

ANALIZA MIKROSTRUKTURE KOMPOZITOV AISi7-SiC, IZDELANIH PO POSTOPKU TIKSOTROPNEGA ULIVANJA

THE MICROSTRUCTURE ANALYSIS OF AISi7-SiC COMPOSITES MADE BY THIXOCASTING PROCESS

REBEKA RUDOLF, A. KRI@MAN

Fakulteta za strojništvo, Smetanova 17, 2000 Maribor

Prejem rokopisa - received: 1997-10-01; sprejem za objavo - accepted for publication: 1997-12-19

Pri postopku tiksotropnega ulivanja intenzivno mešamo trdno in tekočo fazo v dvofaznem področju, s čimer preprečimo normalno rast dendritov in povzročimo nastanek α -globulitnih zrn. Ta postopek se nadalje uporablja pri izdelavi kompozitov, saj se dodani delci SiC gravitacijsko ne posedajo, prav tako pa ne splavajo na površino taline. Opazimo tudi izboljšanje stopnje omočljivosti ter enakomerne porazdelitve delcev SiC v kovinski osnovi. V tem prispevku podajamo analizo mikrostrukture izdelanega kompozita AISi7-SiC. Raziskave so pokazale, da je enakomerna porazdelitev delcev SiC v kovinski osnovi odvisna od prostorninskega deleža teh delcev, izotermnega mešanja, temperature dvofaznega področja in hitrosti ohlajevanja s temperature dvofaznega področja do sobne temperature. Prav tako pa je tudi stopnja sferoidizacije primarne faze α_{Al} močno odvisna od deleža in oblike delcev SiC.

ključne besede: tiksotropno ulivanje, kompoziti AISi7-SiC, globulitna mikrostruktura

Thixocasting is a novel process where liquid and solid phase of an alloy are vigorously stirred. The normal growing of dendrites is hindered and α primary globular crystals evolve. Materials produced in this way are very suited for metal matrix composites. By this procedure one achieves better homogeneity and wettability of reinforcement elements. It was found that a variety of ceramic particulates could be added to the semisolid slurry and kept in suspension without floating or settling. This paper deals with microstructure analysis of composites AISi7-SiC made by thixocasting procedure. Results show that homogeneous distribution of SiC in matrix depends on volume fraction of SiC, particle size and morphology of SiC, isothermal stirring time, temperature in the semi-solid and cooling velocity from semi-solid to room temperature. The degree of spheroidation of α_{Al} primary grains is strongly influenced by the presence of SiC elements.

Key words: thixocasting, AISi7-SiC composites, globular microstructure

1 UVOD

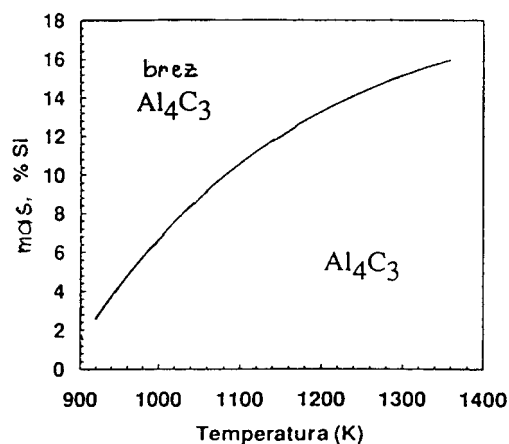
Danes ima tehnološki pomen postopek tiksotropnega ulivanja predvsem za aluminijeve zlitine, saj omogoča uporabo talnega litja, vedno bolj pa ga uporabljajo pri izdelavi kompozitov. Tiksotropno ulivanje je relativno enostavno in poceni, ker ga je mogoče dograditi in uporabiti na več obstoječih napravah.

Kontrolirana viskoznost suspenzij v področju L+ α omogoča izdelavo izvrstnih izhodnih materialov za kompozite, saj dodani elementi za utrjevanje ne splavajo na površino taline in se gravitacijsko ne posedajo¹. Izboljšana je tudi omočljivost med delci in talino. Pri vgradnji delcev SiC v talino istega aluminija nastaja pri temperaturah nad 923 K (650°C) stabilna spojina Al_3C_4 , nastali silicij pa difundira v talino². Nastala spojina Al_3C_4 otežuje litje, hkrati pa predstavlja nukleacijska mesta za korozijo. Če dodamo aluminiju nekaj silicija, izboljšamo stabilnost SiC v talini aluminijeve taline. To prikazuje slika 1². Pri kompozitih AISi7, ki so utrjeni z delci SiC in ki so izdelani pod temperaturo 1020 K (747°C), tako ne nastaja spojina Al_4C_3 . To pomeni široko uporabo zlitine AISi7 za kompozite s kovinsko osnovo.

Ker smo za izdelavo kompozitov uporabili mešanje taline v poltekočem stanju, so bile temperature relativno nizke. Mešali smo jo v vakuumski atmosferi. Na mejnih

površinah med delci SiC in osnovo aluminijeve zlitine so nastali večinoma oksidi, saj je zreagirala samo zunanja plast delcev SiC, tj. SiO_2 . V mikrostrukturi nismo opazili spojine Al_4C_3 .

V delu smo podrobno raziskali procesne parametre, ki vplivajo na mikrostrukturo kompozitov. Za kovinske osnove smo uporabili tri aluminijeve zlitine: AISi7,



Slika 1: Odvisnost koncentracij Si v talini aluminija od temperatur, pri katerih je delec SiC stabilen in kjer ne nastane Al_4C_3 ²
Figure 1: Ranges of Si concentration and temperature for which SiC is stable and Al_4C_3 forms²

AlSi7Mg in AlSi7MgSr, ki smo jih utrjevali z znanim prostorninskim deležem SiC. Spremljali smo procese, ki potekajo v začetni fazi vgrajevanja delcev SiC v matrico aluminijeve zlitine. Ovrednotili pa smo tudi reakcijske produkte na mejnih površinah med komponentama.

