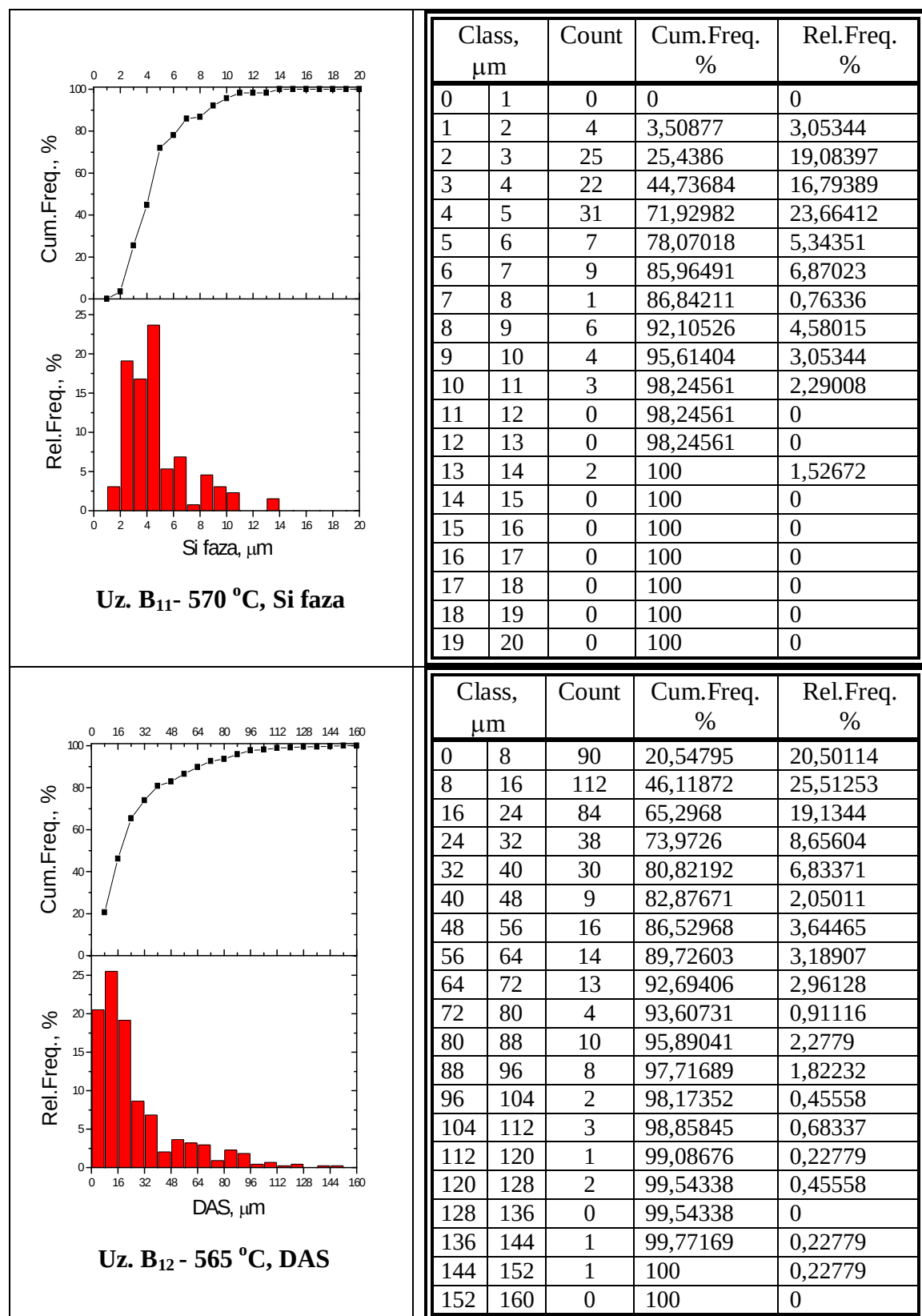
Slika 47. ilustruje uticaj porasta vremena mešanja na gustinu α - Al čestica. Sa slike se uočava da kraća vremena mešanja odgovaraju većoj gustini posmatranih čestica, a da nakon vremena od 127s, dolazi do smanjenja gustine.

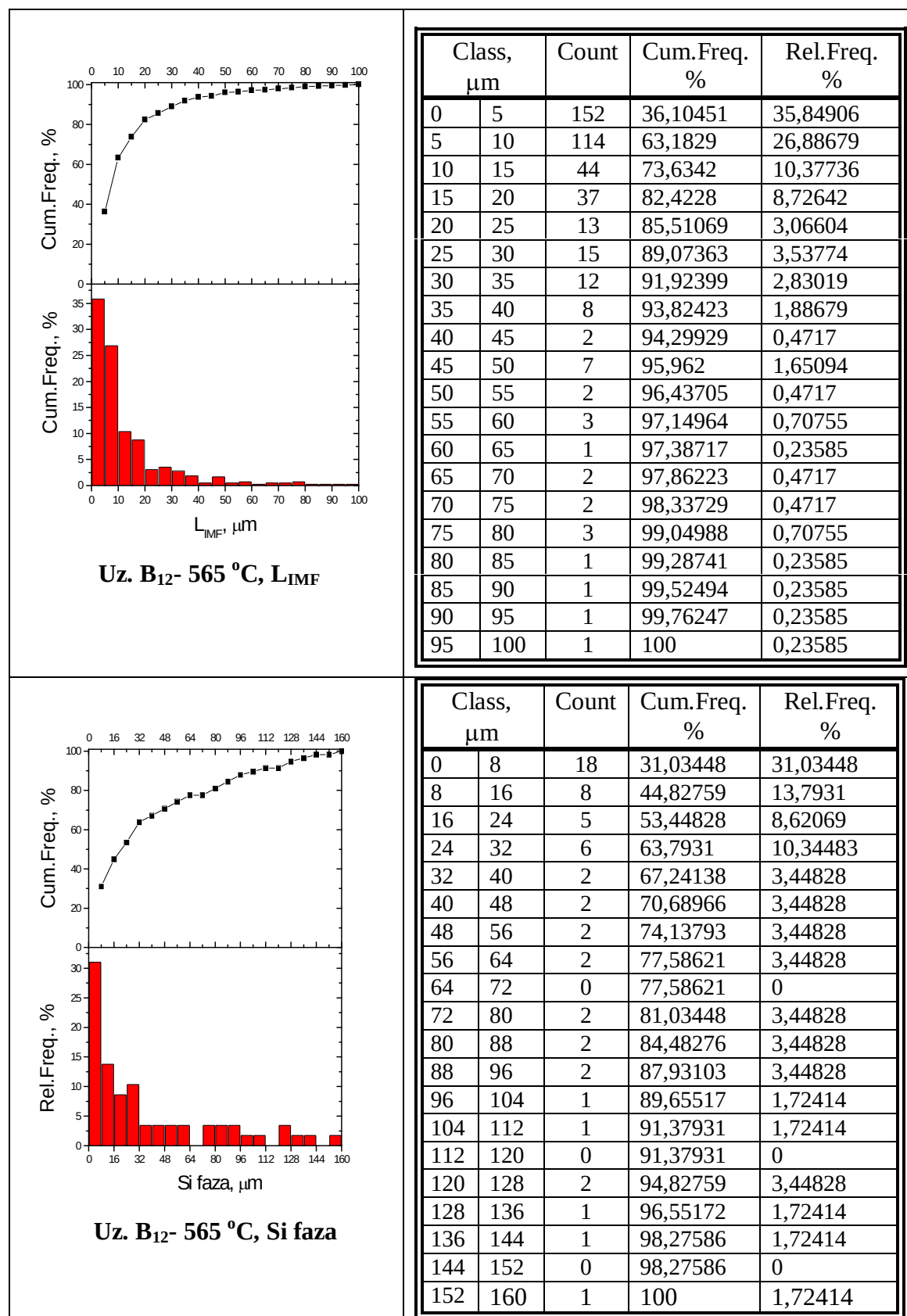


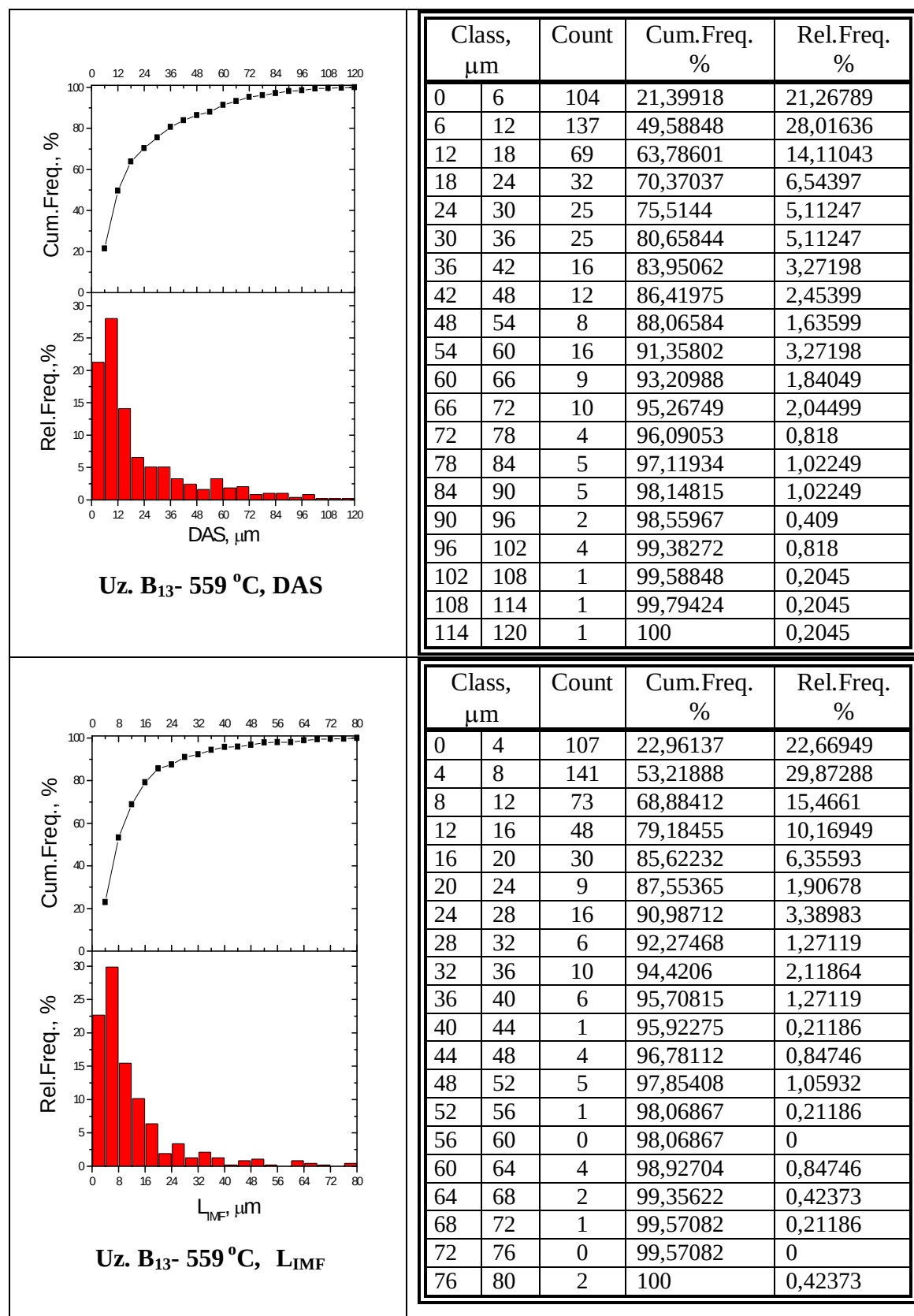
Slika 47. Promena gustine α – Al čestica u funkciji vremena mešanja

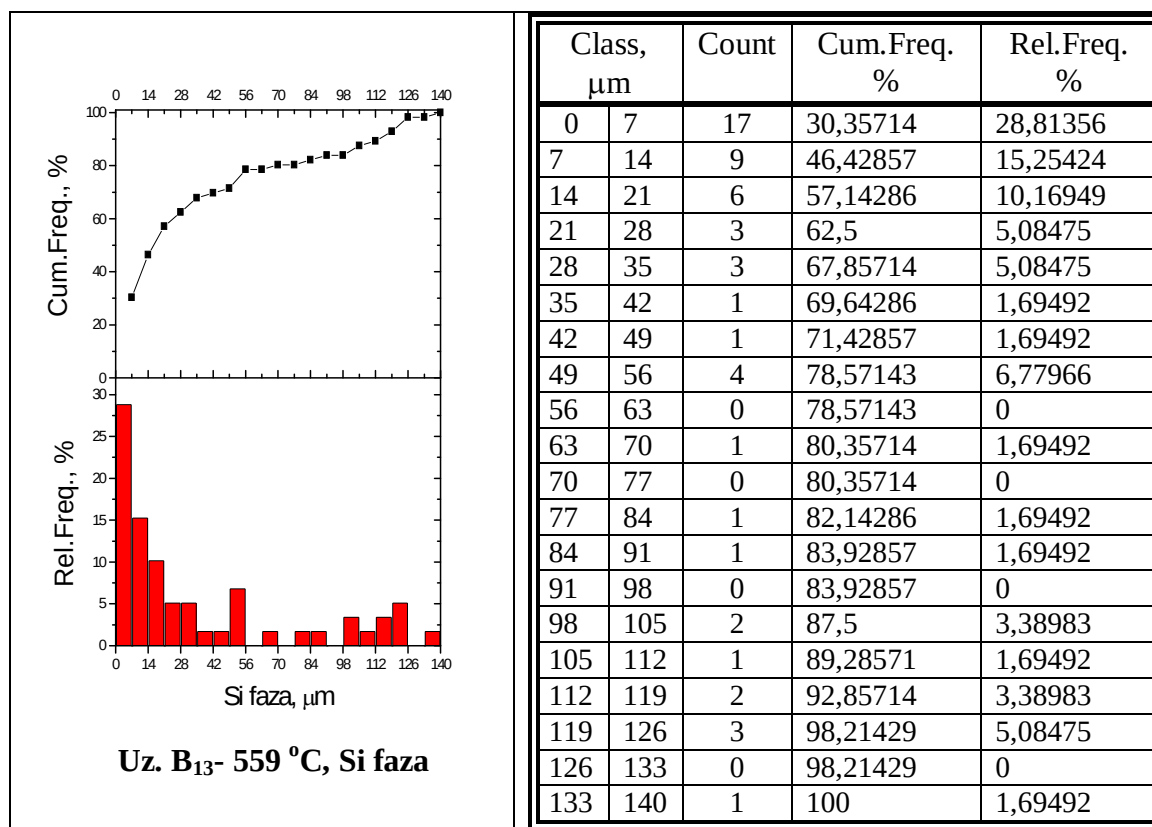
Na sl. 48. prikazani su rezultati analize slike za određivanje DAS, μ m; L_{IMF} , μ m i veličine Si faze, μ m za uzorke procesirane brzinom od 500 o/min u reokasting postupku.









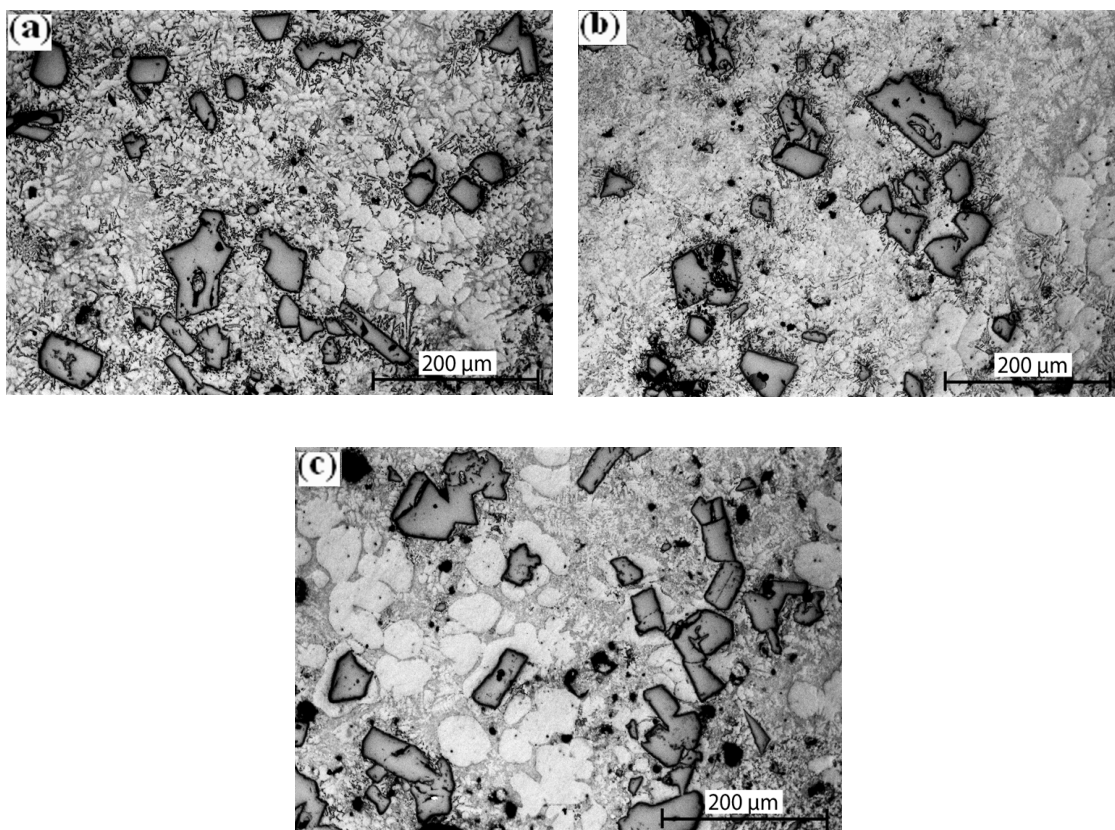


Sl.48. Rezultati analize slike za određivanje DAS, μm ; L_{IMF} , μm i veličine Si faze, μm za uzorke procesirane brzinom od 500 o/min u reokasting postupku (uzorci B₁₁; B₁₂; B₁₃)

5.4. Formiranje mikrostrukture u uzorcima dobijenim reokasting postupkom livenja (serija B₂)

5.4.1. Mikrostruktura u livenom stanju

Slika 49.a-c prikazuje mikrostrukture reokast uzoraka dobijene primenom brzine mešanja od 1000 o/min i vremenima (s): 99; 109; 120, respektivno. Primenjeni procesni parametri imali su uticaja ne samo na veličinu, nego i na distribuciju primarnih čestica silicijuma. Pri vremenu od 99s, raspodela primarnih Si čestica je bila približno uniformna. Pokazalo se da sa porastom vremena mešanja raspodela ovih čestica postaje neravnomerna što je rezultat aglomeracije čestica.

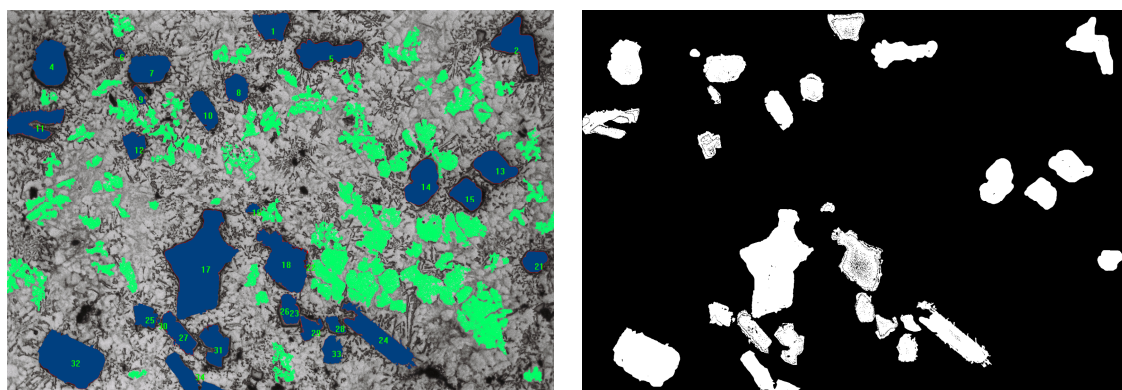


Slika 49. Mikrostrukture reokast uzoraka AlSi18CuMgNi legure dobijene pri smicajnoj brzini 1000 o/min za vreme (s): a) 99 (B₂₁); b) 109 (B₂₂); c) 120 (B₂₃); (OM, polirano)

Raspodela primarnih Si čestica kao i porast broja čestica manje veličine može se dovesti u vezu sa primenjenom smicajnom brzinom. Primenom mešanja za vreme očvršćavanja, smanjuje se energetska barijera za nukleaciju Al faze, potiskujući nukleaciju silicijuma. Ovo utiče na porast nukleacione brzine primarnih Si čestica, što dovodi do manje više ravnomerne raspodele Si čestica i porasta broja relativno manjih čestica. Pod dejstvom smicajnih sila za vreme mešanja rastopa, dolazi do toga da neke Si čestice nukleiraju bliže likvidus temperaturi, što znači da ove čestice imaju dovoljno vremena da rastu dok u slučaju potiskivanja nukleacije ka nižim temperaturama rezultira porastom broja relativno manjih čestica, slika 49.c. Sa slike 49.c jasno se uočava međusobno povezivanje manjih čestica što dovodi do njihovog porasta.

5.4.2. Raspodela čestica silicijuma

Slika 50. prikazuje primenu tehnike prebrojavanja Si šesticama na uzorcima dobijenim posle vremena od 99s. Primarne Si čestice su označene plavo, na slici 50., levo ili na fotografiji konvertovane u binarnu sliku, gde su Si čestice svetle, sl.50., desno.

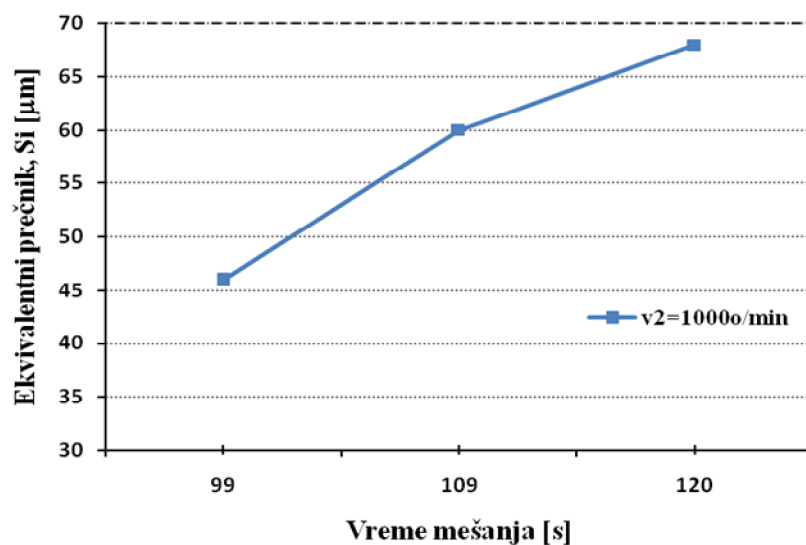


Slika 50. Konverzija mikrostrukture u binarnu za reokast uzorak B₂₁

5.4.3. Određivanje ekvivalentnog prečnika primarnih Si čestica

Za određivanje ekvivalentnog prečnika primarnih Si čestica korišćena je jednačina prikazana u poglavlju 4.4.6.