2 EKSPERIMENTALNO DELO

Kemijsko sestavo zelo čistih aluminijevih zlitin in delcev SiC prikazuje **tabela 1**. Delce SiC velikostnega razreda 50 µm izdeluje podjetje Norton iz Norveške, 10 µm SiC pa proizvaja Aldrich Chemical Company, Inc. - ZDA. Pri izdelavi kompozitov smo upoštevali raziskane procesne parametre tixotropnega ulivanja na mikrostrukturo zlitine AlSi7³.

Tabela 1: Kemijska sestava Al-zlitin in delcev SiC (mas.%)
Table 1: Chemical composition of the Al-alloys and SiC particles used (wt.%)

	Si	Fe	Mg	Sr	Ti	Mn	Al
AlSi7	6,6	0,27	-	-	0,001	0,07	razlika
AlSi7Mg	7,08	0,005	0,39	-	0,104	0,005	razlika
AlSi7Mg s Sr	7,05	0,13	0,27	0,34	0,124	0,003	razlika

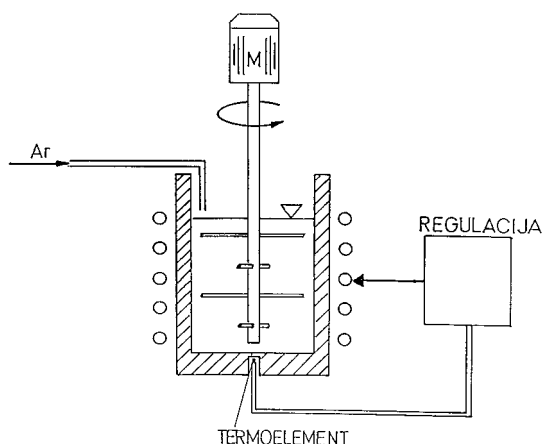
	Si prosti	Fe	SiO ₂	C prosti	SiC
SiC 50 µm	0,3-0,6	0,08-0,1	0,3-0,8	0,2-0,4	Razlika
SiC 10 µm	0,15	0,08	0,56	0,26	Razlika

Izdelali in raziskali smo naslednje kompozite:

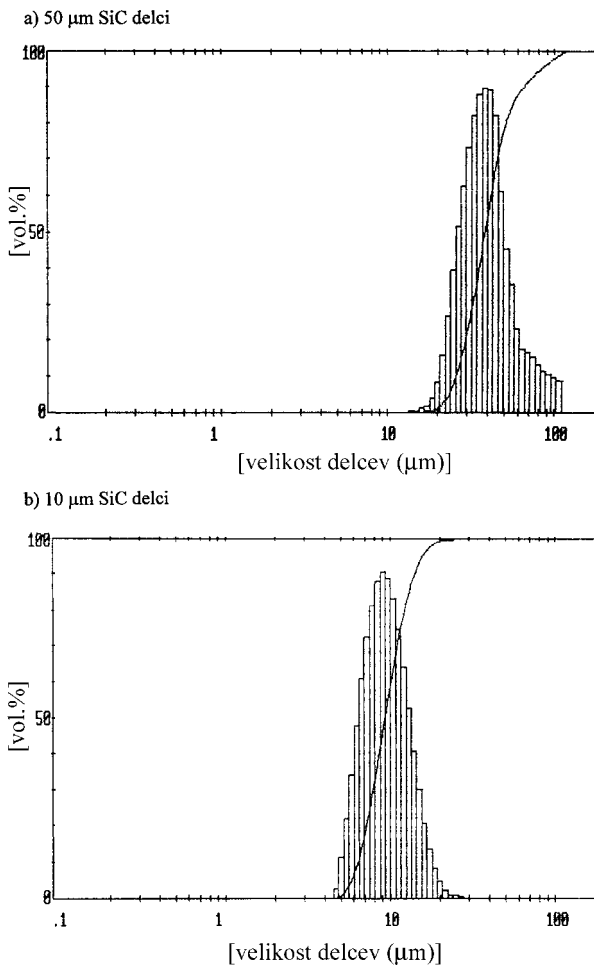
1. AlSi7, utrjen z 10 in 20 prost. % 50 µm SiC
2. kompozite, utrjene z 10 µm delci SiC:
 - AlSi7, utrjen z 20 prost. % SiC
 - AlSi7Mg, utrjen z 20 prost. % SiC
 - AlSi7MgSr, utrjen z 20 prost. % SiC

2.1 Izdelava kompozitov AlSi7, utrjenih z 10 in 20 prost. % 50 µm SiC

Zlitino AlSi7 smo pretalili pri 640°C in jo prelili v grafitni lonec eksperimentalne naprave (**slika 2**), kjer je



Slika 2: Naprava za mehansko mešanje taline
Figure 2: Mechanical stirrer



Slika 3: Porazdelitev velikosti delcev SiC: a) 50 µm b) 10 µm
Figure 3: Distribution of average size of SiC particles: a) 50 µm and b) 10 µm

potekalo mehansko mešanje taline v začetni argonski atmosferi. Grafitni lonec je bil segret na temperaturo taline. Zlitino smo mešali s hitrostjo 600 vrtljajev na minuto.

Med mešanjem smo zlitino AlSi7 ohlajali s hitrostjo 2°C/min od temperature 640°C do 615°C in jo izotermno mešali 30 minut. Nato smo dodali delce SiC, ki smo jih prej segrevali 3 ure pri temperaturi 615°C. S tem smo zagotovili dovolj debelo oksidno plast SiO₂ na delcih SiC. Debelino oksidne plasti smo izmerili z elektronskim mikroskopom in je bila 0,6 µm. Porazdelitev velikosti delcev SiC, ki je bila ugotovljena v Talum-u Kidri-evo na napravi Malvern Instruments, prikazuje **slika 3a**. Kompozit smo nadalje izotermno mešali z enako hitrostjo. Vzorce smo odvzeli v časovnih zaporedjih 10, 20 in 30 minut. Pri vsakem odvzemu smo jih večinoma gasili v vodi, da bi ohranili med mešanjem nastalo mikrostrukturo. Druge smo po-asi ohlajali do sobne temperature, da bi ugotovili, kako se porazdelijo delci SiC na osnovi zlitine AlSi7.

Odvzete vzorce smo nato uporabili za metalografske preiskave, ki smo jih opravili z elektronskim mikroskopom, ki je bil opremljen z analizatorjem EDS.

2.2 Izdelava aluminijevih kompozitov, utrjenih z 10 μm delci SiC

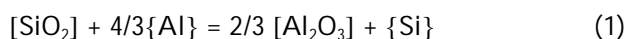
Pri izdelavi kompozitov smo upoštevali raziskane parametre mikrostrukture in tiksotropnega ulivanja iz zgornjega poglavja.

Vsaka od treh aluminijevih zlitin je bila pretaljena pri 640°C in nato preлита v grafitni lonec eksperimentalne naprave, kjer je potekalo mehansko mešanje taline v zaščitni argonski atmosferi. Grafitni lonec je bil v napravi za mehansko mešanje segret na temperaturo zlitine. Poskuse smo naredili pri začetni hitrosti mešanja 600 vrtljajev na minuto. Med mešanjem smo vsako zlitino ohlajali s hitrostjo 2°C/min od temperature 640°C do 615°C in jo nato izotermno mešali 30 minut. Nato smo dodali 20 prost.% SiC, ki smo ga 'e prej 3 ure segrevali pri 615°C. Debelina oksidne plasti delcev je bila približno 0,09 μm . Porazdelitev velikosti delcev SiC, ki je bila ugotovljena v Talum-u Kidri-evo na napravi Malvern Instruments, prikazuje **slika 3b**. Vgradnja delcev SiC v zlitino je bila pri hitrosti mešanja 600 vrtljajev na minuto po-asna (zaradi majhne velikosti delcev, 10 μm), zato smo povečali hitrost mešanja na 1000 vrtljajev na minuto in pri tej hitrosti izotermno mešali kompozite 5 minut. S tem smo zagotovili vgradnjo 99% vseh delcev SiC. Hitrost smo nato zmanjšali na 600 vrtljajev na minuto in mešali kompozite še nadaljnjih 15 minut. Nato smo odvzeli vzorce, ki smo jih gasili v vodi. Na ta način smo v glavnem ohranili porazdelitev delcev SiC v kovinski osnovi iz dvofaznega področja. Kompozite smo nato med mešanjem kontinuirno ohlajali s hitrostjo 2°C/min do 605°C in jih nato ponovno izotermno mešali 20 minut.

3 REZULTATI IN DISKUSIJA

3.1 Mikrostruktura kompozitov AlSi7, utrjenih z 10 in 20 prost.% 50 μm SiC

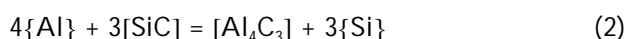
Na mejni površini med zunanjo plastjo delcev SiC in talino AlSi7 je verjetno prišlo do reakcije⁴:



Op. Oglati oklepaj [] pomeni trdno fazo, zaviti pa {} talino.

Nastali so aluminijevi oksidi, silicij pa je difundiral v talino. S tem smo dosegli neko stopnjo omoljivosti med talino AlSi7 in delci SiC.

V primeru, da bi se plast SiO₂ porabila, bi talina prišla v neposreden dotik s silicijevim karbidom in do nastanka stabilne spojine Al₄C₃ po reakciji⁴:

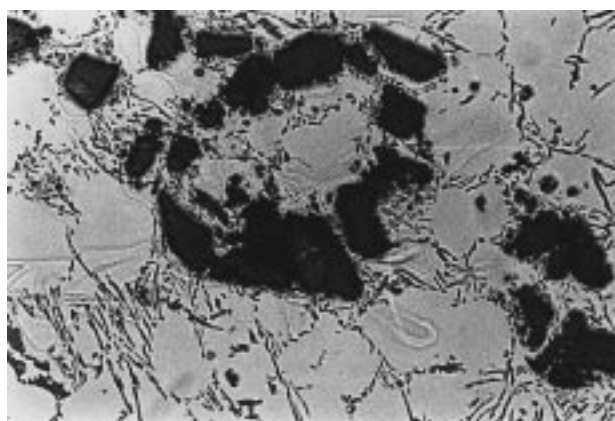


Pri natančnem pregledu vzorcev na mejnih površinah med Al/SiC nismo našli aluminijevih karbidov, ker se zunanja plast delcev SiC tj. SiO₂ ni porabila in tudi izdelavne temperature so bile nizke.

3.1.1 Kompoziti, utrjeni z 10 prost.% 50 μm SiC

Pri kompozitu, ki smo ga po-asi ohlajali, je prišlo do gravitacijskega posedanja delcev SiC, saj so bili relativno veliki, in s tem do njihove neenakomerne porazdelitve v osnovi (**slika 4**). Zaradi po-asnega ohlajanja kompozita so se delci daljšasa zadrževali v talini, kar je omogočilo njihovo gravitacijsko posedanje, saj imajo nekoliko večjo gostoto kot talina. Tudi delno zlomljeni dendriti primarne faze α_{Al} so se daljšasa zadrževali v talini, kar je omogočilo njihovo rast. Rozete primarne faze α_{Al} so velikostnega razreda 60 μm . Zaradi po-asnega ohlajevanja se je preostala talina strjevala v normalni evtektiki. Mikrostruktura osnove je bila tako grobo izoblikovana. Delci SiC so se vgrajevali v meddendritne prostore evtektika. Pri nadaljnjih raziskavah smo opustili raziskovanje vzorcev kompozita, ki bi ga po-asi ohlajali s temperature dvofaznega področja do sobne.