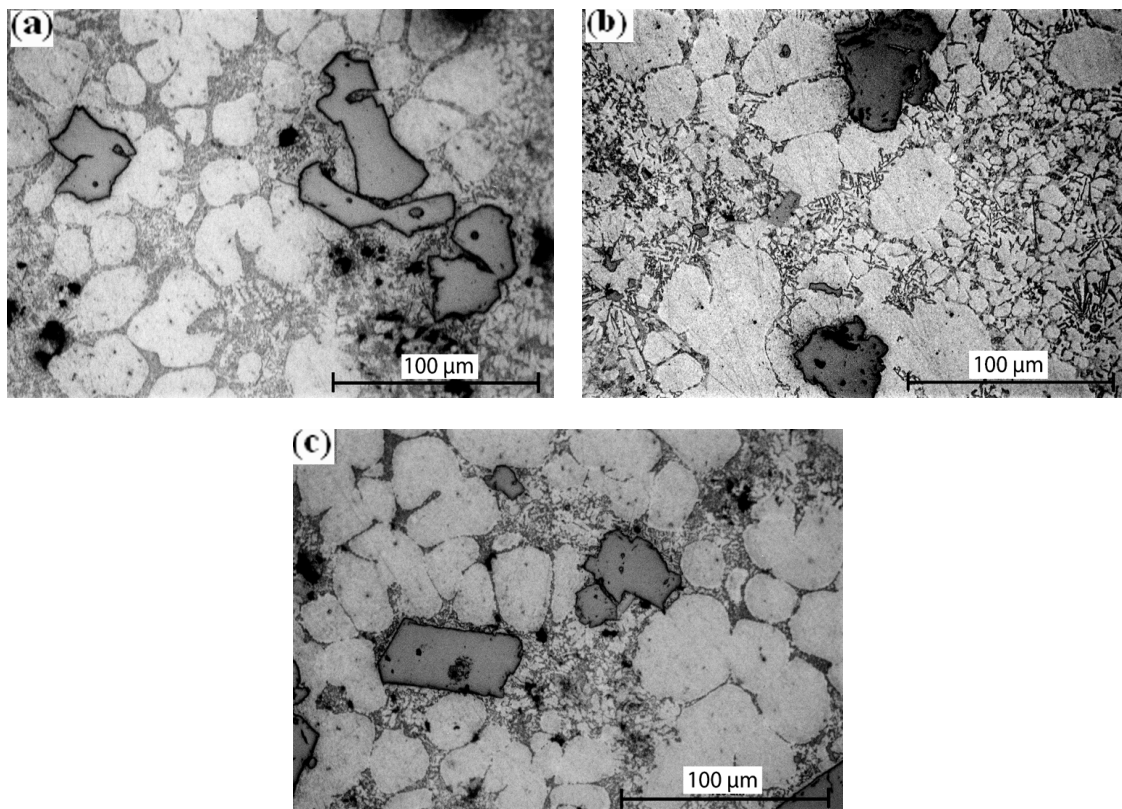
Na slici 51. prikazani su rezultati određivanja vrednosti ekvivalentnog prečnika Si čestica, (μm) u zavisnosti od uticaja vremena mešanja, (s), pri brzini mešanja od 1000 o/min.



Slika 51. Efekti uticaja vremena mešanja (brzine mešanja 1000o/min) na veličinu Si čestica

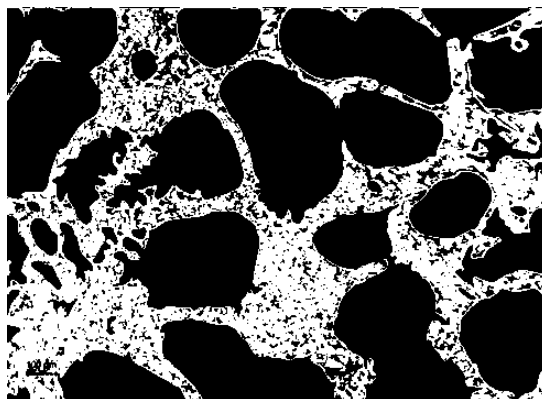
5.4.4. Određivanje veličine i gustine čestica α – Al faze

Mikrostrukture reokast uzoraka: B₂₁, B₂₂ i B₂₃ dobijene pri brzini mešanja od 1000 o/min za različita vremena mešanja, prikazane su na slici 52.

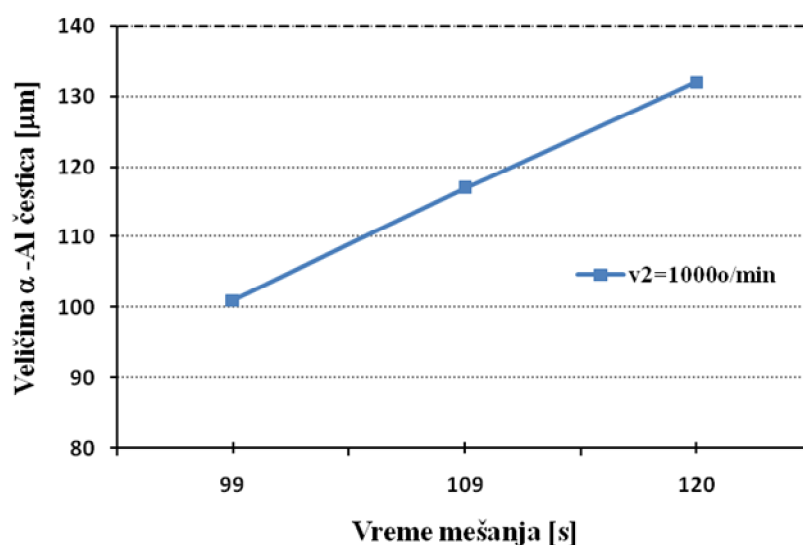


Slika 52. Mikrostruktura reokast uzoraka AlSi18CuMgNi legure dobijene pri smicajnoj brzini 1000 o/min za vreme (s): a) 99 (B₂₁); b) 109 (B₂₂); c) 120 (B₂₃); (OM, nagriženo)

Konverzija mikrofotografije u binarnu za reokast uzorak B₂₃ prikazana je na slici 53. Određivanje veličine α - Al faze za različita vremena mešanja prikazano je na slici 54.



Slika 53. Konverzija mikrofotografije u binarnu za reokast uzorak B₂₃



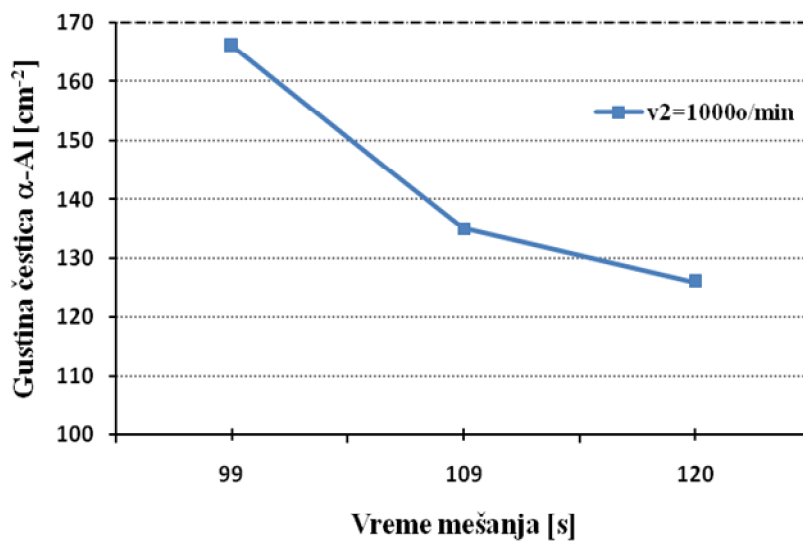
Slika 54. Efekti uticaja vremena mešanja (brzine mešanja 10000/min) na veličinu α - Al čestica

Za svaku seriju uzoraka korišćene su po 3 mikrofotografije za analizu raspodele α - Al čestica. Ukupan broj α - Al čestica određivan je kao srednja vrednost ovih merenja. Sumarni eksperimentalni rezultati prikazani su u tabeli 14.

Tabela 14. Sumarni eksperimentalni rezultati dobijeni na bazi kvantitativne analize

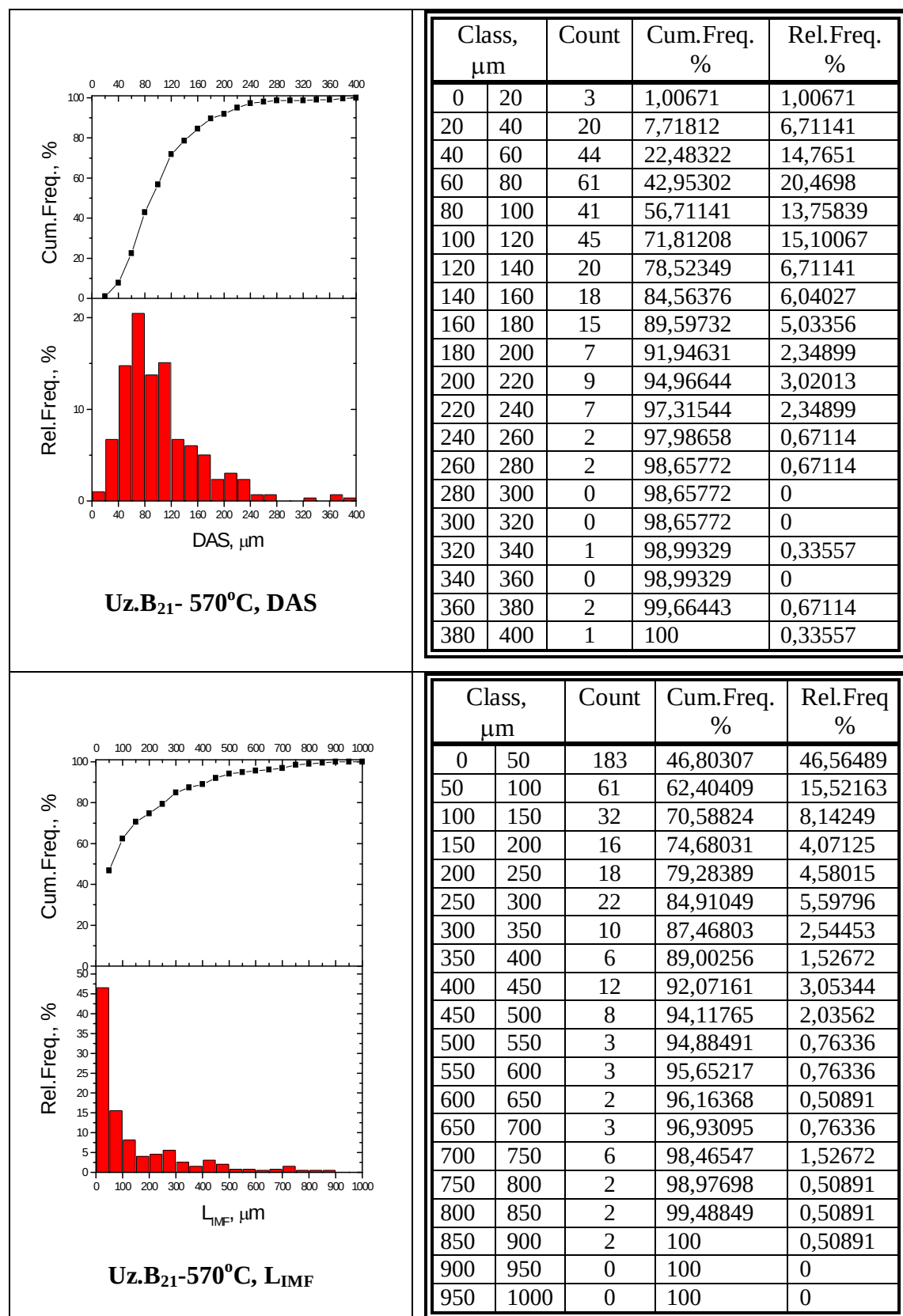
Smicajna brzina	Vreme mešanja (s); uzorak	Ukupni udeo čvrste faze (α Al+Si)	Ukupan broj čestica α -Al	Gustina čestica, cm ⁻²
10000/min	99; B ₂₁	0.3	326	166
	109; B ₂₂	0.4	264	135
	120; B ₂₃	0.5	248	126

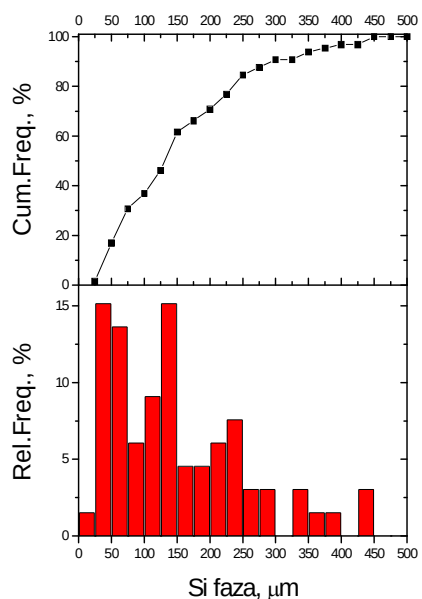
Promena gustine α – Al čestica u funkciji vremena mešanja prikazana je na slici 55.



Slika 55. Promena gustine α – Al čestica u funkciji vremena mešanja

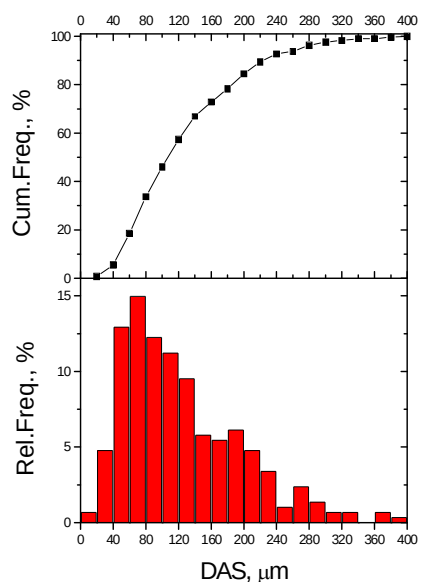
Na slici 56. prikazani su rezultati analize slike za određivanje DAS, μm ; L_{IMF} , μm i veličine Si faze, μm za uzorke procesirane brzinom od 1000 o/min u reokasting postupku (uzorci B₂₁; B₂₂; B₂₃).





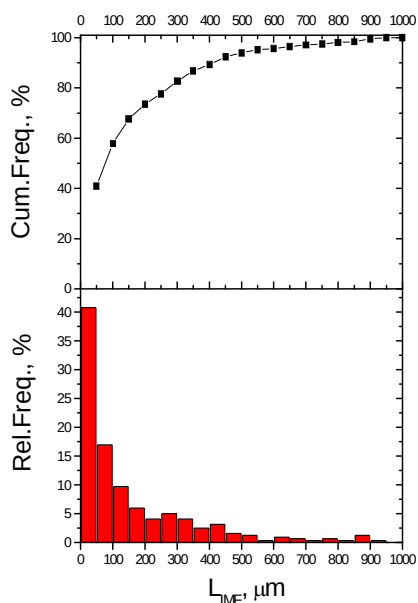
Uz.B₂₁-570°C, Si faza

Class, μm	Count	Cum.Freq. %	Rel.Freq. %
0	25	1,53846	1,51515
25	50	16,92308	15,15152
50	75	30,76923	13,63636
75	100	36,92308	6,06061
100	125	46,15385	9,09091
125	150	61,53846	15,15152
150	175	66,15385	4,54545
175	200	70,76923	4,54545
200	225	76,92308	6,06061
225	250	84,61538	7,57576
250	275	87,69231	3,0303
275	300	90,76923	3,0303
300	325	90,76923	0
325	350	93,84615	3,0303
350	375	95,38462	1,51515
375	400	96,92308	1,51515
400	425	96,92308	0
425	450	100	3,0303
450	475	100	0
475	500	100	0



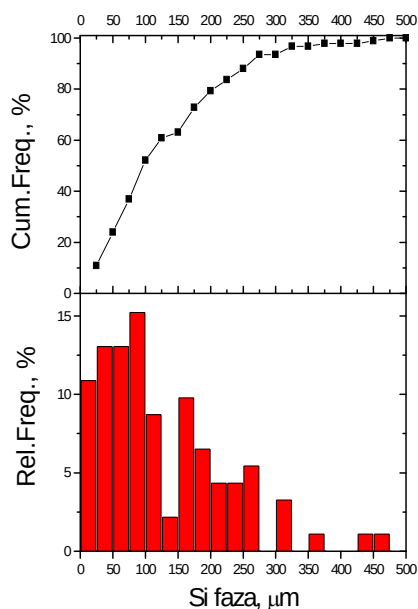
Uz.B₂₂-565°C, DAS

Class, μm	Count	Cum.Freq. %	Rel.Freq. %
0	20	0,68729	0,68027
20	40	5,49828	4,7619
40	60	18,5567	12,92517
60	80	33,67698	14,96599
80	100	46,04811	12,2449
100	120	57,38832	11,22449
120	140	67,01031	9,52381
140	160	72,85223	5,78231
160	180	78,35052	5,44218
180	200	84,53608	6,12245
200	220	89,34708	4,7619
220	240	92,78351	3,40136
240	260	93,81443	1,02041
260	280	96,21993	2,38095
280	300	97,5945	1,36054
300	320	98,28179	0,68027
320	340	98,96907	0,68027
340	360	98,96907	0
360	380	99,65636	0,68027
380	400	100	0,34014



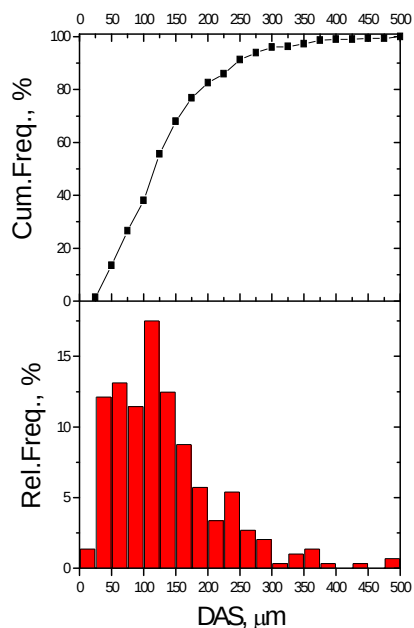
Uz.B₂₂-565°C, L_{IMF}

Class, μm	Count	Cum.Freq %	Rel.Freq. %
0 50	130	40,8805	40,75235
50 100	54	57,86164	16,9279
100 150	31	67,61006	9,71787
150 200	19	73,58491	5,95611
200 250	13	77,67296	4,07524
250 300	16	82,7044	5,01567
300 350	13	86,79245	4,07524
350 400	8	89,30818	2,50784
400 450	10	92,45283	3,1348
450 500	5	94,02516	1,5674
500 550	4	95,28302	1,25392
550 600	1	95,59748	0,31348
600 650	3	96,54088	0,94044
650 700	2	97,16981	0,62696
700 750	1	97,48428	0,31348
750 800	2	98,11321	0,62696
800 850	1	98,42767	0,31348
850 900	4	99,68553	1,25392
900 950	1	100	0,31348
950 1000	0	100	0

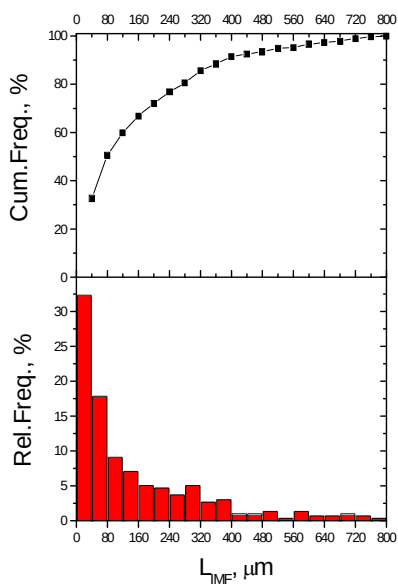


Uz.B₂₂-565°C, Si faza

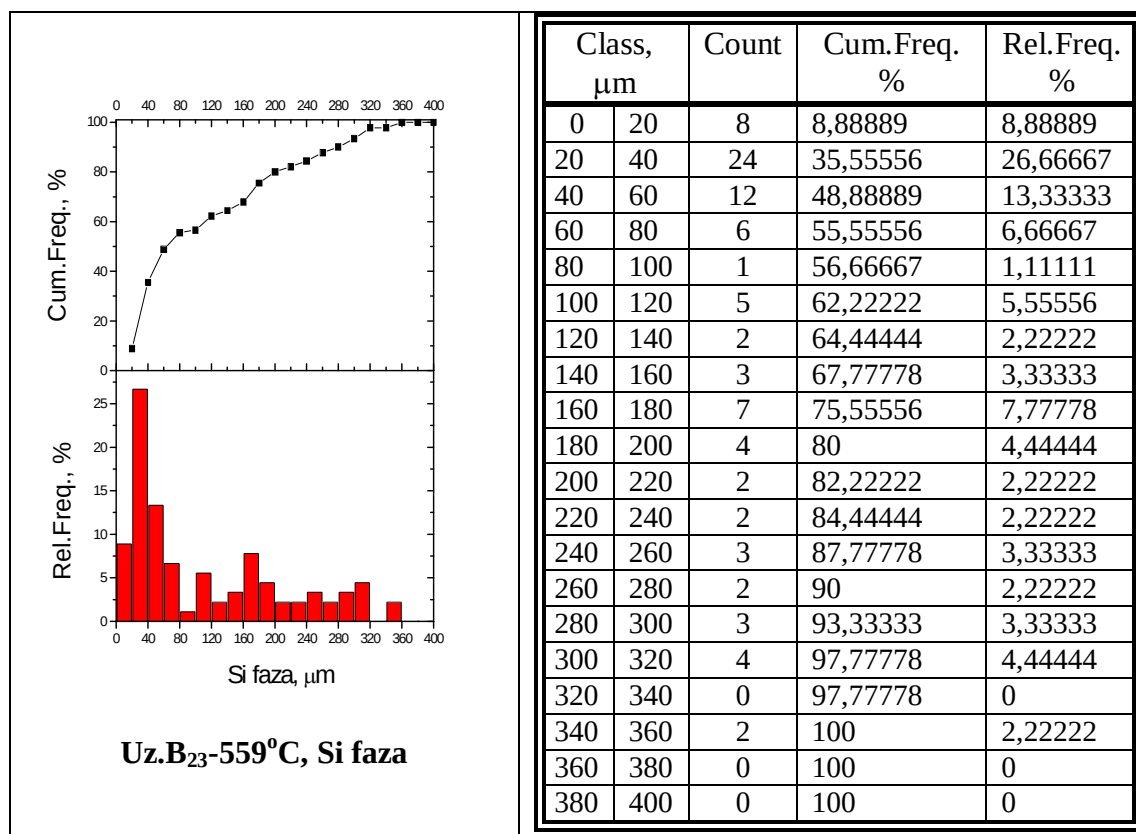
Class, μm	Count	Cum.Freq %	Rel.Freq. %
0 25	10	10,86957	10,86957
25 50	12	23,91304	13,04348
50 75	12	36,95652	13,04348
75 100	14	52,17391	15,21739
100 125	8	60,86957	8,69565
125 150	2	63,04348	2,17391
150 175	9	72,82609	9,78261
175 200	6	79,34783	6,52174
200 225	4	83,69565	4,34783
225 250	4	88,04348	4,34783
250 275	5	93,47826	5,43476
275 300	0	93,47826	0
300 325	3	96,73913	3,26087
325 350	0	96,73913	0
350 375	1	97,82609	1,08696
375 400	0	97,82609	0
400 425	0	97,82609	0
425 450	1	98,91304	1,08696
450 475	1	100	1,08696
475 500	0	100	0



Class, μm	Count	Cum.Freq. %	Rel.Freq. %
0	25	4	1,3468
25	50	36	13,46801
50	75	39	26,59933
75	100	34	38,04714
100	125	52	55,55556
125	150	37	68,01347
150	175	26	76,76768
175	200	17	82,49158
200	225	10	85,85859
225	250	16	91,24579
250	275	8	93,93939
275	300	6	95,9596
300	325	1	96,2963
325	350	3	97,3064
350	375	4	98,6532
375	400	1	98,9899
400	425	0	98,9899
425	450	1	99,3266
450	475	0	99,3266
475	500	2	100



Class, μm	Count	Cum.Freq. %	Rel.Freq. %
0	40	96	32,65306
40	80	53	50,68027
80	120	27	59,86395
120	160	21	67,0068
160	200	15	72,10884
200	240	14	76,87075
240	280	11	80,61224
280	320	15	85,71429
320	360	8	88,43537
360	400	9	91,4966
400	440	3	92,51701
440	480	3	93,53741
480	520	4	94,89796
520	560	1	95,2381
560	600	4	96,59864
600	640	2	97,27891
640	680	2	97,95918
680	720	3	98,97959
720	760	2	99,65986
760	800	1	100

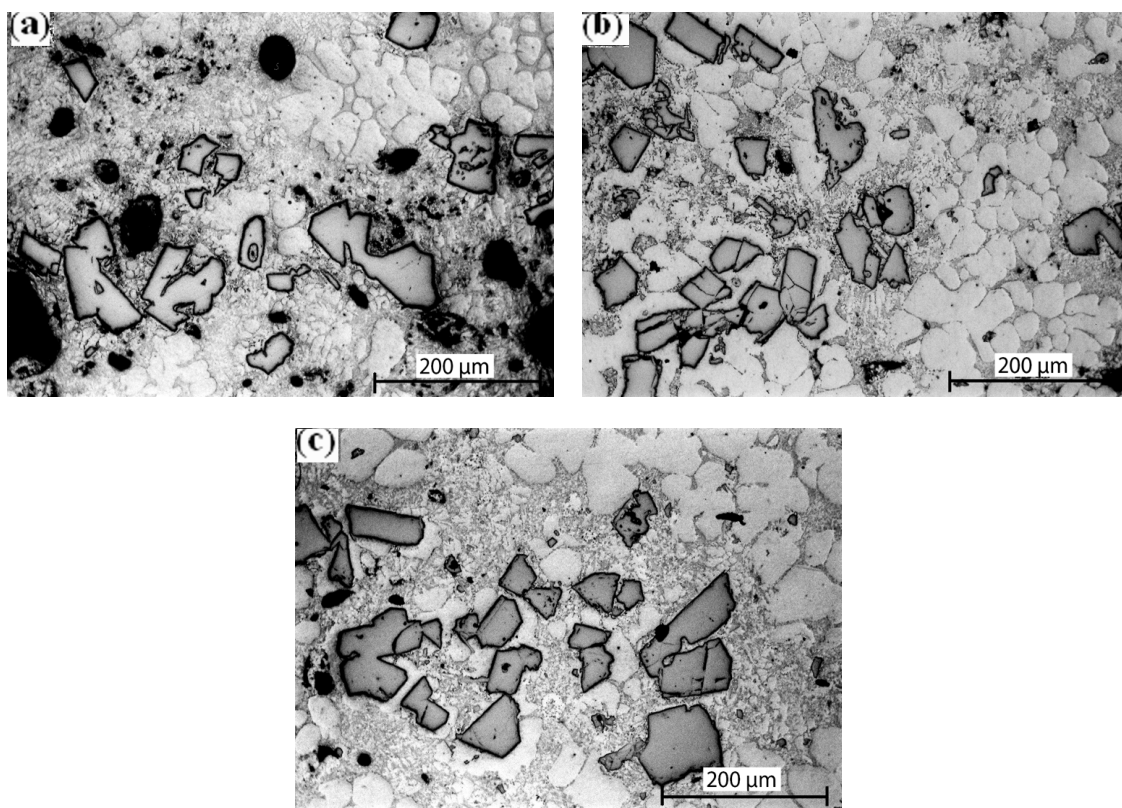


Slika 56. Rezultati analize slike za određivanje: DAS, μm ; L_{IMF} , μm i veličine Si faze, μm za uzorke procesirane brzinom od 1000 o/min u reokasting postupku (uzorci B₂₁; B₂₂; B₂₃)

5.5. Formiranje mikrostrukture u uzorcima dobijenim reokasting postupkom livenja (serija B₃)

5.5.1. Mikrostruktura u livenom stanju

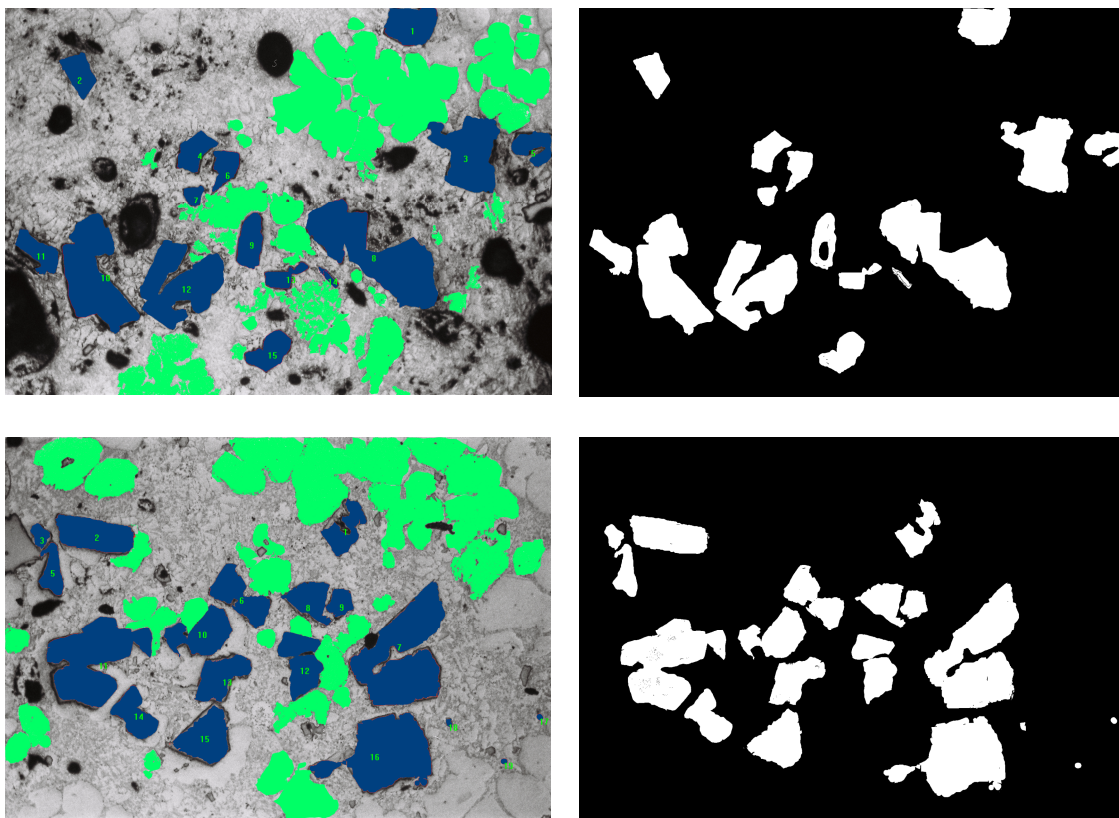
Slika 57. prikazuje mikrostrukture reokast uzoraka dobijene primenom brzine mešanja od 1500 o/min i vremenima (s): 85; 92; 107, respektivno. Pri vremenu od 85s, raspodela primarnih Si čestica je bila približno uniformna. Sa porastom vremena mešanja slike 57.b,c uočljivo je grupisanje Si čestica.



Slika 57. Mikrostrukture reokast uzoraka AlSi18CuMgNi legure dobijene pri smicajnoj brzini 1500 o/min, za vreme (s): a) 85 (B₃₁); b) 92 (B₃₂); c) 107 (B₃₃); (OM, polirano)

5.5.2. Raspodela čestica silicijuma

Slika 58. prikazuje primenu tehnike prebrojavanja Si čestica na uzorcima dobijenim posle vremena od 85s - 107s. Primarne Si čestice su označene plavo, na slici 58., levo ili na fotografiji konvertovanoj u binarnu sliku, sl.58. desno, gde su Si čestice svetle.

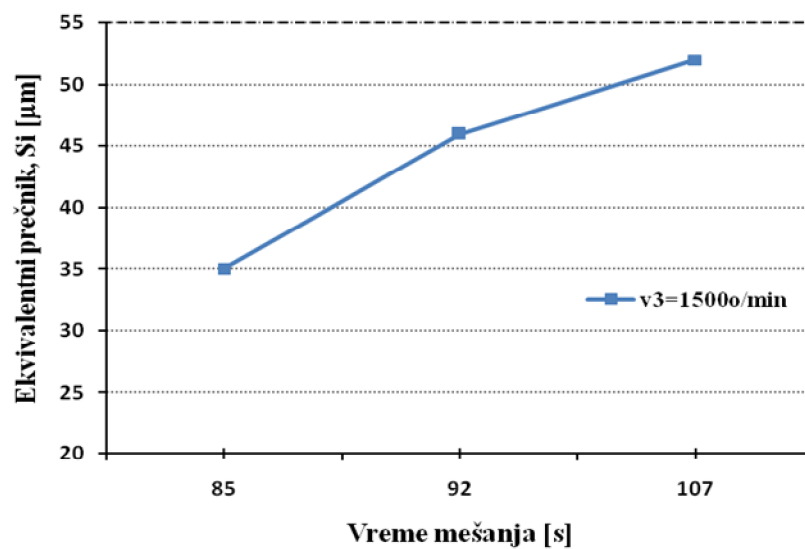


Slika 58. Konverzija mikrostrukture u binarnu za reokast uzorake B₃₁ i B₃₃

Optičke mikrofotografije na slici 58. pokazuju mikrostrukturne promene nastale primenom različitih vremena mešanja. Evidentno je da sa porastom vremena mešanja broj Si čestica se povećava, kao i da je tendencija njihovog međusobnog povezivanja izraženija.

5.5.3. Određivanje ekvivalentnog prečnika primarnih Si čestica

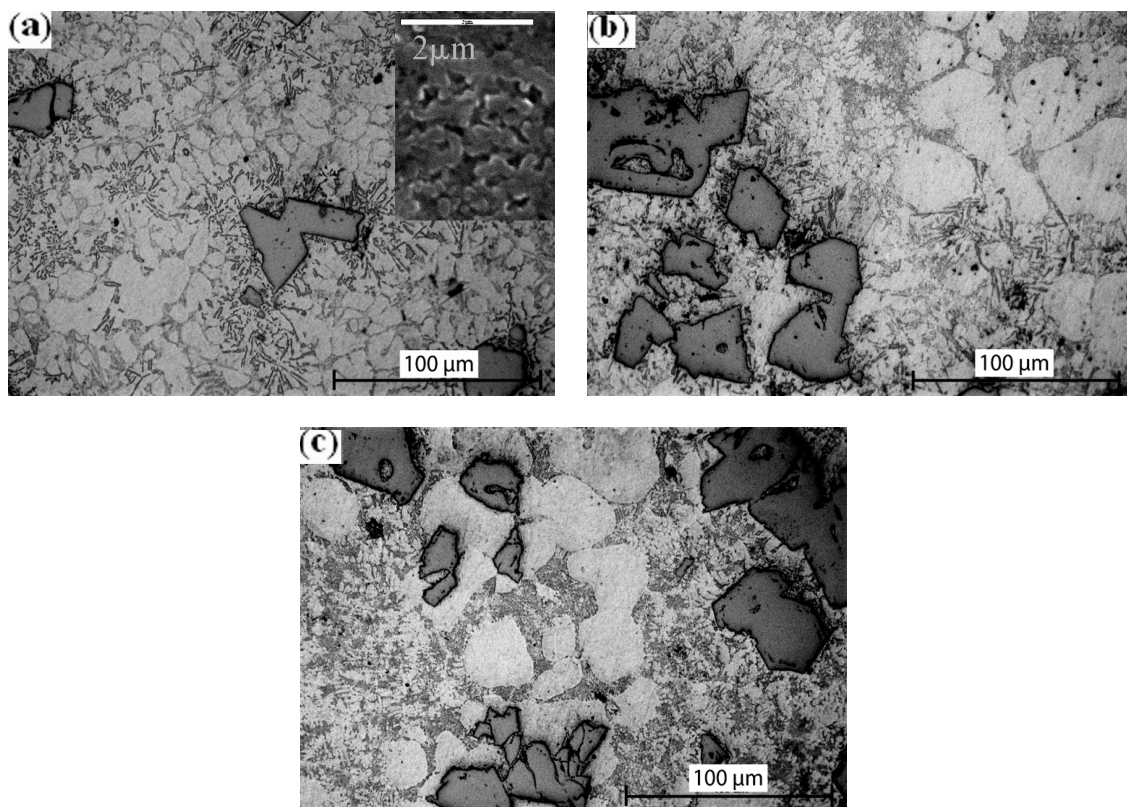
Na slici 59. prikazan je efekat uticaja vremena mešanja (s) na veličinu Si čestica (μm), pri brzini mešanja od 1500 o/min.



Slika 59. Efekti uticaja vremena mešanja (brzine mešanja 1500o/min) na veličinu Si čestica

5.5.4. Određivanje veličine i gustine čestica α – Al faze

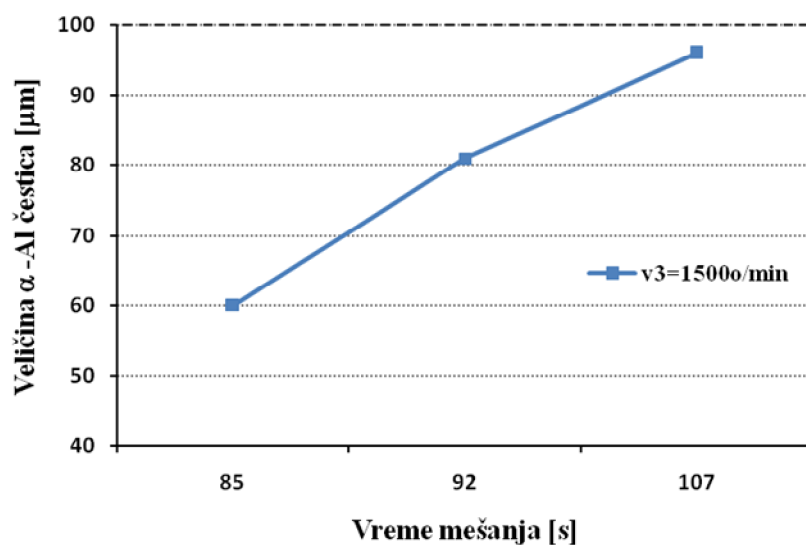
Na slici 60. prikazane su mikrostrukture reokast uzoraka: B₃₁, B₃₂ i B₃₃ pri brzini mešanja 1500 o/min za različita vremena mešanja.



Slika 60. Mikrostruktura reokast uzoraka AlSi18CuMgNi legure dobijene pri smicajnoj brzini 1500 o/min za vreme (s): a) 85 (B₃₁); b) 92 (B₃₂); c) 107(B₃₃); (OM, nagriženo)

Mikrostruktura eutektičke zone takođe je prikazana na slici 60.a. Kao što se može videti čestice eutektičke Si faze pokazuju finu vlaknastu morfologiju.

Na slici 61. prikazana je zavisnost veličine čestica α – Al faze od vremena mešanja (s): 85; 92; 107 pri brzini mešanja poluočvrslog rastopa brzinom od 1500 o/min.



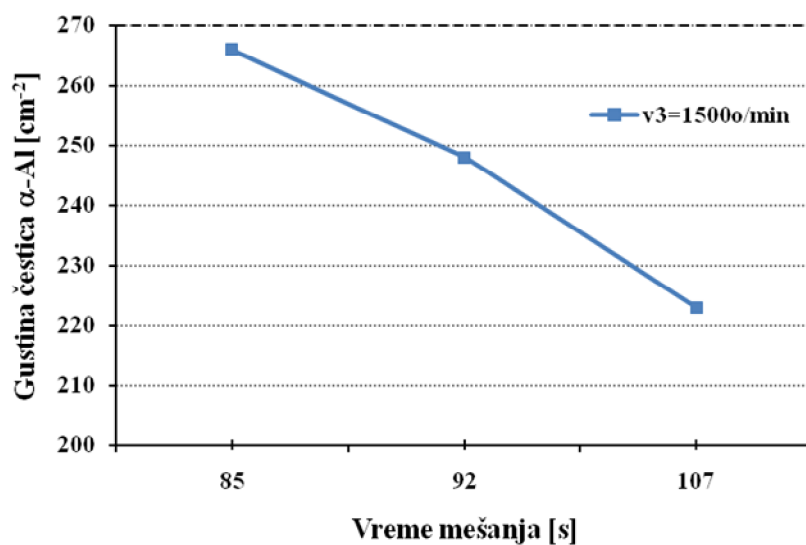
Slika 61. Efekti uticaja vremena mešanja (brzine mešanja 1500o/min) na veličinu α -Al čestica

U tabeli 15. prikazani su sumirani rezultati dobijeni na bazi kvantitativne analize strukture za ukupan udeo čvrste faze, ukupan broj α - Al čestica, kao i gustina α - Al čestica.

Tabela 15. Sumarni eksperimentalni rezultati dobijeni na bazi kvantitativne analize

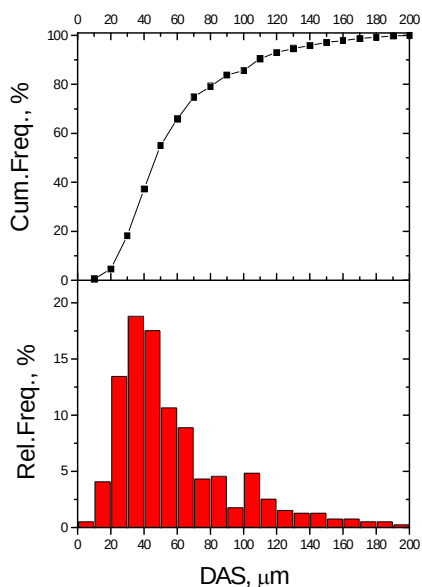
Smicajna brzina	Vreme mešanja (s); uzorak	Ukupni udeo čvrste faze ($\alpha\text{Al}+\text{Si}$)	Ukupan broj čestica α -Al	Gustina čestica, cm^{-2}
1500o/min	85; B ₃₁	0.3	522	266
	92; B ₃₂	0.4	486	248
	107; B ₃₃	0.5	439	223

Promena gustine α -Al čestica u funkciji vremena mešanja prikazana je na slici 62.

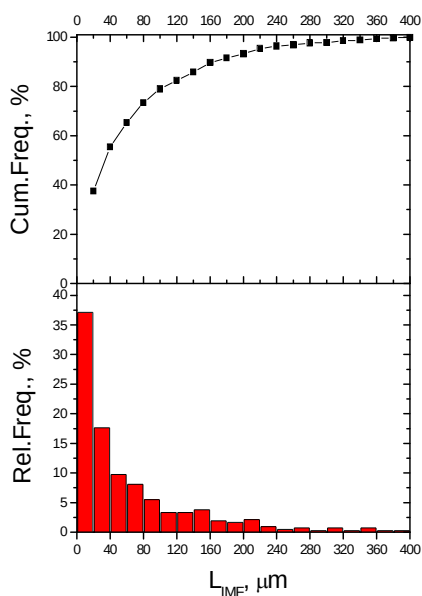


Slika 62. Promena gustine α -Al čestica u funkciji vremena mešanja

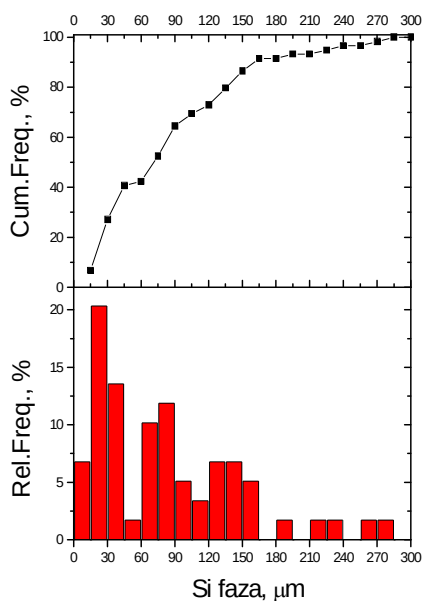
Na slici 63. prikazani su rezultati analize slike za određivanje: DAS, μm ; L_{IMF} , μm i veličine Si faze, μm za uzorke procesirane brzinom od 1500 o/min u reokasting postupku (uzorci B₃₁; B₃₂; B₃₃).