Na **sliki 5a** podajamo mikrostrukturo kompozita, ki smo ga izotermno mešali 10 minut in nato gasili v vodi. Zaradi kratkega časa mešanja ni prišlo do enakomerne porazdelitve delcev SiC v dupleks mikrostrukturo osnove, zato ne moremo govoriti o uspešni disperziji utrjevalnih delcev. Na prečnem prerezu vzorca smo opazili, da je približno 80% površine osnove brez utrjevalnih delcev. Delci SiC so se vgrajevali v meddendritne prostore evtektika in posredno vplivali tudi na obliko primarnih zmesnih kristalov α_{Al} . Tako so se globuliti α_{Al} na stičnih mestih z delci SiC nekoliko deformirali in so imeli popačeno elipsasto obliko. Globuliti primarne faze α_{Al} so dvakrat manjši od delcev SiC in od globulitov vzorca, ki smo ga po-asi ohlajali do sobne temperature in so bili velikostnega razreda 15 μm . Raziskave so tudi pokazale,

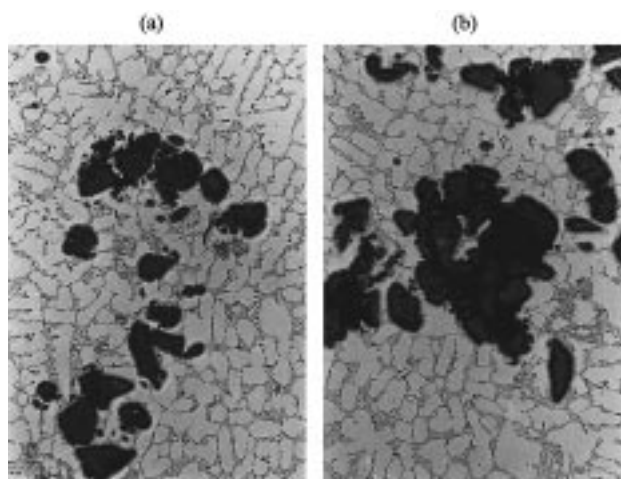


Slika 4: Mikrostruktura kompozita AlSi7-10 prost.% 50 μm SiC: izotermno mešanje pri temperaturi 615°C: $t_{\text{meš}} = 10$ min, $v_{\text{meš}} = 600$ vrtljajev na minuto, hlajenje: po-asi do sobne temp., povečava 250-krat
Figure 4: Microstructure of the composite AlSi7-10 vol.% 50 μm SiC at $T = 615^\circ\text{C}$, isothermally sheared for 10 min, $v_{\text{stir}} = 600$ rpm, slow cooled, magnification 250x

da je prostorninski delež delcev SiC 10% premajhen, da bi dobili dovolj dobro stopnjo enakomerne porazdelitve delcev SiC. Prav tako pa so delci SiC preveliki, da bi se med mešanjem enakomerno porazdelili v talini med globulite α_{Al} . Na mejnih površinah med talino AlSi7 in delci SiC so nastali aluminijski oksidi. **Slika 6** prikazuje porazdelitev elementov na mejni površini, ki smo jih identificirali z elektronskim mikroskopom in analizatorjem EDS.

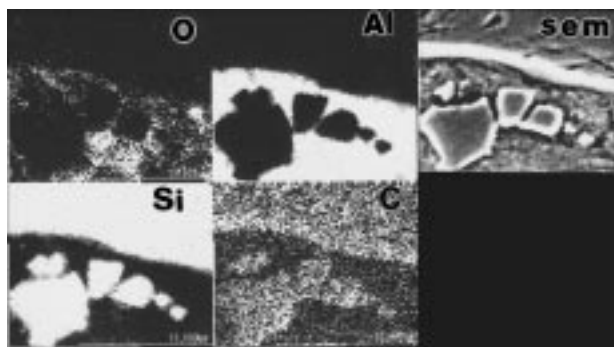
Mikrostruktura kompozita, ki smo ga izotermno mešali 20 minut in nato gasili v vodi, je prikazana na **sliki 5b**. Na pre-nem prerezu vzorca ni enakomerne porazdelitve delcev SiC po površini, tako da ne moremo govoriti o homogeni mikrostrukturi. To je posledica prevelikih delcev SiC in njihovega premajhnega prostorninskega deleža. Ker so bili delci SiC relativno veliki je med mešanjem prišlo tudi do njihovega drobljenja, kar je verjetna posledica predhodnih (inicialnih) razpok na površini delcev, toplotnih obremenitev in abrazije pri mešanju. To prikazuje **slika 5b**, kjer v skupini delcev SiC opazimo veliko število drobnih delcev. V neposredni bližini so vidni globuliti α_{Al} nepravilnih oblik. Da bi dobili boljše stopnjo enakomerne porazdelitve delcev SiC v osnovi, smo za nadaljnje raziskave uporabili manjše delce SiC. Ti se med izdelavnim procesom niso drobili ter aglomerirali in tako neugodno vplivali na obliko primarnih zmesnih kristalov, kakor tudi na samo porazdelitev v dupleks mikrostrukturi osnove.

Mikrostruktura kompozita, ki smo ga mešali 30 minut, je podobna tisti, kjer smo kompozit mešali 20 minut. Zaradi premajhnega deleža delcev SiC ne moremo govoriti o enakomerni porazdelitvi utrjevalnih elementov. Daljše mešanje je povzročilo še povečano drobljenje in aglomeracijo delcev SiC. Za to pa je tudi proces Ostwaldovega zorenja delcev primarne faze α_{Al} , kar je



Slika 5: Mikrostruktura kompozita AlSi7-10 prost.% 50 μm SiC, $v_{\text{meš}} = 600$ vrtljajev na minuto, izotermno mešanje pri 615°C , $f_s = 12\%$: (a) $t_{\text{meš}} = 10$ min, (b) $t_{\text{meš}} = 20$ min; gašenje v vodi; povečava 250-krat

Figure 5: Microstructure of the composite AlSi7-10 vol.% 50 μm SiC at $T = 615^\circ\text{C}$, $f_s = 12\%$, $v_{\text{stir}} = 600$ rpm, isothermally sheared for: (a) 10 min, (b) 20 min; water quenched; magnification 250x



Slika 6: Porazdelitev elementov na mejni površini med delcem SiC in osnovo AlSi7

Figure 6: Distribution of elements on interfaces between the particles of SiC and AlSi7 matrix

vplivalo na mikrostrukturo osnove. Tako smo na nekaterih mestih opazili do dvakrat večje globulite (velikostni razred 30 μm) od tistih v vzorcu, ki smo ga mešali 20 minut. Proces Ostwaldovega zorenja je namreč (še posebej teko preprečiti v primerih, ko je delež utrjevalnih elementov majhen, saj to pomeni premalo ovir za zaustavitev procesa zorenja.

3.1.2 Kompoziti, utrjeni z 20 prost.% 50 μm SiC

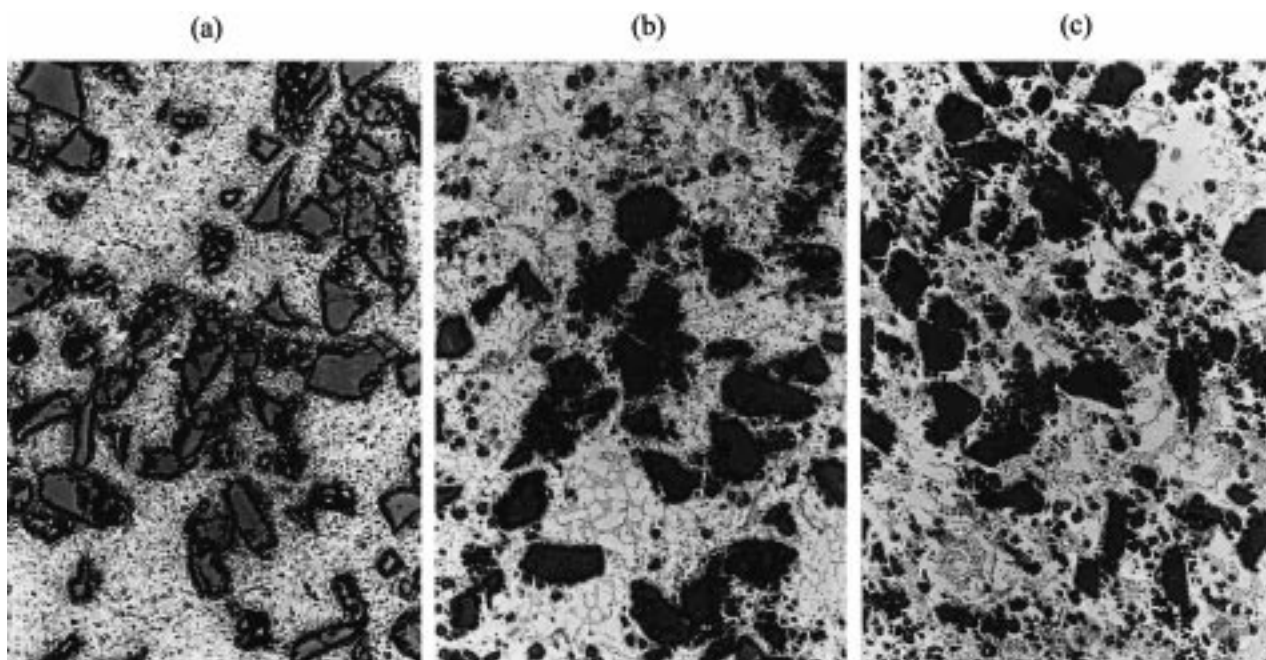
Pri izdelavi kompozitov z 20 prost.% SiC je v večini primerov prišlo do boljše stopnje porazdelitve elementov utrjevanja, saj je bilo v osnovi več delcev SiC.

Mikrostrukturo kompozita, ki smo ga mešali 10 minut po tem, ko smo dodali delce SiC, prikazuje **slika 7a**. Vzorec smo gasili v vodi. Delci so se dokaj enakomerno porazdelili po osnovi in so se vgrajevali v meddendritne prostore eutektika. Globuliti primarne faze α_{Al} so bili velikostnega razreda 15 μm . Ker smo v tem primeru imeli večje delež SiC delcev, so se ti drobili, zato v mikrostrukturi opazimo veliko število majhnih delcev SiC. Posamezni imajo tudi poškodovano površino.

Pre-ni prerez vzorca kompozita, ki smo ga mešali 20 minut, prikazuje **slika 7b**. Zaradi daljšega časa mešanja so se delci SiC še dodatno drobili in aglomerirali, kar je zmanjšalo stopnjo enakomerne porazdelitve. Globuliti primarne faze α_{Al} so imeli enako velikost kot globuliti vzorca, ki smo ga mešali 10 minut.

Podobno mikrostrukturo ima tudi kompozit, ki smo ga mešali 30 minut. Tu in tam so vidni začetki procesa Ostwaldovega zorenja delcev primarne faze α_{Al} . Tako so ti globuliti do dvakrat večji kot pri drugih dveh vzorcih, kar pa seveda vpliva tudi na njihovo stopnjo enakomerne porazdelitve delcev (**slika 7c**).