Class, μm	Count	Cum.Freq. %	Rel.Freq. %
0	10	2	0,51414
10	20	16	4,62725
20	30	53	18,25193
30	40	74	37,27506
40	50	69	55,01285
50	60	42	65,80977
60	70	35	74,8072
70	80	17	79,17738
80	90	18	83,80463
90	100	7	85,60411
100	110	19	90,48843
110	120	10	93,05913
120	130	6	94,60154
130	140	5	95,88689
140	150	5	97,17224
150	160	3	97,94344
160	170	3	98,71465
170	180	2	99,22879
180	190	2	99,74293
190	200	1	100

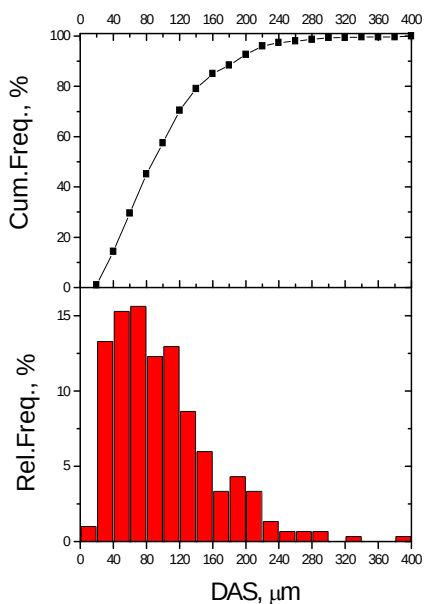


Class, μm	Count	Cum.Freq. %	Rel.Freq. %
0	20	156	37,59036
20	40	74	55,42169
40	60	41	65,3012
60	80	34	73,49398
80	100	23	79,03614
100	120	14	82,40964
120	140	14	85,78313
140	160	16	89,63855
160	180	8	91,56627
180	200	7	93,25301
200	220	9	95,42169
220	240	4	96,38554
240	260	2	96,86747
260	280	3	97,59036
280	300	1	97,83133
300	320	3	98,55422
320	340	1	98,79518
340	360	3	99,51807
360	380	1	99,75904
380	400	1	100



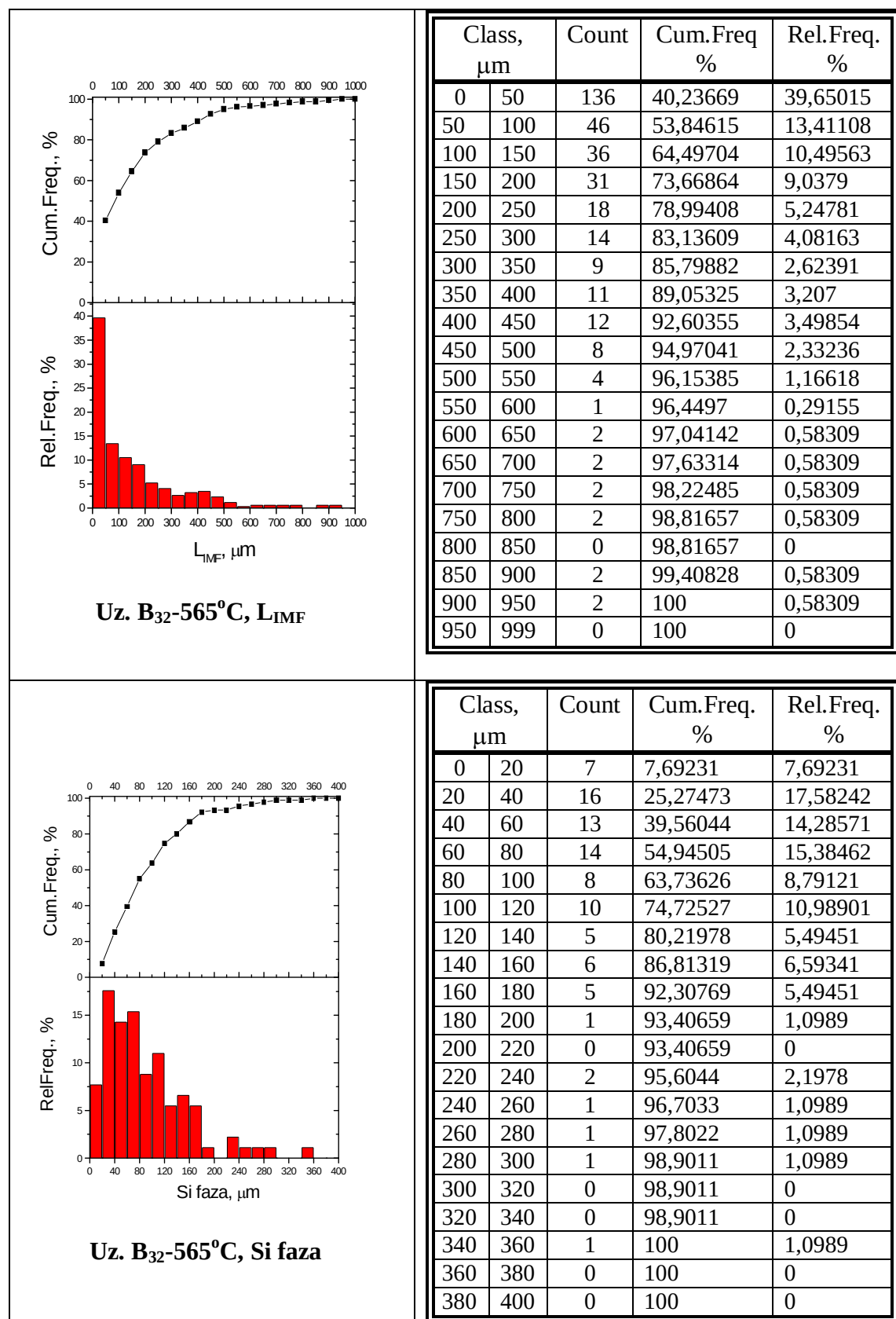
Uz.B₃₁-570°C, Si faza

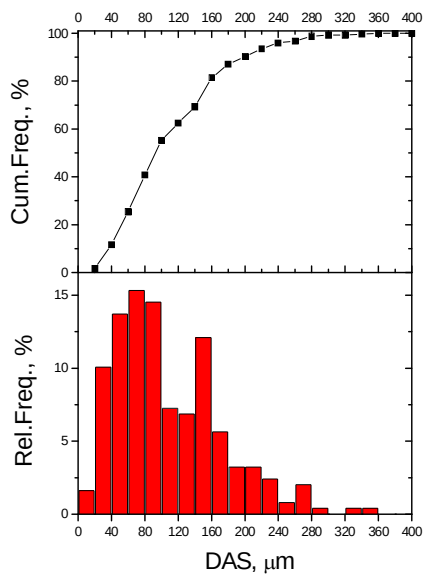
Class, μm		Count	Cum.Freq. %	Rel.Freq. %
0	15	4	6,77966	6,77966
15	30	12	27,11864	20,33898
30	45	8	40,67797	13,55932
45	60	1	42,37288	1,69492
60	75	6	52,54237	10,16949
75	90	7	64,40678	11,86441
90	105	3	69,49153	5,08475
105	120	2	72,88136	3,38983
120	135	4	79,66102	6,77966
135	150	4	86,44068	6,77966
150	165	3	91,52542	5,08475
165	180	0	91,52542	0
180	195	1	93,22034	1,69492
195	210	0	93,22034	0
210	225	1	94,91525	1,69492
225	240	1	96,61017	1,69492
240	255	0	96,61017	0
255	270	1	98,30508	1,69492
270	285	1	100	1,69492
285	300	0	100	0



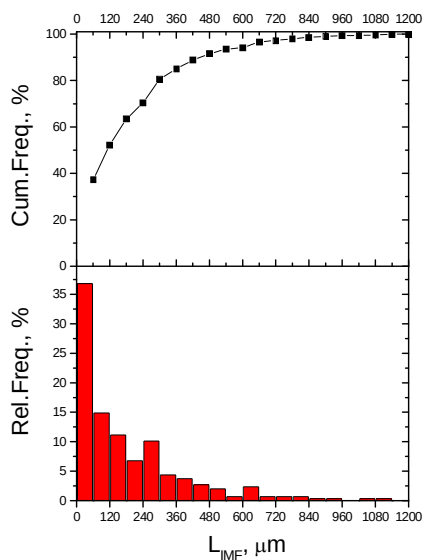
Uz.B₃₂-565°C, DAS

Class, μm		Count	Cum.Freq. %	Rel.Freq. %
0	20	3	0,99668	0,99668
20	40	40	14,28571	13,28904
40	60	46	29,56811	15,28239
60	80	47	45,18272	15,61462
80	100	37	57,47508	12,29236
100	120	39	70,43189	12,95681
120	140	26	79,06977	8,63787
140	160	18	85,04983	5,98007
160	180	10	88,37209	3,32226
180	200	13	92,69103	4,31894
200	220	10	96,01329	3,32226
220	240	4	97,34219	1,3289
240	260	2	98,00664	0,66445
260	280	2	98,6711	0,66445
280	300	2	99,33555	0,66445
300	320	0	99,33555	0
320	340	1	99,66777	0,33223
340	360	0	99,66777	0
360	380	0	99,66777	0
380	400	1	100	0,33223

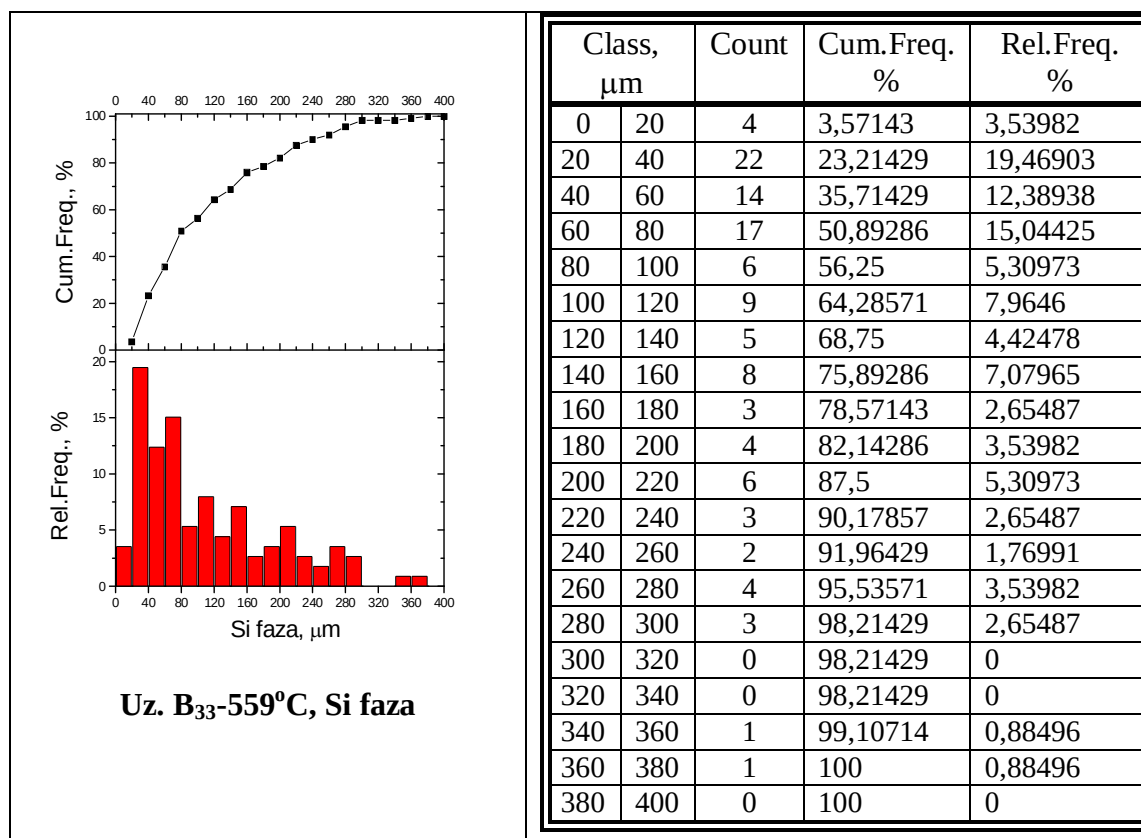




Class, μm		Count	Cum.Freq. %	Rel.Freq. %
0	20	4	1,6129	1,6129
20	40	25	11,69355	10,08065
40	60	34	25,40323	13,70968
60	80	38	40,72581	15,32258
80	100	36	55,24194	14,51613
100	120	18	62,5	7,25806
120	140	17	69,35484	6,85484
140	160	30	81,45161	12,09677
160	180	14	87,09677	5,64516
180	200	8	90,32258	3,22581
200	220	8	93,54839	3,22581
220	240	6	95,96774	2,41935
240	260	2	96,77419	0,80645
260	280	5	98,79032	2,01613
280	300	1	99,19355	0,40323
300	320	0	99,19355	0
320	340	1	99,59677	0,40323
340	360	1	100	0,40323
360	380	0	100	0
380	400	0	100	0



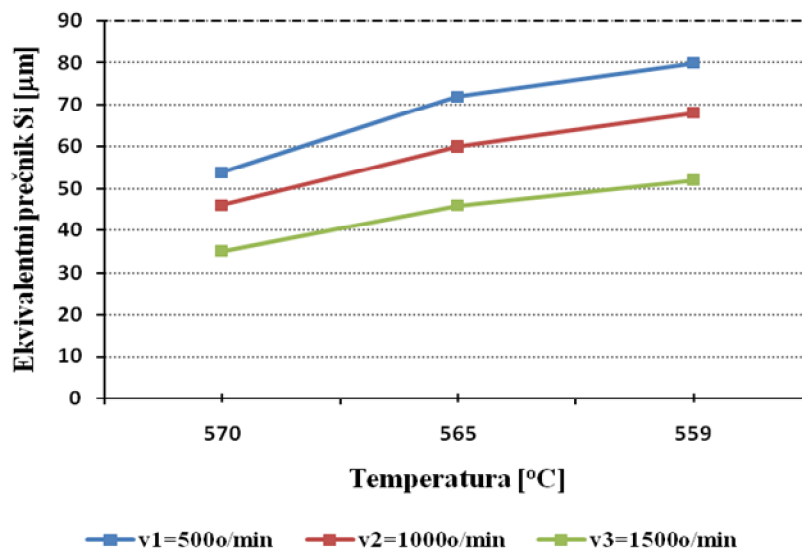
Class, μm		Count	Cum.Freq. %	Rel.Freq. %
0	60	109	37,20137	36,82432
60	120	44	52,21843	14,86486
120	180	33	63,48123	11,14865
180	240	20	70,30717	6,75676
240	300	30	80,54608	10,13514
300	360	13	84,98294	4,39189
360	420	11	88,7372	3,71622
420	480	8	91,46758	2,7027
480	540	6	93,51536	2,02703
540	600	2	94,19795	0,67568
600	660	7	96,58703	2,36486
660	720	2	97,26962	0,67568
720	780	2	97,95222	0,67568
780	840	2	98,63481	0,67568
840	900	1	98,97611	0,33784
900	960	1	99,31741	0,33784
960	1020	0	99,31741	0
1020	1080	1	99,6587	0,33784
1080	1140	1	100	0,33784
1140	1200	0	100	0



Slika 63. Rezultati analize slike za određivanje: DAS, μm ; L_{IME}, μm i veličine Si faze, μm za uzorke procesirane brzinom od 1500 o/min u reokasting postupku (uzorci B₃₁; B₃₂; B₃₃)

5.6. Analiza uticaja brzine mešanja poluočvrstog rastopa na ekvivalentni prečnik Si čestica

Na slici 64. prikazan je uticaj različitih brzina mešanja poluočvrstog rastopa na veličinu čestica silicijuma pri istim temperaturama livenja tj. istim udelima čvrste faze.



Slika 64. Uticaj temperature i brzine mešanja rastopa na veličinu Si čestica

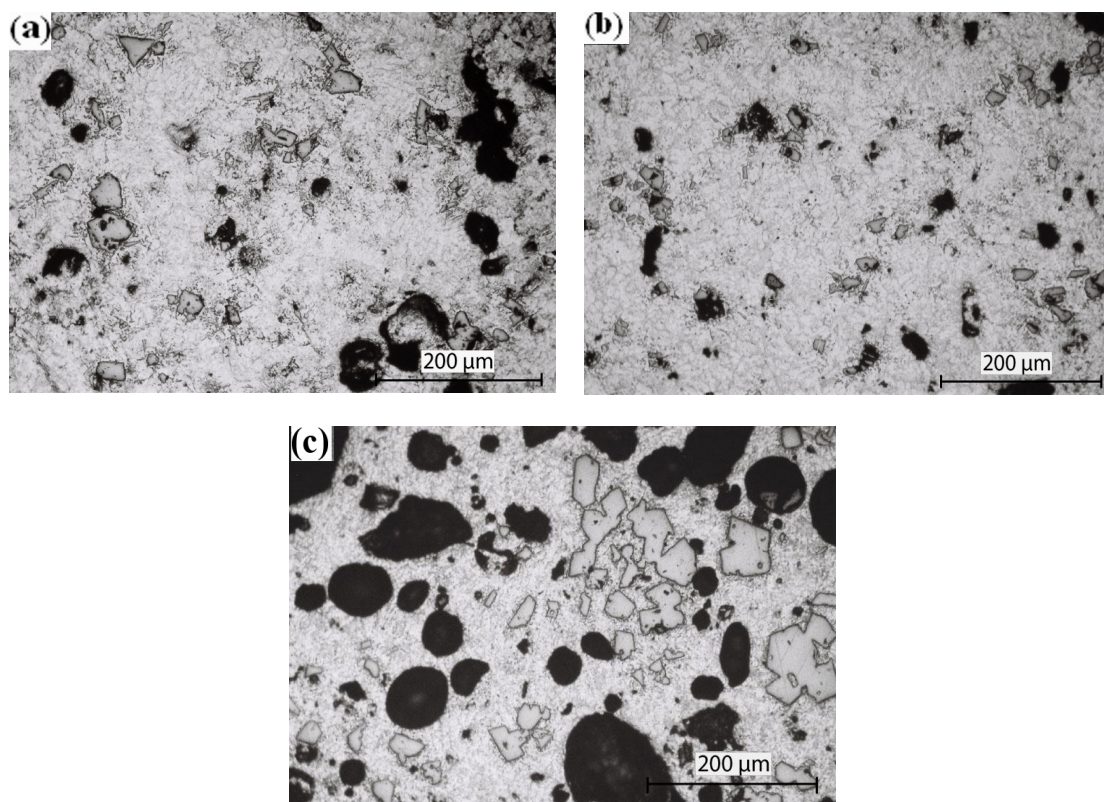
Slika 64. pokazuje da su veličine Si čestica reokast uzoraka $B_{11} < B_{12} < B_{13}$. To važi i za ostale serije reokast uzoraka $B_{21} < B_{22} < B_{23}$ i $B_{31} < B_{32} < B_{33}$.

Sa dijagrama se uočava minimalna veličina Si čestica pri temperaturi (570°C), tj. pri kraćim vremenima mešanja za uzorke serije B₃ (1500 o/min) . Takođe je evidentno da uzorci serije B₁ (500o/min) i serije B₂ (1000o/min) pokazuju minimalne veličine Si čestica na temperaturi (570°C). Smanjenje veličine čestica pri kraćim vremenima mešanja sa porastom brzine mešanja, može se objasniti fragmentacijom ovih čestica na manje delove. Porast čestica pri dužim vremenima se može pripisati aglomeracionim procesima između čestica, koji dovode do njihovog okrupnjavanja. Na bazi ovoga može se zaključiti da se najmanja veličina Si čestica postiže pri kraćim vremenima mešanja, tj. pri višim temperaturama tj. manjim udelima čvrste faze.

5.7. Analiza uticaja oblika mešača na strukturu i svojstva reokast uzoraka (serije D i E)

5.7.1. Mikrostrrukture uzoraka serije D i E

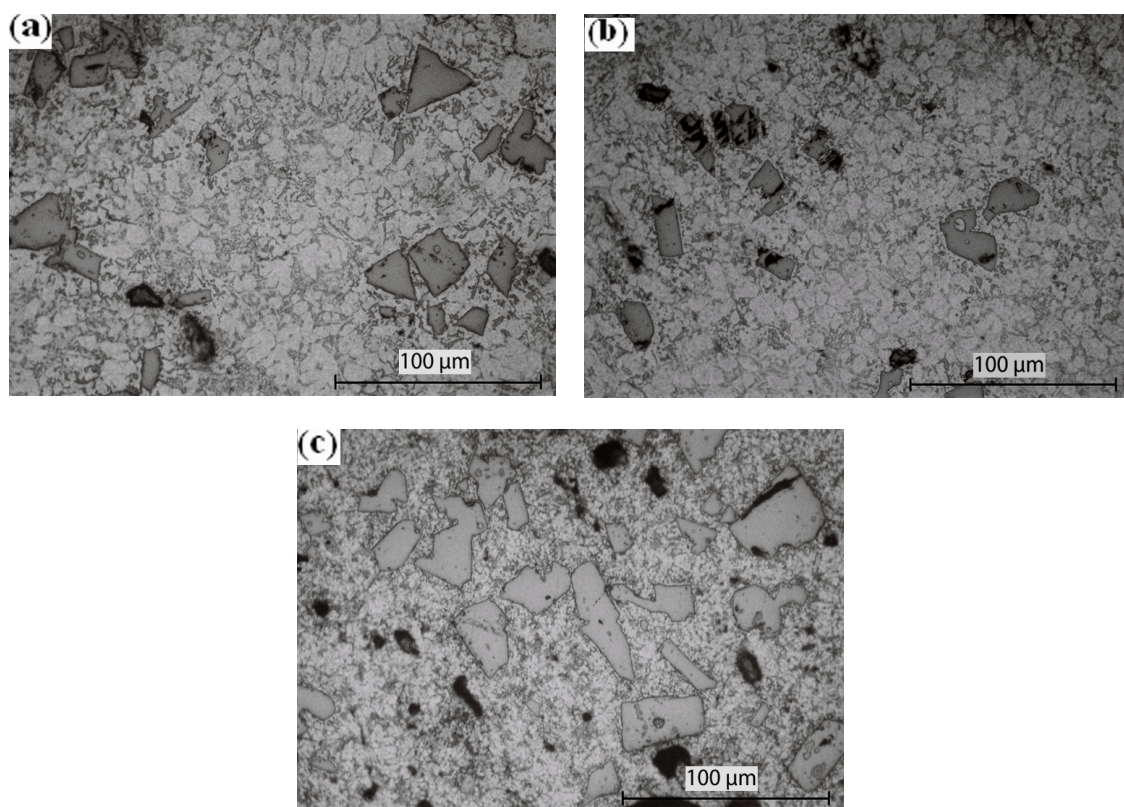
Uzorci dobijeni primenom mešača oblika valjka (uzorci D) i uzorci dobijeni primenom mešača oblika zavojnice (uzorci E) pokazali su prisustvo izražene poroznosti po celoj zapremini.



Slika 65. Gasne pore u strukturi reokast uzoraka serije D_{11} - D_{13} (OM, polirano)

Na slikama 65.a-c (OM, polirano) i slikama 66.a-c (OM, nagriženo) prikazana je mikrostruktura uzoraka dobijenih primenom mešača oblika valjka. Uzorci ovih serija pokazuju prisustvo izražene gasne poroznosti. Problem mikroporoznosti (mikroskupljanje) kod livačkih legura je kompleksan problem koji uključuje poznavanje brojnih parametara (početni sadržaj gasa, temperatura/udeo čvrste faze, brzina hlađenja, temperaturni gradijent, čistoću rastopa i dr.).