Da bi dobili homogeno mikrostrukturo kompozita, smo pri nadaljnjih izdelavah utrjevali kompozite z 20% prostorninskim deležem delcev SiC. S tem deležem smo zagotovili zadostno količino delcev, ki so se enakomerneje porazdelili po kovinski osnovi.



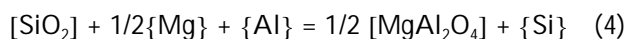
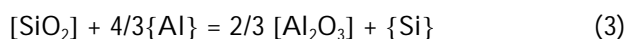
Slika 7: Mikrostruktura kompozita AlSi7-20 prost.% 50 μm SiC, $v_{\text{me}} = 600$ vrtljajev na minuto, gaenje v vodi s 615°C , f_s P 12%, izotermno meanje: (a) $t_{\text{me}} = 10$ min, (b) $t_{\text{me}} = 20$ min, (c) $t_{\text{me}} = 30$ min; pove-ava 250-krat

Figure 7: Microstructure of the composite AlSi7-20 vol.% 50 μm SiC at $T = 615^\circ\text{C}$, f_s P 12%, $v_{\text{stir}} = 600$ rpm, water quenched, isothermally sheared for: (a) 10 min, (b) 20 min, (c) 30 min; magnification 250x

3.2 Mikrostruktura aluminijevih kompozitov, utrjenih z 20 prost.% 10 μm SiC

Pri nadaljnjih raziskavah smo eleli ugotoviti vpliv materiala osnove in temperature dvofaznega podro-ja na mikrostrukturo kompozita. Pri ugotavljanju tega vpliva smo izbrali materiale, ki so se razlikovali le pri enem ali dveh legirnih elementih. eleli smo ugotoviti vpliv magnezija kot elementa, ki naj bi izboljšal omo-ljivost med delci SiC in talino, ter stroncija, s katerim modificiramo aluminijeve zlitine, ki imajo ve-ji dele' silicija, da dobimo drobno evtekti-no mikrostrukturo. Pri raziskavi mikrostrukture kompozitov v prvem delu smo namre-ugotovili, da pri strjevanju potiskajo rasto-i globuliti α_{Al} pred seboj delce SiC, ki se nakopi-ijo v meddendritnih prostorih evtektika.

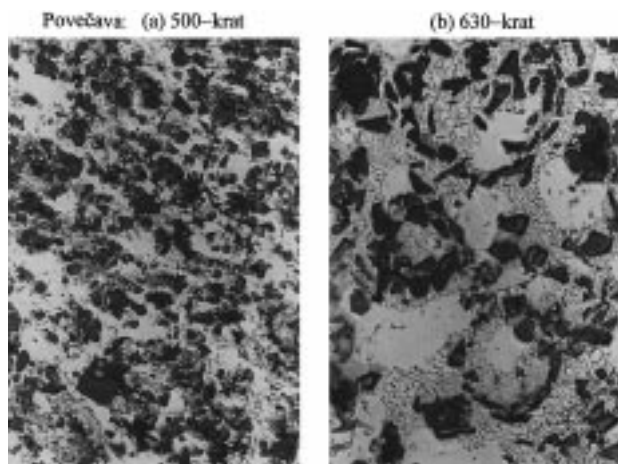
Pri izdelavi kompozitov, katerih osnova je vsebovala majhen dele' magnezija, so nastali tevilni reakcijski produkti na mejni povr{ini med talino in SiC delci. Prevladovala so verjetno naslednje reakcije⁴:



3.2.1 Kompoziti AlSi7, utrjeni z 20 prost.% 10 μm SiC

Mikrostrukturo kompozita, gaenega s temperature 615°C , prikazuje **slika 8a**. Da bi ugotovili, kam se bodo vgradili delci SiC, smo vzorec gasili v vodi. Z mikropo-snetka je razvidno, da so se delci namestili v medden-dritne prostore evtektika. V talini ni bilo magnezija, zato smo na mejnih povr{inah na{li aluminijeve okside, kot pri kompozitih, obravnavanih v prvem delu -lanka. Ker so imeli delci SiC dovolj debelo oksidno plast, je bilo omo-enje med talino in njihovo povr{ino dobro. Na mej-nih povr{inah nismo opazili poroznosti. Kot so pokazali rezultati raziskav mikrostrukture, se delci niso posedali na dno, ampak so se zelo enakomerno razporedili po os-novi. Zaradi majhne velikosti delcev SiC se globuliti pri-marne faze α_{Al} niso deformirali v tak{ni meri kot pri kompozitih, ki so bili utrjeni z delci velikostnega razreda 50 μm .

Ko smo kompozit nato med meanjem kontinuirno ohlajali s hitrostjo $2^\circ\text{C}/\text{min}$ do 605°C in ga s hitrostjo 600 vrtljajev na minuto izotermno me{ali {e 20 minut, smo dobili mikrostrukturo, ki jo prikazuje **slika 8b**. Zaradi dalj{ega -asa meanja in ni'je temperature dvo-faznega podro-ja so potekali v mikrostrukturi osnove procesi, zna-ilni za tiksotropne materiale. Zaradi ve-jega dele' a trdne faze nismo mogli prepre-iti sferoidizacijo dendritov in nastanek grobo izoblikovane mikrostruk-ture. Izmerili smo, da je velikost primarnih zmesnih kris-talov α_{Al} do trikrat ve-ja kot pri vzorcu, ki smo ga od-vzeli pri 615°C . Globuliti so tako velikostnega razreda



Slika 8: Mikrostruktura kompozita AISi7-20 prost.% 10 μm SiC, $v_{\text{meč}} = 600$ vrtljajev na minuto, $t_{\text{meč}} = 20$ min, gaženje v vodi s temperature: (a) 615°C, f_s P 12%, (b) 605°C, f_s P 30%