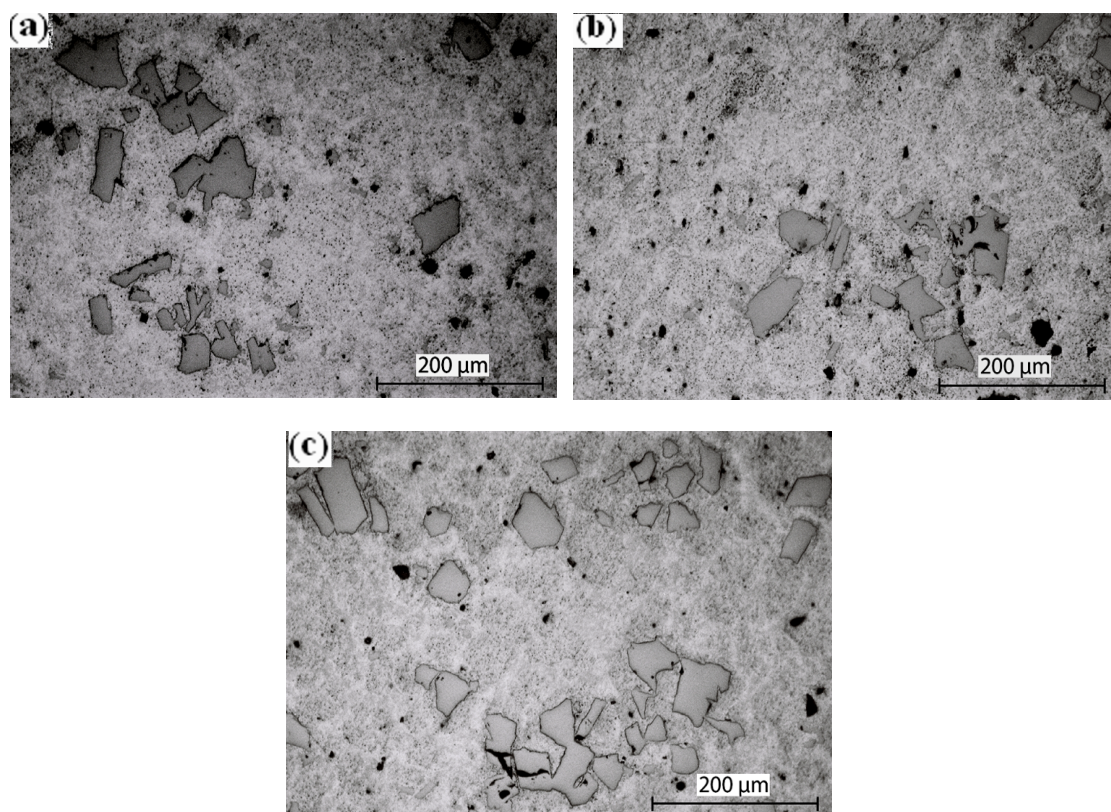
Pojava poroznosti u livenim legurama može dovesti do dramatičnog pogoršanja mehaničkih svojstava, a posebno može smanjiti otpornosti na zamor ovih legura, što je bio jedan od osnovnih razloga da se u daljim ispitivanjima koriste uzorci gde je ova poroznost bila slabo izražena, tj. uzorci dobijeni primenom pločastog mešača. Rast gasnih pora u oblasti poluočvrslog rastopa može se razumeti ako se analizira lokalni pritisak koji je detaljno opisan u radu [176] za slučaj gvožđa koji predstavlja najsloženiji slučaj kada su livene legure u pitanju, a što je korišćeno kod analize gasne poroznosti kod ispitivanih uzorka serije D i E. Pokazano je da u slučaju kada pritisak skupljanja dostigne nivo napona smicanja rastopa metala, dolazi do obrazovanja pora. Oblik pora može biti približno sferni ili može pratiti geometriju međudendritnog rastojanja. Terminologija koja opisuje nastanak pora se razlikuje za pore nastale kao rezultat skupljanja naspram gasnih pora, mada je mehanizam njihovog nastanka isti.



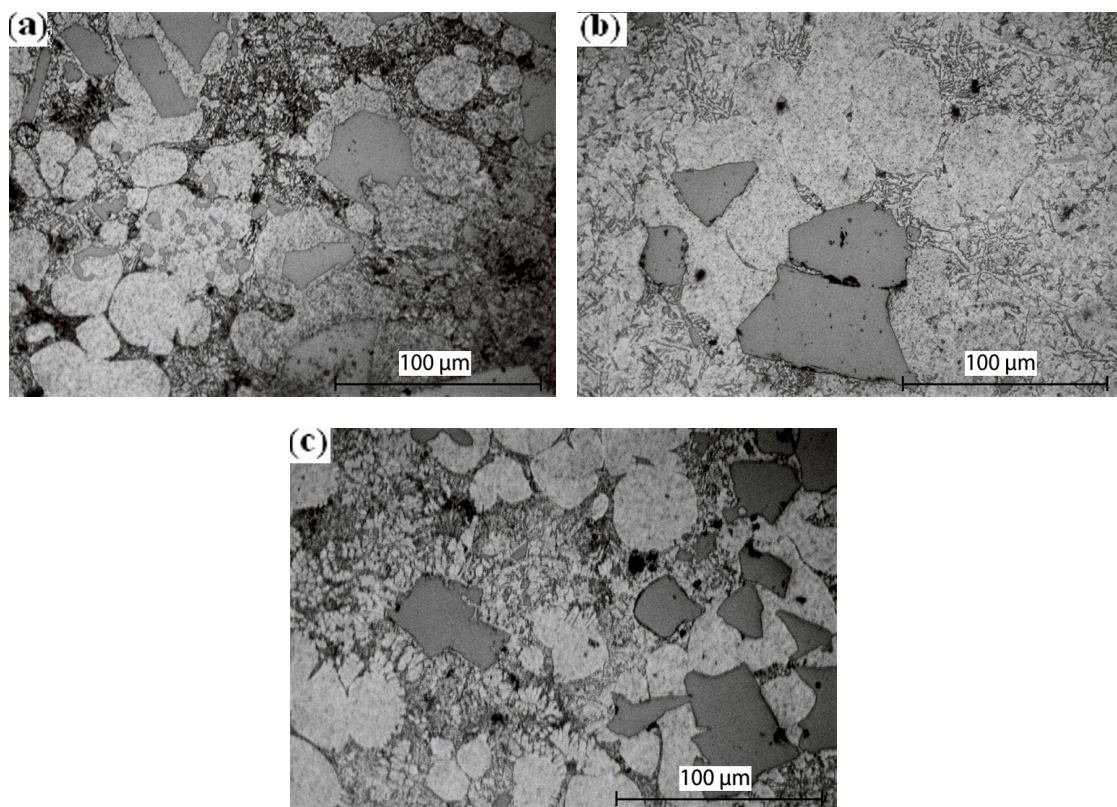
Slika 66. Mikrostruktura reokast uzoraka serije D₁₁-D₁₃
(OM, nagriženo)

Pore nastale kao rezultat skupljanja rastopa metala pri očvršćavanju se mogu posmatrati kao grupe manjih pora nepravilnog oblika. Na bazi prethodne analize može se zaključiti da u slučaju primene mešača oblika valjka bila je izraženija gasna poroznost, dok kod uzoraka dobijenih primenom mešača oblika zavojnice uočava se pojava poroznosti nastale kao rezultat skupljanja pri očvršćavanju. Takođe uočeno je da porast vremena očvršćavanja rezultira u značajnom porastu veličine pora slika 66.c.

Na slikama 67. i 68. prikazana je mikrostruktura reokast uzoraka dobijenih primenom mešača u obliku zavojnice, serija E₁₁-E₁₃.



Slika 67. Mikroporoznost nastala skupljanjem u reokast uzorcima E₁₁-E₁₃
(OM, polirano)

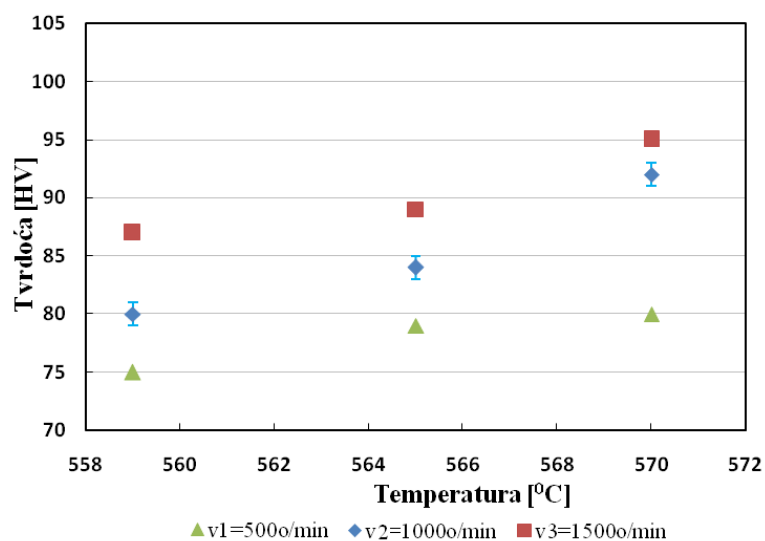


Slika 68. Mikrostruktura uzoraka E₁₁-E₁₃ (OM, nagriženo)

5.8. Rezultati merenja tvrdoće uzoraka

Slika 69. prikazuje uticaj temperature (udela čvrste faze) na tvrdoću reokast uzoraka (serija uzoraka B).

Sa slike 69. vidi se da je tvrdoća najveća u slučaju najviše temperature tj. najmanjeg udela čvrste faze, kao posledica fine i dobre raspodele primarnih Si čestica (iznosi oko 95HV) i da sa daljim porastom udela čvrste faze dolazi do opadanja tvrdoće usled aglomeracije primarnih Si čestica.

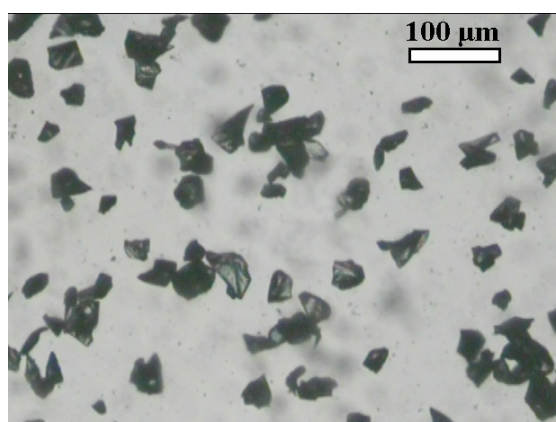


Slika 69. Promena tvrdoće sa promenom temperature za reokast uzorke serije B₁₁-B₁₃, B₂₁-B₂₃ i B₃₁-B₃₃

Za poređenje treba navesti da su kod merenja tvrdoće za uzorke serije A i serije C dobijeni rezultati: tvrdoća uzoraka dobijenih gravitacionim kokilnim livenjem (serija A) je: 90,4 HV; tvrdoća uzoraka kompozita AlSi18CuMgNi/SiC (serija C) je: 102HV.

5.9. Dobijanje AlSi18CuMgNi/SiC kompozita primenom kompokasting postupka

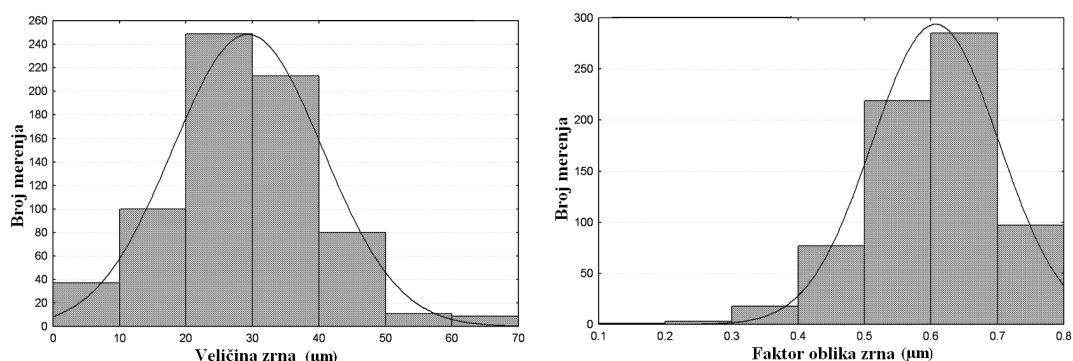
Kao ojačivač za dobijanje kompozita korišćen je SiC. Na slici 70. prikazana je mikrofotografija uzoraka praha SiC, prosečne veličine čestica 30 μm .



Slika 70. Mikrofotografija uzorka SiC, 10x, propuštena svetlost, IIN

Merenje veličine zrna izvršeno je na 700 zrna. Srednja vrednost veličine zrna je 29,11, dok su minimalna i maksimalna veličina 4,21, odnosno 79,41 μm . Najzastupljenija frakcija je 20-30 μm sa oko 35,3 %, dok su manje prisutne frakcije 30-40 μm sa oko 30,6 %, 10-20 μm sa oko 14,2 %, 40-50 μm sa oko 11,4 %, 0-10 μm sa oko 5,41 %, 50-60 μm sa oko 1,71 % i 60-70 μm sa oko 1,42 %. Grafički prikaz raspodele veličine zrna u uzorku SiC prikazan je u vidu histograma (slike 71.a).

Merenje faktora oblika zrna izvršeno je takođe na 700 zrna, slika 71.b. Srednji faktor oblika zrna je 0,604 što znači da se uzorak nalazi na granici između subzaobljenih i zaobljenih zrna. Na osnovu ovog podatka zrna ovog uzorak pripadaju kategoriji zaobljenih zrna. Maksimalni faktor oblika zrna je 0,79, a minimalni faktor oblika zrna je 0,19. Standardna devijacija je $\sigma = 0,095$. Najzastupljenija frakcija je 0,6-0,7 sa oko 39,3 %, dok su manje prisutne frakcije 0,5-0,6 sa oko 33,6 %; 0,7-0,8 sa oko 12,9 %; 0,4-0,5 sa oko 10,7 %; 0,3-0,4 sa oko 2,14 %; 0,2-0,3 sa oko 1,14% i 0,1-0,2 sa oko 0,29 %.



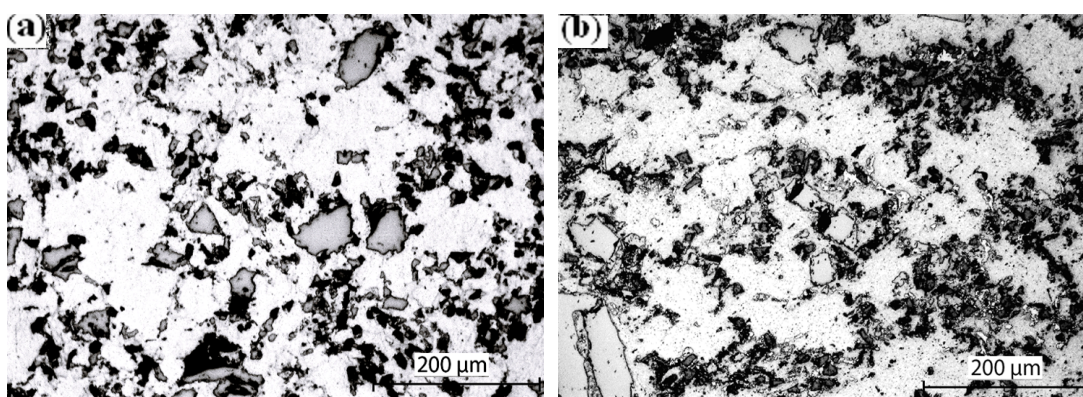
Slika 71. Histogram a) veličina zrna i b) faktor oblika SiC čestica

Pripremi i izvođenju kompokasting procesa prethodila je serija reoloških eksperimenata sa ciljem utvrđivanja optimalnih procesnih parametara, što je ranije opisano u poglavlju 4.3.1.

Za dobijanje uzoraka kompozita, legura AlSi18CuMgNi je zagrevana do temperature od 720°C. Nakon toga nastavljeno je sa hlađenjem, nakon dostizanja likvidus temperature u rastop je unosen pločasti mešač i nastavljeno sa mešanjem rastopa u oblasti poluočvrstog stanja. Na bazi preliminarnih reoloških ispitivanja utvrđeno je da je optimalna brzina mešanja od 1000 o/min i ona je primenjena za

dobijanje kompozita AlSi18CuMgNi/SiC. Kao što je u opisu postupka rečeno, poglavlje 4.3.2. čestice ojačivača SiC su pre infiltracije u metalni rastop sušene na temperaturi od 200°C, 1h radi uklanjanja vlage. Neposredno pred samu infiltraciju, SiC čestice su zagrevane na temperaturu od 565°C sa ciljem smanjenja temperaturne razlike između ovih čestica i metalnog rastopa. Vreme infiltriranja čestica SiC u poluočvršli rastop osnovne legure bilo je 3 min; ukupno vreme kompokasting postupka bilo je 12 min.

Izgled strukture uzoraka kompozita, koji sadrži 10tež.%SiC prosečne veličine 30μm, prikazan je na slici 72.



Slika 72. Mikrostruktura livenog AlSi18CuMgNi/SiC kompozita pri brzini mešanja o/min: a) 1000; b) 500

Mikrostrukturu dobijenih kompozita čine primarne Si čestice, Al-Si osnova, kao i čestice ojačivača SiC. Oko Si čestica koje su na slici uočljive kao svetlo sive raspoređene su čestice SiC (tamne) i one su međusobno povezane. Sa slike 72.a vidi se da je raspodela čestica ojačivača prilično ravnomerna. Ovaj fenomen raspodele Si čestica je analiziran u brojnim radovima. Wang je u svom eksperimentalnom radu pokazao da kod kompozita nadeutektičkih legura, SiC čestice su predstavljale bazu za nukleaciju Si čestica [156]. Takođe, zapaženo je da, u zavisnosti od uslova topljenja, kao i u zavisnosti od uslova mešanja, SiC čestice su različitog oblika koje pokazuju tendenciju formiranja aglomerata koji su povezani sa površinom Si čestica. Prema tome, svojstva livenih MMC zavisna su od različitih karakteristika, kao što su veličina zrna, morfologija i raspodela čestica ojačivača. Ovakva struktura kompozita nastala za vreme očvršćavanja uslovljena je nukleacionim fenomenima, raspodelom čestica ojačivača i graničnom reakcijom između čestica ojačivača i osnove.

Fenomen nukleacije primarne faze na česticama ojačivača je veoma važan zato što utiče na konačnu raspodelu čestica a samim tim i na konačna svojstva materijala.

Ravnomerne raspodele čestica ojačivača slika 72.a, uticala je na poboljšanje mehaničkih svojstava kompozita. Ovo se može dovesti u vezu sa heterogenom nukleacijom ili čestičnim zarobljavanjem što je ranije opisano u radu [131,132]. Na slici 72.b uočava se prisustvo nakupina čestica ojačivača kao i narušavanje kontinuiteta veze između ovih čestica i metalne osnove što je rezultiralo lošijim mehaničkim svojstvima.

Na nukleaciju primarne faze na česticama ojačivača utiču i termička svojstva (termička provodljivost i specifična toplota) metalne osnove i čestica ojačivača. Na bazi eksperimentalnih rezultata prikazanih u radu [155] zapaženo je da u slučaju kada čestice ojačivača SiC imaju nižu termičku provodljivost a veću specifičnu toplotu u odnosu na rastop i Si kristale, u takvom slučaju veoma je teško da čestice primarne α – Al nukleiraju na površini SiC čestica.

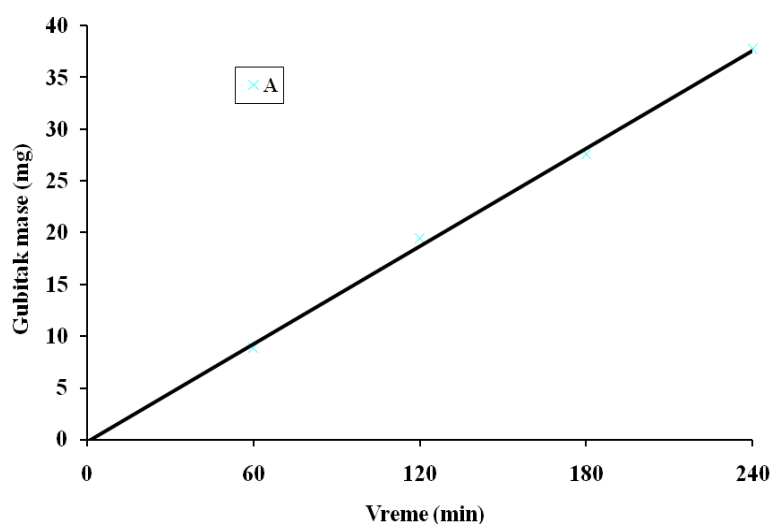
Još jedan važan faktor koji igra značajnu ulogu, zajedno sa termičkim karakteristikama je promena rastvorljivosti za vreme očvršćavanja. Kako očvršćavanje napreduje tako se smanjuje sadržaj silicijuma u rastopu u blizini Si čestica. Konačno sadržaj silicijuma u rastopu dostiže eutektički sastav kada dolazi do eutektičkog očvršćavanja legure. Zbog ovoga čestice ojačivača ne mogu da ostvare kontakt sa površinom α – Al faze što potvrđuju metalografska zapažanja. Ponašanje keramičkih čestica ispred čvrsto - rastop granične površine, detaljno je objašnjeno u poglavlju 3.1.6., pomoću međupovršinske energije između čestica ojačivača, čvrste i faze rastopa, slika 32.

Na čvrstu vezu između čestica ojačivača i osnove u AlSi18CuMgNi/SiC kompozitu dobijenom u ovom radu ukazuje mikrostruktura na slici 72.a gde nisu uočene šupljine koje su mogle da se pojave kao rezultat ispadanja čestica ojačivača iz metalne osnove. Obrazovanje nakupina SiC više je izraženo kod kompozita dobijenog primenom brzine mešanja od 500 o/min. Pojava nakupina izaziva prekid međufazne granice metalna osnova/ojačivač, što utiče na nemogućnost prenosa svojstava između metalne osnove i čestica ojačivača i dovodi do kontakta među česticama ojačivača što rezultira obrazovanjem pora i mikroporslina. U skladu sa ovim odlučeno je da se kavitaciona ispitivanja izvedu na uzorcima kompozita koji nisu pokazali obrazovanje nakupina SiC.

5.10. Rezultati merenja kavitacione brzine uzoraka

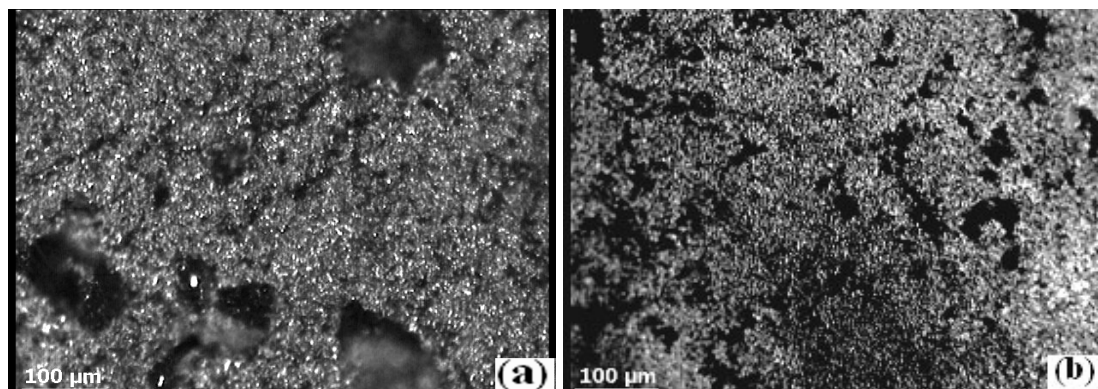
Za definisanje kavitacione brzine ispitivanih uzoraka korišćen je dijagram na slici 73., koji pokazuje pravolinijsku zavisnost između gubitka mase i vremena ispitivanja, a dobijen je primenom metode najmanjih kvadratnih tačaka.

Gubitak mase za vreme kavitacionog delovanja se određuje iz tangensa nagiba prave, što ujedno predstavlja i kavitacionu brzinu.



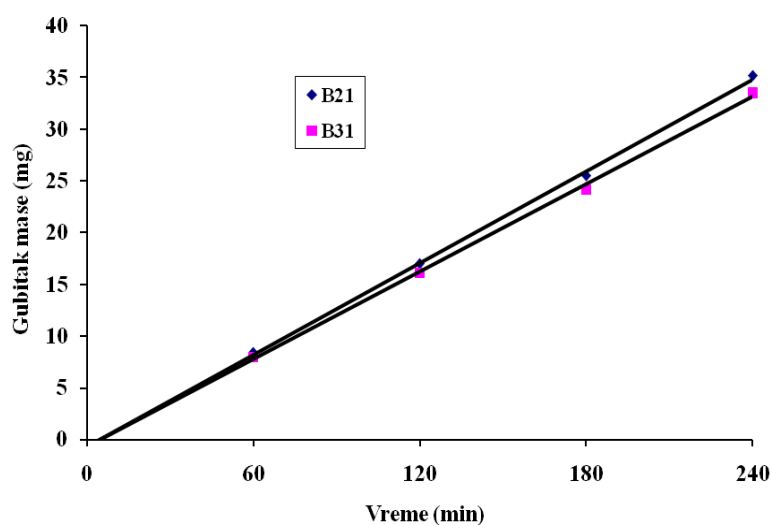
Slika 73. Kavitaciona brzina uzoraka A u funkciji vremena

Kavitaciona brzina ispitivanog uzorka bila je 0,157 mg/min. Oštećenja površine uzorka A, izloženog dejstvu kavitacije prikazana su na slici 74.



Slika 74. Površina uzorka A nakon 240 min izlaganja kavitacionom dejstvu

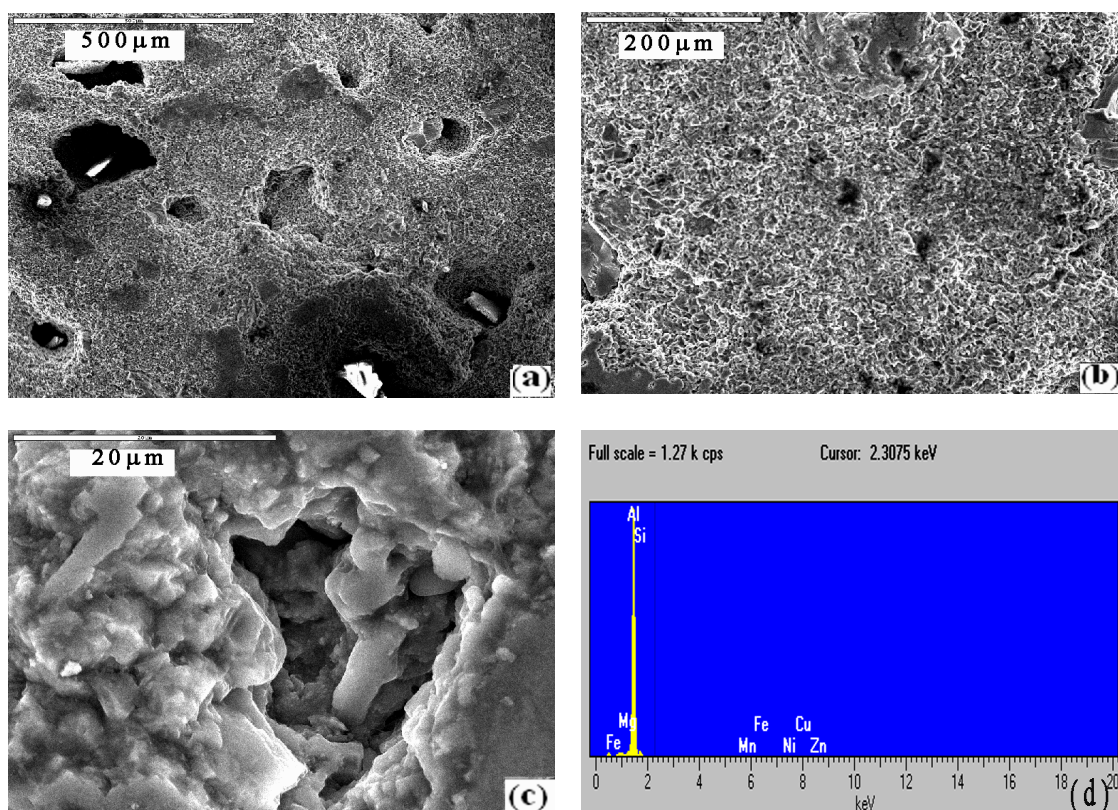
Na bazi mikrostrukturne analize i merenja tvrdoće, odlučeno je da se kavitacionom ispitivanju podvrgnu reokast uzorci B_{21} i B_{31} koji su pokazali najbolja svojstva tvrdoće, zato što je tvrdoća najbolji indikator kavitacione otpornosti materijala. Kavitacionom ispitivanju podvrgnuti su takođe i uzorci kompozita. Ukupno trajanje kavitacije iznosilo je 4 sata. Površina uzoraka za vreme ispitivanja snimana je pomoću SEM-a.



Slika 75. Kavitaciona brzina reokast uzoraka B_{21} i B_{31} u funkciji vremena

Za reokast uzork B₂₁ (1000 o/min) kavitaciona brzina bila je 0,147 mg/min, za reokast uzork B₃₁ (1500 o/min) bila je 0,139 mg/min. Regresiona analiza pokazuje odličnu korelaciju sa koeficijentom korelacije $R^2=0.999$ za uzork B₂₁ i $R^2=0.998$ za uzorak B₃₁, respektivno.

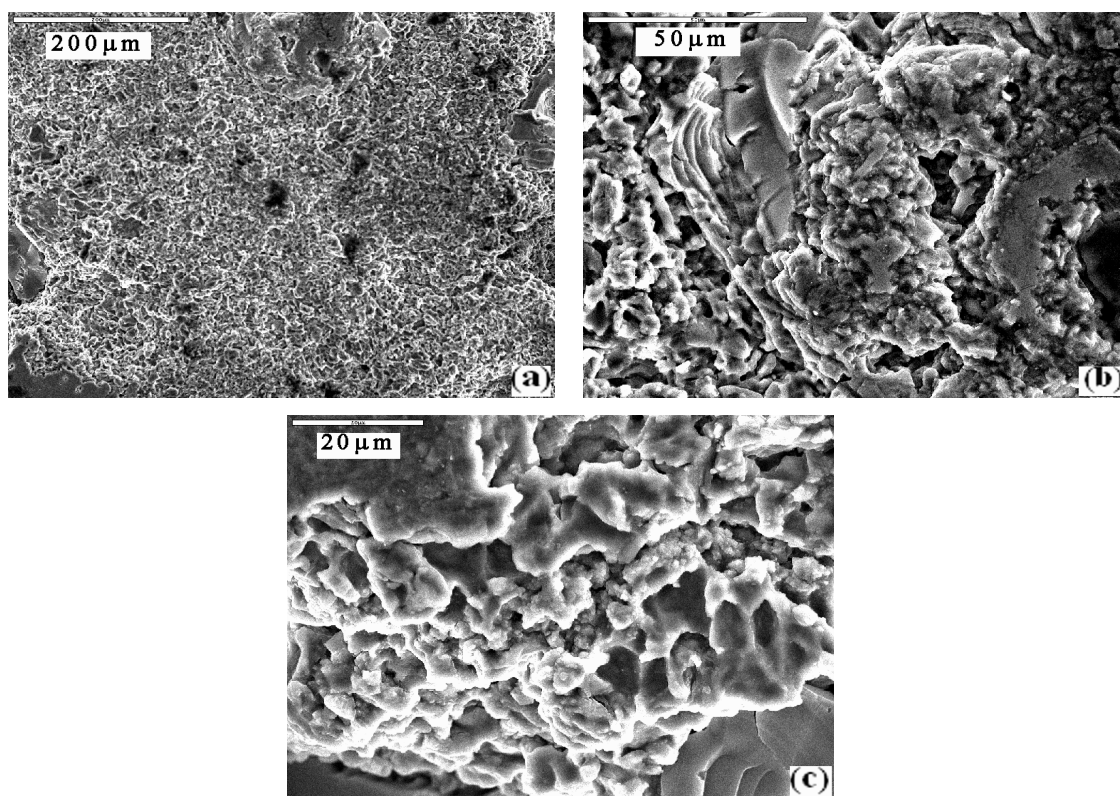
Razlika gubitaka mase reokast uzoraka B₂₁, B₃₁ nije uočena na početku ispitivanja do 30 min (slika 75). Ovo se može pripisati deformacionom ojačavanju materijala na početku ispitivanja. Gubitak mase iznosio je 0,15 mg posle 30 min izlaganja uzoraka kavitaciji. Nakon ovog vremena dolazi do porasta gubitka mase sa vremenom ispitivanja, tako da je razlika gubitaka mase uzoraka B₂₁ i B₃₁ nakon 60 min iznosila (0,43 mg), posle 120 min (0,87 mg), posle 180 min (1,31 mg), posle 240 min (1,68 mg). Na bazi ovih rezultata može se zapaziti da je nakon 120 min izlaganja materijala kavitaciji, razlika u gubitku mase bila dva puta veća nego posle 60 min izlaganja kavitaciji, dok posle 180 i 240 min ispitivanja razlika u gubitku mase se smanjuje.



Slika 76. Oštećenje uzorka B₂₁, pojava kratera posle izlaganja kavitaciji od 240min

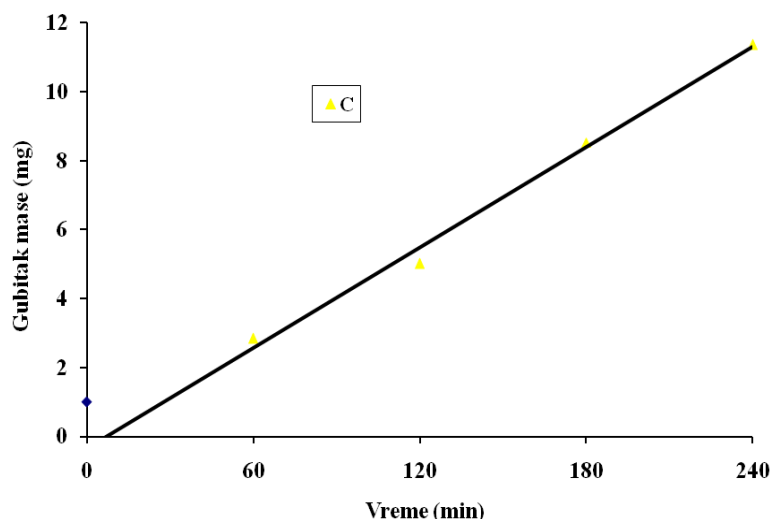
Izgled površine reokast uzorka B₂₁ posle 240 min izlaganja kavitaciji prikazan na slici 76. a-d, pokazuje da kavitacija započinje u oblasti α - Al faze u blizini prisutnih pora u strukturi ispitivanog uzorka.

Ovo je potvrđeno pomoću EDX rezultata prikazanih na slici 76.d. Za vreme kavitacionog ispitivanja, oštećenje α -Al faze se javlja kao posledica plastične deformacije što je uticalo na porast hrapavosti i konačno dovelo do uklanjanja materijala sa površine ispitivanog uzorka. Na ovaj način eutektički Si biva izložen na površini i štiti α - Al fazu od daljeg kavitacionog oštećenja. Neki istraživači su istakli da Si čestice igličaste morfologije obezbeđuju pogodan put za nastanak pukotina, dok modifikovani eutektički Si pokazuje veću otpornost na rast prslina [175].



Slika 77. Izgled površine uzoraka B₃₁ nakon 240 min izlaganja kavitaciji

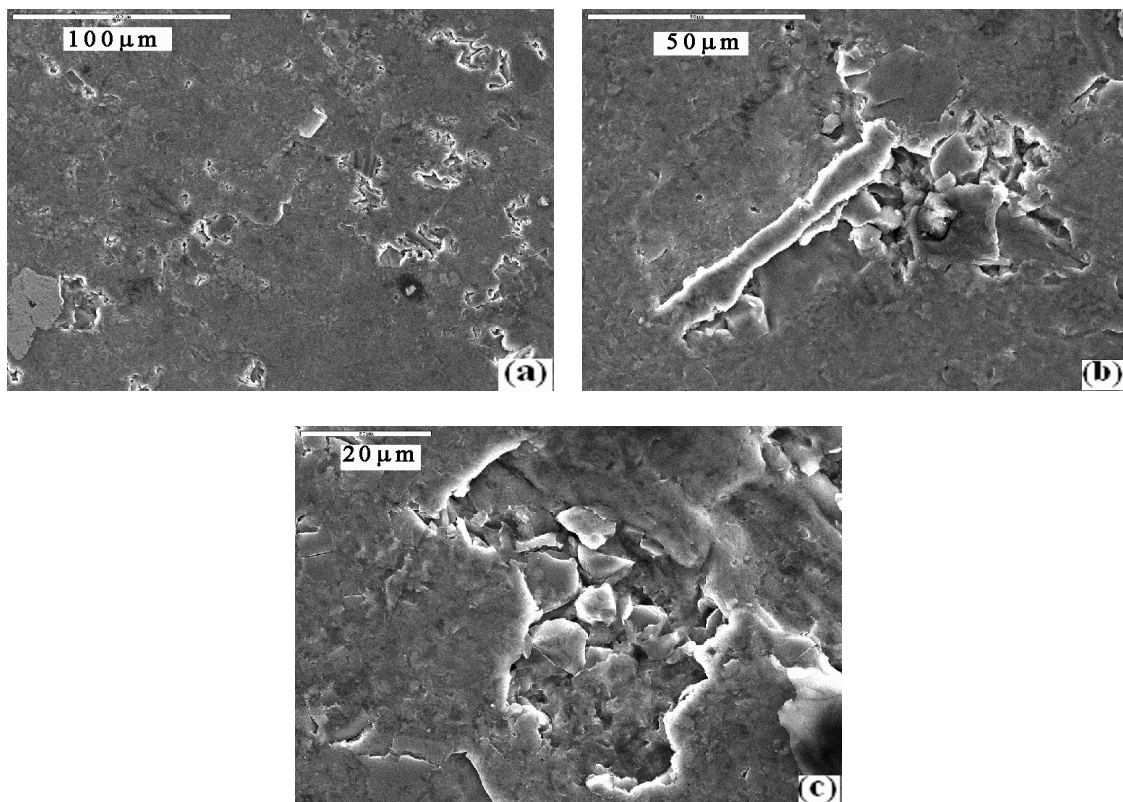
Rezultati laboratorijskog ispitivanja kavitacione otpornosti pokazuju da je kavitaciona brzina kompozita sa dodatkom SiC čestica, uzorci (C) bila 0,047 mg/min.



Slika 78. Kavitaciona brzina kompozita C u funkciji vremena

Regresiona analiza pokazuje odličnu korelaciju sa koeficijentom korelacije $R^2 = 0.9926$. Poređenjem sa ranije prezentovanim rezultatima u Ref. [158] pokazano je da kavitaciona brzina kompozita (0,047 mg/min) je slična sa kavitacionom brzinom za CA6NM nerđajući čelik. U slučaju AMC sa AlN disperzoidom, gubitak mase bio je između 2 i 10 mg za vreme ispitivanja od 30 do 180 min [164]. Kompozitni materijal ispitivan u ovom radu pokazuju sličan gubitak mase u poređenju sa pomenutim materijalima.

Poznato je da kavitaciona otpornost kompozitnih materijala ojačanih SiC uglavnom zavisi od međugraničnih veza Al-Si matriksa i ojačivača. Kada su čestice ojačivača čvrsto povezane sa Al-Si osnovom, one imaju ulogu da zaštite površinu od destruktivnog dejstva kavitacije. Ovo se može objasniti činjenicom da jake međugranične veze igraju važnu ulogu u prenosu opterećenja od osnove na tvrde SiC čestice, što rezultira u smanjenju kavitacionog oštećenja materijala. U slučaju slabih međugraničnih veza, može doći do pojave potencijalnog mesta za pojavu pukotina u prostoru između Al osnove i čestica ojačivača, koja se javlja kao rezultat čupanja čestica SiC pod dejstvom kavitacije.



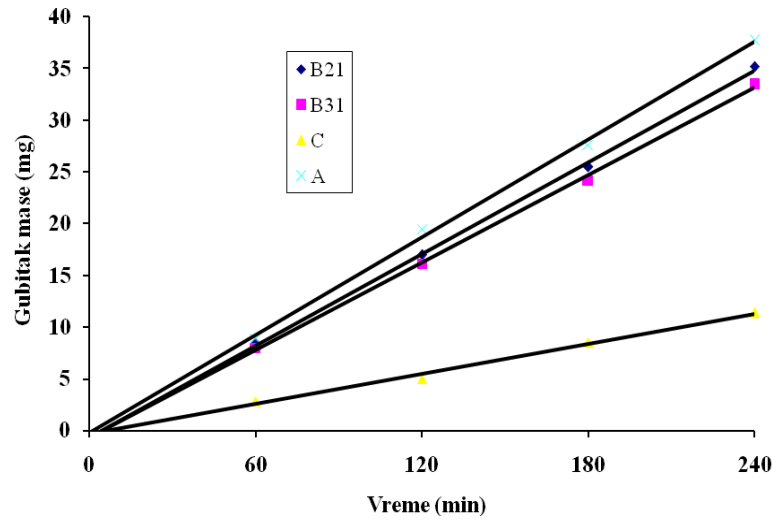
Slika 79. Kavitaciono oštećenje površine AlSi18CuMgNi/SiC kompozita posle 240 min (SEM)

SEM snimci, slika 79., prikazuje neznatno oštećenje površine AlSi18CuMgNi/SiC kompozita nakon 240 min kavitacionog dejstva. Dobra kavitaciona otpornost se može objasniti prisustvom čestica ojačivača male veličine što utiče na porast čvrstoće. S druge strane, dodatak čestica ojačivača dovodi ne samo do porasta gustine dislokacija, nego ove čestice predstavljaju barijeru za njihovo kretanje čime dovode do dislokacionog ojačavanja kompozita.

Granica između (SiC+Si) čestica i osnove obezbeđuje bolji mehanizam zaštite eutektičke osnove kompozita. Jačina veze između ovih (SiC+Si) čestica i eutektičke osnove je mnogo bolja nego u slučaju veze pojedinačnih Si ili SiC čestica. Pojava oštećenja nije primećena na česticama SiC zbog njihove velike tvrdoće.

Slika 79.c pokazuje da je kavitaciono oštećenje koncentrisano na primarnim vezama u Al – Si osnovi.

Na slici 80. dat je prikaz kavitacione brzine za sve ispitivane uzorke u funkciji vremena.



Slika 80. Kavitaciona brzina testiranih uzoraka (A, B₂₁, B₃₁, C) u funkciji vremena

Rezultati ispitivanja kavitacione otpornosti dobijeni u ovom eksperimentu poslužili su za simulaciju gubitaka mase u funkciji vremena primenom linearne i kvadratne jednačine.

Jednačine (27–29) prikazuju linearnu zavisnost $m = f(t)$ za date koeficijente korelacije.

$$m_{B21} = 8.88 * t - 0.695 \quad (27)$$

$$m_{B31} = 8.458 * t - 0.715 \quad (28)$$

$$m_C = 2.907 * t - 0.335 \quad (29)$$

Gde je: m - gubitak mase (mg), t - vreme (h)

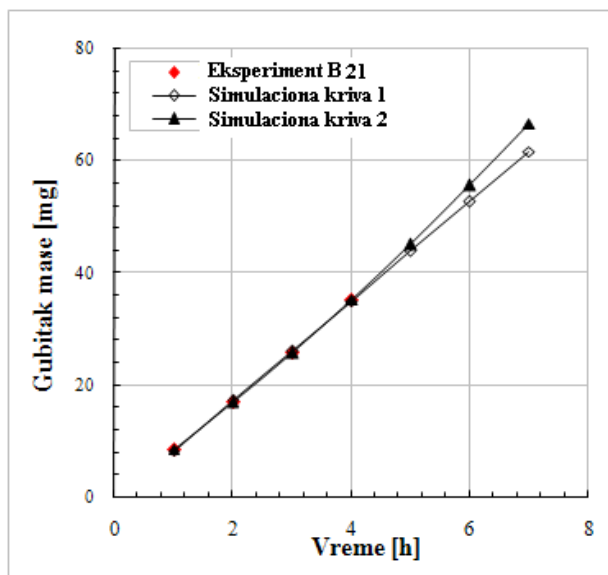
Podaci prikazani na slici 80. mogu biti takođe fitovani pomoću kvadratne zavisnosti što je prikazano jednačinama (30 - 32).

$$m_{B21} = 0.265 * t^2 + 7.555 * t + 0.63 \quad (30)$$

$$m_{B31} = 0.28 * t^2 + 7.058 * t + 0.685 \quad (31)$$

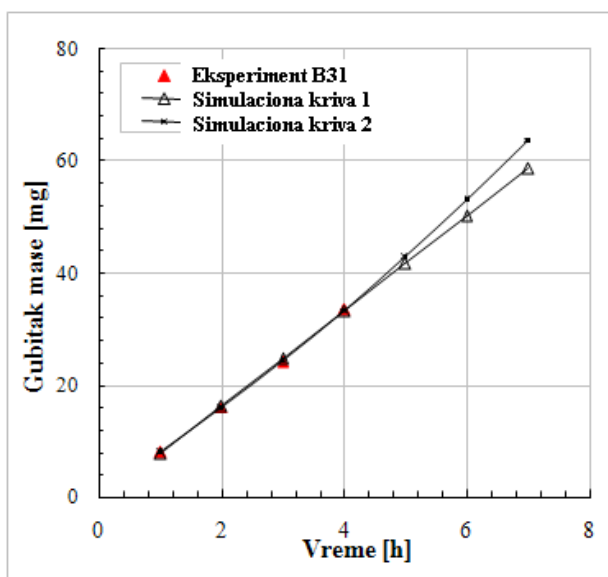
$$m_C = 0.1675 * t^2 + 2.0695 * t + 0.5025 \quad (32)$$

Na bazi jednačina (27-32) može se prognozirati gubitak mase nakon određenog vremena izlaganja materijala kavitacionom dejstvu.