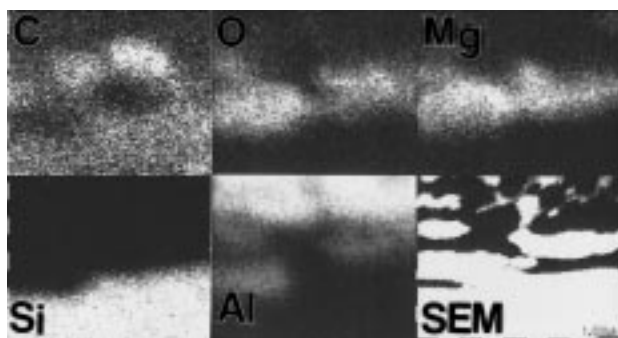
Figure 8: Microstructure of the composite AISi7-20 vol.% 10 μm SiC, $v_{\text{stir}} = 600$ rpm, isothermally sheared for 20 min, water quenched from: (a) 615°C, f_s P 12%; (b) 605°C, f_s P 30%

40 μm . Pojav Ostwaldovega zorenja delcev primarne faze α_{Al} narač-a z narač-ajo-im dele'em trdne faze kot posledica ve-je interakcije delcev primarne faze α_{Al} in ga ne moremo v celoti prepre-iti. Delci SiC so sicer ovira za ta proces, ker pa le-ti niso popolnoma zapolnili meddendritnega prostora, je v nekaterih obmo-jih proces neovirano napredoval. V dupleksni mikrostrukturi osnove so bila mesta, ki niso vsebovala delcev SiC.

Dele' aglomeriranih delcev SiC je bil zelo nizek.

3.2.2 Kompoziti AISi7Mg, utrjeni z 20 prost.% 10 μm SiC

Osnovo AISi7Mg smo uporabili, ker ima magnezij visoko afiniteto do kisika, aluminija ter silicija in ker smo pri-akovali dobro omo-ljivost z delci SiC. Plast SiO₂ na zunanji povr{ini delcev SiC je kemijsko reagirala z magnezijem iz taline (glej kemijske reakcije 4-7) in na mejni povr{ini z njo, poleg aluminijevih so nastali tudi magnezijevi oksidi. **Slika 9** prikazuje porazdelitev elementov na mejni povr{ini med talino in SiC delci. Ker smo imeli v osnovi manj kot 1,1 mas.% Mg, so nastali



Slika 9: Porazdelitev elementov na mejni povr{ini med delcem SiC in osnovno AISi7Mg

Figure 9: Distribution of elements on interfaces between the particle of SiC and AISi7Mg matrix

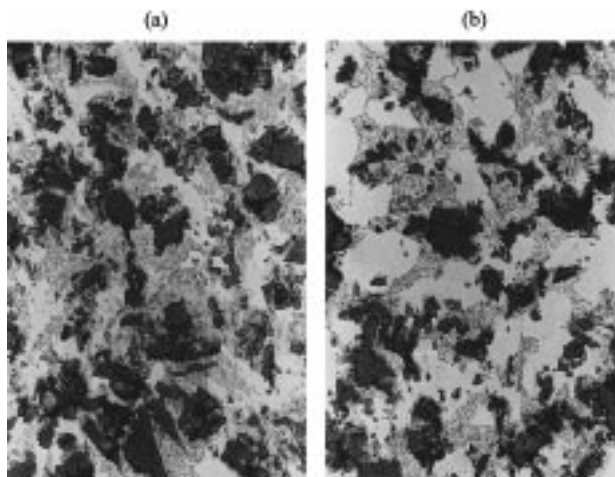
MgAl₂O₄ oksidi, skladno z ugotovitvami Lloyda in njegovih sodelavcev⁴, ki so te vrste oksidov identificirali z elektronsko difrakcijo.

Mikrostrukturo kompozita, ki smo ga odvzeli pri 615°C, prikazuje **slika 10a**. Tudi tukaj so se delci SiC vgrajevali v meddendritne prostore evtektika in se porazdelili dokaj enakomerno po osnovi. Mikrostruktura je podobna kompozitni z osnovo AISi7. Razlika obstaja le v reakcijskih produktih na mejnih povr{inah.

Kompozit, ki smo ga mečali pri 605°C, ima grobo izoblikovano mikrostrukturo. Nekateri globuliti primarne faze α_{Al} so za-eli rasti, drugi pa so se raztapljali, s tem pa se je zmanjčala skupna energija sistema. Ker pa so rasto-i globuliti pred seboj potiskali delce SiC, so se ti za-eli na nekaterih mestih aglomerirati. Taki delci so zato deformirali nekatere globulite, ki so nepravilnih oblik. To prikazuje **slika 10b**. V mikrostrukturi je prisotnih veliko aglomeriranih delcev SiC, kar zmanjčuje stopnjo njihove enakomerne porazdelitve.