Slika 81. Gubitak mase u funkciji vremena za uzorak B₂₁

- 1 – Linearna jednačina ($R = 0.99955$)
- 2 – Kvadratna jednačina ($R^2 = 0.99982$)

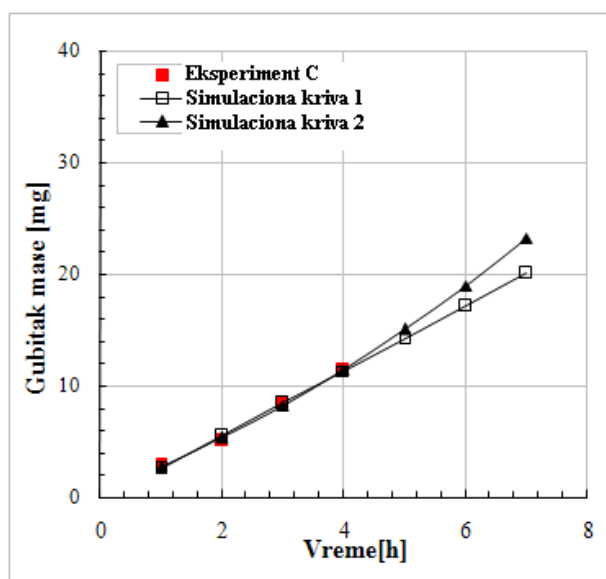


Slika 82. Gubitak mase u funkciji vremena za uzorak B₃₁

- 1 – Linearna jednačina ($R = 0.99945$),
- 2 – Kvadratna jednačina ($R^2 = 0.99978$)

Gubitak mase na primer, primenom linearne jednačine nakon 6 h izlaganja dejstvu kavitacije, za uzorak B₂₁ bio bi 55,5 mg, za uzorak B₃₁, 53,1 mg respektivno. Za isto vreme ispitivanja prognozirani gubitak mase iznosio bi 18,9 mg za uzorak kompozita (C).

Za ispitivane uzorke (B₂₁, B₃₁ i C) simulacija $m = f(t)$ primenom linearne i kvadratne zavisnosti prikazane su na slikama (81 – 83).



Slika 83. Gubitak mase u funkciji vremena za uzorak C

- 1 – Linearna jednačina ($R = 0.99963$),
 2 – Kvadratna jednačina ($R^2 = 0.99525$)

Na bazi predloženih modela a što je ilustrovano slikama (81-83) može se zaključiti da postoji dobra korelacija između eksperimentalnih rezultata i predloženih linearnih i kvadratnih jednačina za dato vreme izlaganja uzoraka kavitacionom ispitivanju od 240 min, a što je prikazano i u objavljenim radovima [177-179].

ZAKLJUČAK

Cilj ove teze bio je da se utvrdi korelacija parametara reokasting procesa, strukture i svojstava nadeutektičkih klipnih legura AlSi18CuMgNi . U tom smislu izvršena je sinteza i potpuna karakterizacija mikrostruktura dobijenih uzoraka.

- ◆ Definisani su procesni parametri novog postupka prerade nadeutektičkih klipnih legura tipa AlSi18CuMgNi u poluočvrsлом stanju - reokasting postupak što predstavlja mogućnost da se primenom ovog postupaka (mešanje u poluočvrsлом stanju legure) postigne sitnozrna struktura i poboljšaju mehanička i kavitaciona svojstva legure.
- ◆ Na osnovu reoloških istraživanja detaljno su opisani i definisani relevantni procesni parametri: radna temperatura; vreme trajanja reokasting procesa; oblik mešača i brzina smicanja; udeo čvrste faze; morfologija primarnih faza; veličina čestica i njihova raspodela u poluočvrsлом stanju legure.
- ◆ Na bazi mikrostrukturnog pregleda livenih uzoraka i primenom programa Image Pro Plus za analizu slike, pokazano je da je najbolja rafinacija i raspodela Si čestica postignuta primenom pločastog mešača i brzine od 1500 o/min. Pokazano je da porastom brzine mešanja od 500 – 1500 o/min dolazi do porasta broja Si čestica relativno manjih dimenzija, koje su sa produženjem vremena mešanja pokazale sklonost ka aglomeraciji.
- ◆ U strukturi reokast uzoraka došlo je do transformacije α -Al faze iz dendritne u nedendritnu. Čestice α -Al faze su bile približno sferne morfologije. Okrupnjavanje ovih čestica je bilo evidentno sa produženjem vremena mešanja kao rezultat njihove aglomeracije.
- ◆ Definisani su i parametri postupka priprema čestica ojačivača SiC pre infiltracije u poluočvrslu osnovu nadeutektičke klipne legure. Na osnovu rezultata istraživanja uticaja relevantnih parametara procesa na strukturu i svojstva dobijenih AlSi18CuMgNi/SiC kompozita izvršena je optimizacija kompokasting postupka za dobijanje navedenih kompozita sa prognoziranim svojstvima.
- ◆ Dobijeni su kompoziti primenom kompokasting postupka infiltracijom čestica SiC veličine 30 μm u količini od 10 tež.% u osnovu AlSi18CuMgNi legure primenom sporog (500 o/min) i intezivnog mešanja (1000 o/min).

- ◆ Analiza mikrostrukture kompozitnih materijala, koji su dobijeni tokom ovog rada, pokazala je da se primenom intezivnog mešanja postiže bolja raspodela čestica ojačivača, dok primena sporog mešanja utiče na pojavu nakupina SiC čestica, što dovodi do pogoršanja svojstava ovog materijala. Usled stvaranja nakupina ojačavajućih čestica dolazi do prekida veze osnova/čestica, do obrazovanja pora i mikroprslina. Izvršena analiza mikrostrukture dobijenih AlSi18CuMgNi/SiC kompozita značajna je ne samo za njihovu karakterizaciju, već ukazuje i na valjanost procesnih parametara koji su primenjeni u konkretnom tehnološkom postupku dobijanja kompozita. Ovo omogućuje poboljšanje svih elemenata tehnologije dobijanja čestičnih AlSi18CuMgNi/SiC kompozita kompokasting postupkom, u cilju dobijanja kompozita sa ravnomernom raspodelom ojačavajućih čestica u osnovi.
- ◆ Ispitivanje kavitacione otpornosti uzoraka svih serija, primenom ultrazvučne vibracione metode sa stacionarnim uzorkom prema standardu ASTM G32-92, sa ciljem da se odredi fundamentalna zavisnost strukture i svojstva uzoraka od primenjenih procesa: konvencionalnog livenja; reokasting i kompokasting postupka, kao mogućnost prognoziranja ponašanja dobijenih uzoraka u uslovima sličnim eksploatacionim, pokazala je da je brzina kavitacionog razaranja kompozita (0,047 mg/min), tri puta manja nego kavitaciona brzina reokast uzoraka (0,139 do 0,147 mg/min), odnosno znatno manja od uzoraka legure livene gravitacionim kokilnim livenjem (0,157 mg/min). Početak kavitacione erozije u reokast uzorcima odvijao se u blizini prisutnih pora u mekšoj α – Al fazi mehanizmom plastične deformacije. U slučaju kompozita, kavitaciona erozija je započinjala na granici matrice i keramičkih čestica.
- ◆ Na bazi eksperimentalnih rezultata izvršena je simulacija promene gubitaka mase sa vremenom pomoću linearnih i kvadratnih jednačina. Dobijena je dobra korelacija između eksperimentalnih podataka i predloženih krivih za dato vreme ispitivanja od 240 min. Rezultati ovog istraživanja ukazuju da primena linearne i kvadratne zavisnosti može biti korišćena kao kontrolni alat za praćenje i prognozu gubitka mase u kavitacionim uslovima.

LITERATURA

1. S.Manasijević: Razvoj novih klipnih legura primenom savremenih softverskih paketa za simulaciju procesa livenja i očvršćavanja, Magistarski rad, Tehnološko–metalurški fakultet, Beograd, 2006.
2. Ralf Klos: Aluminium – Güsslegierungen, Verl. Moderne Industrie, 1995, ISBN 3-478-93138-x.
3. Z.Aćimović-Pavlović, M. Kuraica, I. Dojčinović, S. Tripković, J. Purić: Površinska obrada aluminijum-silicijum legura, Monografija, TMF Beograd, 2006.
4. M.D.Rohrle: Pistons for internal combustion engines-fundamentals of piston technology, verlag moderne industrie, Landsberg, 1994.
5. A.Druždžel: Friction and wear of Al-based MMCs underconditions of oscillatorz relative motion, PhD thesis, Faculty of Mechanical Engineering and Marine Technology, Delf University of Technology, 1996.
6. M F. Ashby: Materials selection in mechanical design, Pergamon Press, Oxford, 1992.
7. T.Filetin: Pregled razvoja i primene savremenih materijala, Hrvatsko društvo za materijale i tribologiju, Zagreb, 2000.
8. S.Tripković: Izučavanje uticaja antimona i stroncijuma na strukturu i osobine klipnih legura AlSi12CuMgNi i AlSi18CuMgNi, Doktorska disertacija, TMF - Beograd, 2001.
9. S. Manasijević: Modelovanje procesa očvršćavanja klipnih legura sa unapred zadatim svojstvima, Doktorska disertacija, TMF - Beograd, 2011.
10. L.F. Mondolfo: Aluminum alloys, structure and properties, Butterworth, London, 1976.
11. I.F.Kolobnev: Žaropročnost liteeinih aluminievih splalov – struktura i svoistva, Metallurgija, Moskva, 1973.
12. N.Hort, Y.Huang, H.Dieringa, K.U.Kainer: Mechanical properties of short fiber reinforced AlSi12CuMgNi piston alloys before and after dunamic thermal cycling, Center for magnesium tehnology, Institute for materials research, D-21502,Geestbacht, Germany, 2000.

13. Q.C.Jiang, H.Y.Wang, Y.Wang, B.X.Ma, J.G.Wang: Modification of Mg₂Si in Mg-Si alloys with yttrium, *Materials Science and Engineering A*, 392 (2005) 130-135.
14. F.C.Robles Hernandez, J.H.Sokolowski: Thermal analysis and microscopical characterization of Al-Si hypereutectic alloys, *Journal of Alloys and Compounds* 419 (2006) 180–190.
15. A.J. Plotkowski: Refinement of the cast microstructure of hypereutectic aluminum-silicon alloys with an applied electric potential, *Masters Theses, Grand Valley State University*, 2012.
16. K. Dahle, K. Nogita, S. D. McDonald, C. Dinnis, L. Lu: Eutectic modification and microstructure development in Al-Si Alloys, *Materials Science and Engineering A*, (413–414) (2005) 243-248.
17. K. Nogita, S. D. McDonald, A. Dahle: Eutectic modification of Al-Si alloys with rare earth metals, *Materials Transactions*, 45 (2) (2004) 323 - 326.
18. K. Nogita, J. Drennan, A. Dahle: Evaluation of silicon twinning in hypo-eutectic Al – Si alloys, *Materials Transactions*, 44 (4) (2003) 625-628.
19. S. Hegde, K. N. Prabhu: Modification of eutectic silicon in Al-Si alloys, *Journal of Materials Science*, 43 (9) (2008) 3009-3027.
20. P. Shingu, J.I. Takamura: Grain-size refining of primary crystals in hypereutectic Al-Si and Al - Ge alloys, *Metallurgical Transactions*, 1 (1970) 2339-2340.
21. S. Shankar, Y. W. Riddle, M. Makhlof: Eutectic solidification of aluminum - silicon alloys, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 35 (2004) 3038-3043.
22. H. S. Dai and X. F. Liu: Optimal holding temperatures and phosphorus additions for primary silicon refinement in Al-high Si alloys, *Materials Science and Technology*, 25 (10) (2009) 1183-1188.
23. D. P. Kanicki, *Processing molten aluminum - part 1: understanding silicon modification*, *Modern Casting*, 1990, 24.
24. C. Chong, L. I. U. Zhong-xia, R. E. N. Bo: Influences of complex modification of P and RE on microstructure and mechanical properties of hypereutectic Al-20Si alloy, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 17 (2007) 301-306.

25. X. Liu, Y. Wu, X. Bian: The nucleation sites of primary Si in Al–Si alloys after addition of boron and phosphorus, *Journal of Alloys and Compounds*, 391 (1–2) (2005) 90-94.
26. H.Schumann: *Metalografija, Tehnološko - metalurški fakultet*, IX izdanje - prevod, Beograd, 1989.
27. J.E. Gruzleski, B.M. Closset: *The treatment of liquid aluminum-silicon alloys*, AFS Publication, Inc., Des Plaines, IL, U.S.A., 1990.
28. J.L. Jorstad: Hypereutectic Al–Si casting alloys: 25 years, What's Next?, *AFS Transactions*, 1996, 667-671.
29. G.K. Sigworth: Refinement of hypereutectic Al-Si alloys, *AFS Transactions*, 1987, 303-314.
30. E.L.Rooy: Summary of technical information of hypereutectic Al-Si Alloys, *AFS Transactions*, 1972, 421-426.
31. S. Nafisi, J. Hedjazi, S.M.A.Boutorabi, R. Ghomashchi: Factors influencing the modification and refinement of hypereutectic Al-Si alloys for production of automotive pistons, *Light Metals* (2004) 851-856.
32. A.P.Bates, D.S.Calvert: Refinement and foundry characteristics of hypereutectic aluminum-silicon alloys, *British Foundryman*, 59 (1966) 113-119.
33. B.E. Carlson, R.D. Pehlke: A study of the processing, structure, and properties of cast Al-Si alloy A390 using the evaporative pattern casting process, *AFS Transactions*, 1989, 903-914.
34. J. Wannasin, R. A. Martinez, M. C. Flemings: Grain refinement of an aluminum alloy by introducing gas bubbles during solidification, *Scripta Materialia*, 55 (2) (2006) 115–118.
35. A. Radjai, K. Miwa, T. Nishio: An investigation of the effects caused by electromagnetic vibrations in a hypereutectic Al-Si alloy melt, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 29 (1998) 1477-1484.
36. J. Yu, Z. Ren, K. Deng: Refinement and migrating behaviors in Al-Si hypereutectic alloys solidified under electromagnetic vibration, *Acta Metallurgica Sinica*, 24(4) (2011) 301-308.

37. N. Abu-Dheir, M. Khraisheh, K. Saito, A. Male: Silicon morphology modification in the eutectic Al–Si alloy using mechanical mold vibration, *Materials Science and Engineering A*, 393 (1–2) (2005) 109-117.
38. H. K. Moffatt: Electromagnetic Stirring, *Physics of Fluids A*, 3 (1991) 1336-1343.
39. D. Lu, Y. Jiang, G. Guan, R. Zhou, Z. Li, and R. Zhou: Refinement of primary Si in hypereutectic Al–Si alloy by electromagnetic stirring, *Journal of Materials Processing Technology*, 189 (1–3) (2007) 13-18.
40. M. Flemings: Behavior of metal alloys in the semi-solid state, *Metallurgical Transactions A*, 22 (1991) 957-981.
41. R. Mehrabin, R.G. Riek, M.C. Flemings: *Metallurgical Transactions*, 5 (1974) 1899.
42. R.J.Arsenault, L.Wang, C.R.Feng: *Acta Metallurgica Materials* 39 (1991) 47.
43. B.Bobić: Ispitivanje uticaja procesa korozije na strukturne i mehaničke karakteristike odlivaka Zn27Al1,5Cu0,02Mg legure ojačane česticama silicijum-karbida, Doktorska disertacija, TMF Beograd, 2011.
44. S. Das: Development of aluminium alloy composites for engineering applications, *Trans. IIM* 57 (2004) 325–334.
45. S. Das, D.P. Mondal, O.P. Modi, R. Dasgupta: Influence of experimental parameters on the erosive-corrosive wear of Al–SiC particle composite, *Wear* 231 (1999) 195–205.
46. A.T. Alpas, J. Zhang: Effect of SiC particulate reinforcement on the dry sliding wear of aluminium–silicon alloys, *Wear* 155 (1992) 83–104.
47. S. Sawla, S. Das: Combined effect of reinforcement and heat treatment on the two body abrasive wear of Al alloy and Al particle composite, *Wear* 257 (5–6) (2004) 555–56.
48. A. Karimi, J.L. Martin: *International Metal Review* 31 (1) (1986) 1.
49. G. Bregliozzi, A.D. Schino, S.I.U. Ahmed, J.M. Kenny, H. Haefke: Cavitation wear behavior of austenitic stainless steels with different grain sizes, *Wear* 258 (2005) 503-510.
50. F.G. Hammit: *Cavitation and multiphase flow phenomena*, McGraw-Hill, New York, 1980.
51. R.T. Knapp, J.W. Daily, F.G. Hammit: *Cavitation*, McGraw-Hill, New York, 1970.

52. L. Bäckerud, G. Chai, J. Tamminen: Solidification characteristics of aluminum alloys, Volume 2, Foundry Alloys, American Foundry Society Inc., Des Plaines, IL, 1990.
53. J. Charbornier, J. Morice, R. Portalier: Thermal analysis of aluminium alloys to determine their suitability for casting, AFS International Cast Metal Journal, 1979, 39-44.
54. C. Mascré: Modification of high silicon aluminum alloys and the corresponding structures, British Foundryman, 1973, 227-235.
55. A.J. Clegg, A.A. Das: The influence of structural modifiers on the refinement of the primary silicon in a hypereutectic aluminum-silicon alloy, The British Foundryman, 70 (1977) 56-63.
56. J. Charbornier: Microprocessor assisted thermal analysis testing of aluminum alloy structure, AFS Transactions, 1984, 907-922.
57. K.E. Honer, H. Dootz: Thermal analysis in cast aluminum alloys, Foundry Trade Journal, 1989, 140-143.
58. H. Adachi: Modification of hypereutectic Al-Si system casting alloys, Journal of Japanese Institute of Light Metals, 34 (1984) 430-436.
59. G.K. Sigworth: Refinement of hypereutectic Al-Si alloys, AFS Transactions, 1987, 303-314.
60. K.F. Kobayashi, L.M. Hogan: The crystal growth of silicon in Al-Si alloys, Journal of Material Science, 1985, 1961-1975.
61. N. Tenekedjiev, D. Argo, J.E. Gruzleski: Sodium, strontium and phosphorus effects in hypereutectic Al-Si alloys, AFS Transactions, 1989, 127-136.
62. J. Cisse, G. Bolling, H. Kerr: Simultaneous refinement of primary and eutectic silicon in hypereutectic Al-Si alloys, Metallurgical Transactions B, 6 (1975) 195-197.
63. J. Y. Chang, G. H. Kim, I. G. Moon, C. S. Choi: Rare earth concentration in the primary Si crystal in rare earth added Al-21wt.%Si alloy, Acta Metallurgica, 39 (3) (1998) 307-314.
64. M. P. Cicco, L.S. Turng, X. Li, J. H. Perepezko: Nucleation catalysis in aluminum alloy A356 using nanoscale inoculants, Metallurgical and Materials Transactions A, 42 (8) (2011) 2323-2330.

65. H. Choi, H. Konishi, and X. Li: Al₂O₃ nanoparticles induced simultaneous refinement and modification of primary and eutectic Si particles in hypereutectic Al–20Si alloy, *Materials Science and Engineering A*, 541 (2012) 159-165.
66. W. Kasprzak, M. Sahoo, J. Sokolowski, H. Yamagata, and H. Kurita: The effect of the melt temperature and the cooling rate on the microstructure of the Al-20% Si alloy used for monolithic engine blocks, *International Journal of Metalcasting*, 2009, 55-72.
67. Z. Zhang, H.T. Li, I. C. Stone, Z. Fan: Refinement of primary Si in hypereutectic Al-Si alloys by intensive melt shearing, *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 27 (2012) 1- 6.
68. N. S. Barekar, B. K. Dhindaw, and Z. Fan: Improvement in silicon morphology and mechanical properties of Al–17Si alloy by melt conditioning shear technology, *International Journal of Cast Metals Research*, 23 (4) (2010) 225-230.
69. S. Manasijevic, S. Markovic, Z. Acimovic–Pavlovic, K. Raic, R. Radisa: Effect of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of piston alloys, *Materials and Technology=Materiali in Tehnologije* ISSN 1580-2949, 47(5) (2013) 585–591, (IF=0.804/2011, 151/232).
70. M.C.Flemings, W.L.Johnson: High viscosity liquid and semi – solid metal casting: Processes and products, plenary lecture, World Foundry Conference, KynogJu, Korea, 2002.
71. Raul A. Martinez-Agers: Formation and processing of rheocast microstructures, Massachusetts Institute of Technology, 2004.
72. <http://www.ingenia.org.uk>
73. M.C.Flemings: Behavior of metal alloys in the semisolid state, *Metallurgical transactions B*, (22b) (1991) 269-293.
74. T.F.Brower, M.C.Flemings: Formation of the chill zone in ingot solidification, *Transaction of the metallurgical society of AIME*, (239) (1967) 216-219.
75. K.J. Jackson et al.: On the origin of the equiaxed zone in castings, of the metallurgical society of AIME, 236 (1966) 216-219.
76. H.Esaka et al.: Origin of equiaxed grains and their motion in the liquid phase, *ISIJ international*, 43 (9) (2003) 1415-1420.

77. R.A.Martinez: A new technique for the formation of semisolid structures, MS thesis, Professor M.C.Flemings advisor, Massachusetts institute of technology, Cambridge, MA, 2001.
78. A.Vogel, R.D.Doherty, B.Cantor: Proc.Conf. on solidification and casting of metals, Sheffield, 1977, metals Society, London, UK 1979.
79. R.D.Doherty, H.Lee, E.A.Feest: Microstructure of stir-cast metals, Materials science and Engineering, (65) (1984) 181-189.
80. T.Z.Kattamis, J.C.Coughlin, M.C.Flemings: Influence of coarsening on dendrite arm spacing of aluminum-copper alloys, Transactions of the metallurgical society of AIME (239) (1967) 1504-1511.
81. W.W. Mullins, R.F.Sekerka: Morphological stability of a particle growing by diffusion of heat flow, Journal of applied physics, 34 (2) (1963) 323-329.
82. W.W. Mullins, R.F.Sekerka: Stabillity of a planer interface during solidification of a dilute binary alloy, Journal of applied physics 35 (2) (1964) 444-451.
83. J.S.Langer: Instabilities and pattern formation in crystal growth, Reviews of modern physics, 52 (1) (1980) 1-27.
84. R.D.Doherty: Met.Sci. (16) (1982) 1-8.
85. Sh. Nafisi et al.: Effects of different solids on the fluidity of rheocast 356 Al-Si alloy, Symposium on advanced processes, TMS Annual meeting, Charlottw, NC, 2004.
86. D.R. Poirier, G.H. Geiger: Transport Phenomena in Materials Processing, TMS Publication, USA, 1994, 327-329.
87. V. Wazer, L.K. Colwell: Viscosity and flow measurement, J.W. Publication, 1966.
88. M. Suéry : Mise en Forme des alliages m'etalliques a l'etat semi solide, LAVOISIER Publication, France, 2002.
89. R. Zehe: First production machine for rheocasting, Light Met. Age 57 (9) (1999) 62-66.
90. X.Yang,Y. Jing, J. Liu : Rheological behavior for thixocasting of semi-solid aluinum alloy (A356), Journal of Materials Science and Technology, 130-131 (2002) 569-573.
91. A. Beaulieu, L. Azzi, F. Ajersch, S. Turenne, F. Pineau, C.A.Loong : Numerical modeling and experimental analysis of die cast semi-solid A356 alloy, in: R.

- Abbaschian, H. Brody, A. Mortensen (Eds.), *Proceeding of M. C. Flemings on Solidification and Materials Processing*, TMS, 2001, 261–265.
92. A. Wahlen: Modelling the processing of aluminum alloys in the semi-solid state, *Mater. Sci. Forum* 396–402 (2002) 185–190.
 93. M. Modigell, J. Koke: Rheological modelling on semi-solid metal alloys and simulation of thixocasting processes, *Journal of Materials Science and Technology*, 111 (2001) 53–58.
 94. C.G. Kang, H.K. Jung: A study on thixoforming process using the thixotropic behavior of an aluminum alloy with an equiaxed microstructure, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 9 (5) (2000) 530–535.
 95. M.C. Flemings, R.G. Riek, K.P. Young: Rheocasting processes, *International Cast Metals Journal*, 1 (3) (1976) 11–22.
 96. K. Brissing, K. Young: Semi-solid casting machines, heating systems, properties and applications, *Die Casting Engineering*, 44 (6) (2000) 34–41.
 97. P.K. Biswas, K.M. Godiwalla, D. Sanyal, S.C. Dev: A simple technique for measurement of apparent viscosity of slurries: sand–water system, *Materials and Designs*, 23 (2002) 511–519.
 98. B.C. Pai, H. Jones: Casting fluidity of partially solid Sn–Pb alloy slurries made by stirring within the freezing range, in: *Proceeding of International Conference, Solidification Technology in Foundry and Cast House*, Warwick, UK, The Metals Society, 1983, 126–130.
 99. T.Z. Kattamis, T.J. Piccone: Rheology of semisolid Al–4.5% Cu–1.5% Mg alloy, *Materials Science and Engineering A*, 131 (1991) 265–272.
 100. M.C. Flemings: *Solidification Processing*, McGraw Hill Publication, 1974.
 101. E.J. Zoqui, M.T. Shehata, M. Paes, V. Kao, E. Es-Sadiqi: Morphological evolution of SSM A356 during partial remelting, *Materials Science and Engineering A*, 325 (2002) 38–53.
 102. Sh. Nafisi, R. Ghomashchi, A. Charrette: The influence of grain refiner on the microstructural evolution of Al–7% Si and A356 in the Swirled Enthalpy Equilibration Device (SEED), in: *The Proceedings of the 8th International Conference on Semi Solid Processing of Alloys and Composites*, S2P 2004, Limassol, Cyprus, 2004.

103. J.Y. Chen, Z. Fan: Modeling of rheological behavior of semisolid metal slurries, part 1 - theory, *Materials Science and Technology*, 18 (2002) 237–242.
104. G. Chai, T. Roland, L. Arnberg, L. Backerud: Studies of dendrite coherency in solidifying aluminum alloy melts by rheological measurements, in: 2nd International Conference of Semisolid Material Processing, 1992, 193–201.
105. M.C. Flemings: Behavior of metal alloys in the semi-solid state, *Metal.Trans. A*, 22 (1991) 952–981.
106. D.H. Kirkwood: Semisolid metal processing, *International Materials Reviews*, 39 (5) (1994) 173–189.
107. Z. Fan: Semisolid metal processing, *International Materials Reviews*, 47 (2) (2002) 49–85.
108. O. Lashkari, R. Ghomashchi: The implication of rheology in semi-solid metal processes: An overview, *Journal of Materials Processing Technology*, 182 (2007) 229–240.
109. D.B. Spencer, R. Mehrabian, M.C. Flemings: Rheological behavior of Sn-15Pct Pb in the crystallization range, *Metall. Trans. A*, 3 (1972) 1925–1932.
110. S. Jabrane, B. Clement, S. Ajersch: Evolution of primary particle morphology during rheoprocessing of Al-5.2% Si alloy, in: 2nd International Conference, Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, US, June 1992, 223–236.
111. D. Brabazon, D.J. Browne, A.J. Carr: Mechanical stir casting of aluminum alloys from the mushy state: process, microstructure and mechanical properties, *Materials Science and Engineering A*, 326 (2002) 370–381.
112. Z. Fan, J.Y. Chen: Modeling of rheological behavior of semisolid metal slurries, part 2 - steady state behavior, *Materials Science and Technology*, 18 (2002) 243–249.
113. J.Y. Chen, Z. Fan: Modeling of rheological behavior of semisolid metal slurries, part 3 - transient state behavior, *Materials Science and Technology*, 18 (2002) 250–257.
114. Z. Fan, J.Y. Chen: Modeling of rheological behavior of semisolid metal slurries, part 4 - effects of particles morphology, *Materials Science and Technology*, 18 (2002) 258–267.

115. D. Brabazon, D.J. Browne, A.J. Carr: Experimental investigation of the transient and steady state rheological behavior of Al–Si alloys in the mushy state, *Materials Science and Engineering A*, 356 (2003) 69–80.
116. L. Arnberg, A. Bardal, H. Sund: Agglomeration in two semisolid type 6082 aluminum alloys, *Materials Science and Engineering A*, 262 (1999) 300–303.
117. O. Lashkari, Sh. Nafisi, R. Ghomashchi, A. Charette, J. Langlais, B. Kulunk: Impact of superheat on the microstructural evolution of 356 alloy in SEED slurry on demand process, in: D. Gallienne, R. Ghomashchi (Eds.), *Light Metals 2004, COM2004 Conference*, Hamilton, Canada, 2004, 315–322.
118. R.J. Kissling, J.F. Wallace: Grain refinement of aluminum castings, *Foundry* (1963) 78–82.
119. M. Hirai, K. Takebayashi, Y. Yoshikawa: Effect of chemical composition on apparent viscosity of semi-solid alloys, *ISIJ Int.* 33 (11) (1993) 1182–1189.
120. H. Wang, C.J. Davidson, J.A. Taylor, D.H. St. John: Semisolid casting AlSi7Mg0.35 alloy produced by low temperature pouring, *Materials Science Forum*, 396–402 (2002) 143–148.
121. W. Mao, C. Cui, A. Zhao, J. Yang, X. Zhong: Effect of pouring process on the microstructure of semi solid AlSi7Mg alloy, *Journal of Materials Science and Technology*, 17(6) (2001) 615–619.
122. S. Midson, K. Young: Impact of casting temperature on the quality of components semi-solid metal cast form alloys 319 and 356, in: *5th AFS International Conference of Molten Aluminum*, 1998, 409–422.
123. O. Lashkari, Sh. Nafisi, R. Ghomashchi: Microstructural characterization of rheocast billets prepared by variant pouring temperatures, *Materials Science and Engineering A*, in press.
124. D. Dautre, G. Hay, P. Wales, J.P. Gabathuler: SEED: A new process for semi solid forming, in: J. Masounave, G. Dufour (Eds.), *Light Metals Conference, COM*, Vancouver, Canada, 2003, 293–306.
125. D. Bouchard, F. Pineau, D. Dautre, P. Wales, J. Langlais: Heat transfer analysis of swirl enthalpy equilibration device for the production of semi-solid aluminum, in: J. Masounave, G. Dufour (Eds.), *Light Metals Conference, COM*, Vancouver, Canada, 2003, 229–241.

126. O. Lashkari, R.Ghomashchi: Rheological Behavior of As – Cast Semi Solid Billets Prepared by SEED Process, Industria Report No.10 Grant Number IRCPJ2685 – 01, University of Quebec at Chicoutimi, 2004.
127. A.Karma: Physics Department, Northeastern University, Boston, MA, 2004.
128. B. Inem: Crystallography of the second phase/SiC particles interface, nucleation of the second phase at β –SiC and its effect on interfacial bonding, elastic properties and ductility of magnesium matrix composites, Journal of Materials Science, 30 (1995) 5763–5769.
129. R. Wang, M. Surappa, D. Tao, C. Li, M. Yan: Materials Science and Engineering A, 254 (1998) 89–94.
130. J.A. Yurko, R.A.Martinez, M.C.Flemings: Commercial development of the semi – solid rheocasting (SSR) process, NADCA transactions, 2003, Indianapolis, IN, 2003, paper no.T03-062
131. M. Rosso, A. Geminiani: Influence of sintering atmospheres and microstructures on properties of micrograin cemented carbides, Metallwerk Plansee, Reutte, in: G. Kneringer, P. Rodhammer, P. Wilhartitz (Eds.), Proceedings of the 14th International Plansee Seminar, vol. 2, 1997, pp. 689–693.
132. D. Ugues, M. Actis Grande, M. Rosso, A. Valle: Advances in laser welding for cutting diamond tools production, in: Proceedings of EUROPM 2001, Acropolis Convention Centre, Nice, France, vol. I, 2001, pp. 408–413, Ed. PM.
133. D. Ugues, M. Actis Grande, M. Rosso: Study of the effect of coated diamond bits in the fabrication of diamond tool segments based Fe-alloys diamond tooling, in: Proceedings of EUROPM 2002, 7–9 October 2002, Lausanne, Suisse, 2002, pp. 75–78, Ed. PM.
134. M. Actis Grande, A. Geminiani, M. Rosso, D. Ugues: Influence of the addition of chromium carbides on the properties of cemented carbides, hard materials, in: Proceedings of EUROPM 2002, 7–9 October 2002, Lausanne, Suisse, 2002, p.p.100–105, Ed. PM.
135. G.Y. Lee, C.K.H. Dharan, R.O. Ritchie: A physically based abrasive wear model for composite materials, Wear 252 (3–4) (2002) 322–331.
136. M.M. Schwartz: Composite Materials, Volume II: Processing Fabrication and Applications, Prentice Hall PTR, 1997.

137. M. Rosso: Ceramic and metal matrix composites: Routes and properties, *Journal of Materials Processing Technology*, 175 (2006) 364–375.
138. K.H. Baik, P.S. Grant: Microstructural evaluation of monolithic and continuous fibre reinforced Al-12wt.%Si produced by low pressure plasma spraying, *Materials Science and Engineering A*, 265 (1999) 77–86.
139. G.H. Han, D. Feng, M. Yin, M.J. Ye: *Materials Science and Engineering A* 225 (1997) 204.
140. S. Rechstein, L. Hofman, S. Kenningley: Entwicklung von kolben-werkstoffen für moderne Hochleistungsdieselmotoren, *GIESSEREI* 92 05/2005, seite 16÷23.
141. <http://www.tuning-bmw.ru>
142. M. D. Rohrle: Termički zahtevi klipova za teretna vozila sa dizel motorima, *MTZ* (Motor Technische Zeitschrift), No 3, 5 i 42, 1981, Prevod HK “PDM“.
143. E. Köhler: Verbrennungsmotoren, *Motormechanik*, Berechnung und Auslegung des Hubkolbenmotors, *ATZ-MTZ-Fachbuch*, Braunschweig, Wisbaden, Vieweg, 1998.
144. J. Burrows, S. Goretti, A. Ramond, G. Troy: Gluhkerzenintegrierter piezo-keramischer Brennraumdruck-sensor für Dieselmotoren, *MTZ* 11/2005 Jahrgang 66, seite 908.
145. F. Adomeit, O. Lang, A. Schmidt, M. Hopp: CAE-gestützte Kanalentwicklung für moderne Ottomotoren, *MTZ* 01/2006 Jahrgang 67, seite 48.
146. D. Hellawell, A. Lados, D. Apelian, P. E. Jones, J. Fred Major: Microstructural mechanisms controlling fatigue crack growth in Al–Si–Mg cast alloys, *Materials Science and Engineering A*, 468–470 (2007) 237–245.
147. Properties and Selection: Non – ferrous alloys and special – purpose, materials. *ASM Handbook*. Vol. 2. ASM International; 1992.
148. T. Obzen, E.Kilickap, O.Cakir: Investigation of mechanical and mechinability properties of SiC particle reinforced Al - MMC. *Journal of Materials Processing Technology*, 198 (2008) 220-225.
149. K.Weiner: 1993.A Consideration of tool wear mechanism when machining metal–matrix composites (MMC). *Ann.CIRP*42, 95-98.
150. Y.Sahin: Preparation and some properties of SiC particle reinforced aluminium alloy composites, *Materials Design*, 24-28 (2003) 671-679.

151. C.Zhenhua, T. Jie, C. Gang, F. Dingfa, Y. Hongge: Effect of the silicon content and thermomechanical treatment on the dry sliding wear behavior of spray-deposited Al–Si/SiCp composites, *Wear* 262 (2007) 362–368.
152. S. Das, D.P. Mondal, S. Sawla, N. Ramakrishnan: Synergic effect of reinforcement and heat treatment on the two body abrasive wear of an Al–Si alloy under varying loads and abrasive sizes, *Wear* 264 (2008) 47–59.
153. T.O. Mulhearn, L.E. Samuels: The abrasion of metals: a model of the process, *Wear* 5 (1962) 478–498.
154. H. Sin, N. Saka, N.P. Suh: Abrasive wear mechanisms and the grit size effect, *Wear* 55 (1979) 163–190.
155. S. M. Skolianos, A. A. Mavropoulos: Solidification microstructure and heterogeneous nucleation phenomena in cast SiCp-reinforced hypereutectic Al–Si alloy composites, *Scandinavian Journal of Metallurgy* 34 (2005) 16 –21.
156. W. Wang, Ajersch F, Lofvander: *Journal of Materials Science Engineering A*, 187 (1994) 65–75.
157. M. Flemings: *Solidification processing*, McGraw-Hill, NewYork, 1974.
158. M. Dojčinović: *Uticaj strukture na mehanizam razaranja čelika pod dejstvom kavitacije*, Doktorska disertacija, TMF Beograd, 2007.
159. M. Dojčinović, T. Volkov Husović: Cavitation damage of the medium carbon steel: Implementation of image analysis, *Material Letters*, 62 (2008) 953-956.
160. S. Hattori, H. Mori, T. Okada: Quantitative evaluation of cavitation erosion, *Journal of Fluid Engineering, Transaction ASME*, 120 [1] (1998) 179-185.
161. T. Okada, S. Hattori, *Proceeding of the International Symposium on Aerospace and Fluid Science*, Sendai, Japan, 1993, 347.
162. K. Steller, *Proceeding of the 6th International Conference on Erosion by Liquid and Soil Imapct*, Cambridge, UK, 1983, 121.
163. M. Dojčinović, S. Marković: The morphology of cavitation damage of heat-treated medium carbon steel, *Journal of Serbian Chemical Society*, 71 (8–9) 977–984 (2006).
164. K. Kondoh, J. Umeda, R. Watanabe: Cavitation resistance of powder metallurgy aluminium matrix composite with AlN dispersoids, *Materials Science and Engineering A*, 499 (2009) 440-444.

165. A. Karimi, J.L. Martin, *International Metal Review* 31 (1) (1986) 1.
166. G. Bregliozzi, A.D. Schino, S.I.U. Ahmed, J.M. Kenny, H. Haefke: Cavitation wear behavior of austenitic stainless steels with different grain sizes, *Wear* 258 (2005) 503-510.
167. ASTM Standard G32-92. *Annual Book of ASTM Standards*. vol. 03.02. ASTM. Philadelphia; 1992.
168. W.J. Tomlinson, S. Bransden: Cavitation erosion of laser surface alloyed coatings on Al-12%Si, *Wear* 185 (1995) 59-65.
169. T. Okada, Y. Iwai, S. Hattory, N. Tanimura, Relation between impact load and the damage produced by cavitation bubble collapse, *Wear* 184 [2] (1995), 231-239.
170. T. Okada, F.G. Hammitt: Cavitations erosion in vibratory and venture facilities, *Wear* 69 [1] (1981) 55-69.
171. S.M. Ahmed, *Wear* 218 (1998) 119.
172. W. Zhang, Master Thesis, Zhengzhou University, China, 2007.
173. H.S. Dai, Master Thesis, Zhengzhou University, China, 2005.
174. S.H. Zhang, Master Thesis, Zhengzhou University, China, 2007.
175. Wei-fu Wang, Mao-cai Wang, Feng-jiu Sun, Yu-gui Zheng, Jian-min Jiao: Microstructure and cavitation erosion characteristics of Al-Si alloy coating prepared by electrospark deposition, *Surface & Coatings Technology* 202 (2008) 5116-5121.
176. D.M. Stefanescu, A.V Catalina: Physics of microporosity formation in casting alloys - sensitivity analysis for Al-Si alloys, *International Journal of Cast Metals Research*, 24, 3-4 144-150 (2010).
177. M. Ćosić, M.Dojčinović, Z.Acimovic Pavlovic: Fabrication and behaviour of Al-Si/SiC composite in cavitation conditions, *International Journal of Cast Metals Research*, (2013), ISSN:1743-1336, (IF=0.520, 36/74, 2011), (accepted 22 August 2013), DOI10.1179/1743133613Y.0000000078
178. M. Ćosić, Z.Aćimović-Pavlović, B. Nedeljković, A.Terzić. Lj. Pavlović: Process parameters influence on microstructural properties of hypereutectic Al-18%Si alloys obtained by the rheocasting process, *Metalurgia International* No3, 2012, pp. 88-93, (IF 0,154, 61/76), ISSN 1582-2214.

179. M. Ćosić, M. Dojčinović, Z. Aćimović-Pavlović: Characterization of microstructure and properties of hypereutectic Al-18wt%Si alloys reinforced by 10%SiC, *Metalurgia International*, vol.XVII, No 6 (2012) 102-105, (IF 0,154, 61/76), ISSN 1582-2214.

BIOGRAFIJA

Mr Milena M. Ćosić, dipl.inž. metalurgije

Milena M. Ćosić, rođena je 18.07.1968. godine u Užicu, gde je završila osnovnu školu i gimnaziju. Diplomirala je 1997. na Tehnološko-metalurškom fakultetu Univerziteta u Beogradu. Na istom fakultetu magistrirala je 2004. godine čime je stekla zvanje magistra tehničkih nauka. Tema magistarskog rada bila je: "Proučavanje procesa dobijanja podeutektičkih aluminijum-silicijum legura iz sekundarnih sirovina".

Učestvovala je kao saradnik na projektu "Istraživanje i razvoj metalurških postupaka prerade metala i legura", Tehnološki razvoj, Ev. br. 0025, MNT RS, (2001-2004), u okviru zadatka br.1.: Sekundarne sirovine aluminijumskih legura-priprema i prerada. Od 2005. godine radi na Visokoj tehničkoj školi strukovnih studija Tehnikum-Taurunum Beograd u Zemunu kao predavač na predmetima Mašinski materijali i Tehnički materijali. Godine 2006. stekla je istraživačko zvanje: Istraživač-saradnik odlukom Naučnog veću Instituta za tehnologiju nuklearnih i drugih mineralnih sirovina, Beograd.

U toku dosadašnjeg rada, u svojstvu autora i koautora objavila je 3 rada u međunarodnim časopisima, 6 radova u nacionalnim časopisima, 10 naučnih saopštenja u zbornicima međunarodnih skupova.

Прилог 1.

Изјава о ауторству

Потписани-а Mr Milena M.Ćosić, dipl.ing.

број индекса _____ / _____

Изјављујем

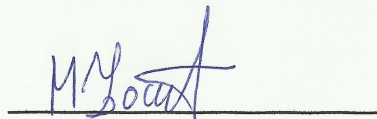
да је докторска дисертација под насловом

**KORELACIJA PARAMETARA RHEOCASTING PROCESA – STRUKTURE I
SVOJSTVA NADEUTEKTIČKIH ALUMINIJUM – SILICIJUM LEGURA**

- резултат сопственог истраживачког рада,
- да предложена дисертација у целини ни у деловима није била предложена за добијање било које дипломе према студијским програмима других високошколских установа,
- да су резултати коректно наведени и
- да нисам кршио/ла ауторска права и користио интелектуалну својину других лица.

Потпис докторанда

У Београду, 20.01.2014.god.



Mr Milena M.Ćosić, dipl.ing.

Прилог 2.

**Изјава о истоветности штампане и електронске
верзије докторског рада**

Име и презиме аутора Mr Milena M. Ćosić, dipl.ing.

Број индекса _____/_____

Студијски програм Metalurgija

Наслов рада

KORELACIJA PARAMETARA RHEOCASTING PROCESA – STRUKTURE I
SVOJSTVA NADEUTEKTIČKIH ALUMINIJUM – SILICIJUM LEGURA

Ментор Dr Zagorka S. Ćimović – Pavlović , red.prof.

Потписани/а Mr Milena M. Ćosić, dipl.ing.

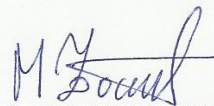
Изјављујем да је штампана верзија мог докторског рада истоветна електронској верзији коју сам предао/ла за објављивање на порталу **Дигиталног репозиторијума Универзитета у Београду**.

Дозвољавам да се објаве моји лични подаци везани за добијање академског звања доктора наука, као што су име и презиме, година и место рођења и датум одбране рада.

Ови лични подаци могу се објавити на мрежним страницама дигиталне библиотеке, у електронском каталогу и у публикацијама Универзитета у Београду.

Потпис докторанда

У Београду, 20.01.2014.god.



Mr Milena M. Ćosić, dipl.ing.

Прилог 3.

Изјава о коришћењу

Овлашћујем Универзитетску библиотеку „Светозар Марковић“ да у Дигитални репозиторијум Универзитета у Београду унесе моју докторску дисертацију под насловом:

KORELACIJA PARAMETARA RHEOCASTING PROCESA – STRUKTURE I SVOJSTVA NADEUTEKTIČKIH ALUMINIJUM – SILICIJUM LEGURA

која је моје ауторско дело.

Дисертацију са свим прилозима предао/ла сам у електронском формату погодном за трајно архивирање.

Моју докторску дисертацију похрањену у Дигитални репозиторијум Универзитета у Београду могу да користе сви који поштују одредбе садржане у одабраном типу лиценце Креативне заједнице (Creative Commons) за коју сам се одлучио/ла.

1. Ауторство

2. Ауторство - некомерцијално

(3.) Ауторство – некомерцијално – без прераде

4. Ауторство – некомерцијално – делити под истим условима

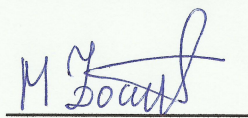
5. Ауторство – без прераде

6. Ауторство – делити под истим условима

(Молимо да заокружите само једну од шест понуђених лиценци, кратак опис лиценци дат је на полеђини листа).

У Београду, 20.01.2014.god.

Потпис докторанда



Mr Milena M. Čosić, dipl.ing.