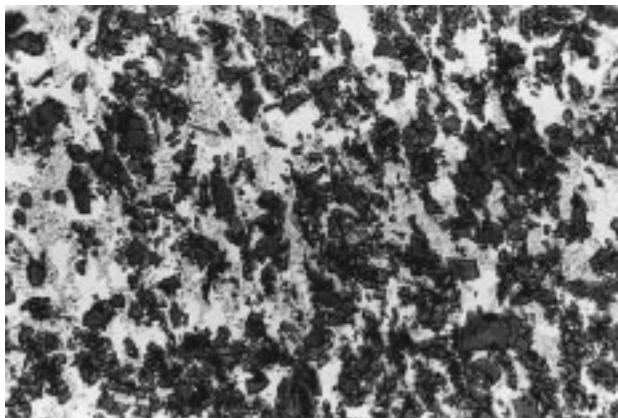
3.2.3 Kompoziti AISi7MgSr, utrjeni z 20 prost.% 10 μm SiC

Pri teh kompozitih smo raziskali vpliv stroncija na porazdelitev delcev SiC v meddendritnih prostorih evtektika. Mikrostrukturne raziskave so pokazale, da so se delci SiC vgrajevali podobno kot pri osnovah brez stroncija, le da je tu evtekti-na mikrostruktura bolj drobnozrnata. Zato je razporeditev delcev SiC v meddendritnih prostorih evtektika nekoliko enakomernejša. Na mejnih povr{inah so nastali reakcijski produkti kot pri kompozitu AISi7Mg-20 prost.% 10 μm SiC. Mikrostruktura osnove je tudi pri ni'ji temperaturi 605°C drobnozrnata (**slika 11**). Proces zorenja delcev primarne faze α_{Al} v tej osnovi niso tako napredovali kot pri drugih dveh osnovah.



Slika 10: Mikrostruktura kompozita AISi7Mg-20 prost.% 10 μm SiC, $v_{\text{meč}} = 600$ vrtljajev na minuto, $t_{\text{meč}} = 20$ min, gaženje v vodi s temperature: (a) 615°C, f_s P 12%; (b) 605°C, f_s P 30%; pove-ava 630-krat

Figure 10: Microstructure of the composite AISi7Mg-20 vol.% 10 μm SiC, $v_{\text{stir}} = 600$ rpm, isothermally sheared for 20 min, water quenched from: (a) 615°C, f_s P 12%; (b) 605°C, f_s P 30%; magnification 630x



Slika 11: Mikrostruktura kompozita AISi7MgSr-20 prost.% 10 μm SiC, $v_{\text{me}\{\} = 600$ vrtljajev na minuto, $t_{\text{me}\{\} = 20$ min, ga\{enje v vodi s temperature 605°C, $f_s \text{ P } 30\%$; pove-ava 500-krat

Figure 11: Microstructure of the composite AISi7MgSr-20 vol.% 10 μm SiC, $v_{\text{stir}} = 600$ rpm, isothermally sheared for 20 min, water quenched from 605°C, $f_s \text{ P } 30\%$; magnification 500x

4 SKLEPI

Raziskave mikrostrukture kompozitov AISi7-SiC, izdelanih po postopku tiksotropnega ulivanja, so pokazale, da je enakomerna porazdelitev SiC delcev v osnovi mo-no odvisna od velikosti in oblike delcev, prostorninskega dele'a delcev, -asa me\{anja in hitrosti ohlajevanja s temperature dvofaznega podro-ja.

Delci SiC morajo biti -im manj\{i ($\leq 10 \mu\text{m}$), -e 'eli-mo dobiti zadovoljivo stopnjo njihove porazdelitve po osnovi.

Za utrjevanje aluminijevih osnov pri hitrosti me\{anja 600 vrtljajev na minuto je potreben prostorninski dele' SiC delcev najmanj 20%. S tem dele'em zagotovimo zadostno koli-ino delcev, ki se bodo lahko enakomerno vgradili v skelet osnove.

Pomemben pa je tudi -as me\{anja pri dolo-eni temperaturi. Ugotovili smo, da z izotermnim me\{anjem 20 minut dobimo dokaj homogeno in enakomerno porazdelitev delcev SiC v osnovi. Z dalj\{im -asom me\{anja za-ne potekati proces Ostwaldovega zorenja delcev primarne faze α_{Al} , kar pove-a velikost globulitov. ^e pa so

v osnovi prisotni \{e preveliki delci SiC, se za-nejo ti zaradi predolgega -asa me\{anja drobiti in skepljati, kar pa tudi neugodno vpliva na njihovo homogeno porazdelitev.

Za doseg drobnе mikrostrukture je pomembna tudi hitrost ohlajevanja s temperature dvofaznega podro-ja do sobne. Z veliko hitrostjo ohranimo med me\{anjem nastalo porazdelitev delcev SiC v osnovi, hkrati pa dobimo tudi drobno mikrostrukturo osnove, saj procesi rasti zlomljenih dendritov primarne faze α_{Al} ne morejo pote-i.

Rezultati raziskav vpliva materiala osnove in temperature dvofaznega podro-ja na mikrostrukturo kompozita in porazdelitev delcev SiC so naslednji:

1) Pri osnovi AISi7Mg smo opazili izboljšano vgradnjo delcev SiC v talino. Delci SiC so se dobro omo-ili in enakomerno porazdelili v poltestasto stanje taline. Na sti-nih povr\{inah med osnovo in delci SiC so nastali aluminijevi in magnezijevi oksidi. Ko pa smo za osnovo uporabili zlitino AISi7MgSr, smo dobili zelo drobno mikrostrukturo tudi pri ni'ji temperaturi dvofaznega podro-ja.

2) Enakomerna porazdelitev delcev SiC je mo-no odvisna od temperature v dvofaznem podro-ju. Pri ve-jem dele'u trdne faze (tj. ni'ji temperaturi) ob-utno nara\{-a vpliv Ostwaldovega zorenja primarne faze. Osnova je grobozrnata, kar vpliva tudi na razporeditev delcev SiC v meddendritnih prostorih evtektika. Rasto-i globuliti α_{Al} potiskajo pred seboj delce SiC, ki se zato skepljajo in s tem zmanj\{ujejo stopnjo enakomerne disperzije po osnovi.

5 LITERATURA

- ¹ Flemings Merton C.: Behavior of Metal Alloys in the Semisolid State; *Metallurgical Transactions B*, 22B (1991) june
- ² Iseki T., Kameda T. and Maruyama T., *J. Mater. Sci.*, 19 (1984) 1692-1698
- ³ Rudolf R., Kri'man A.: Vpliv procesnih parametrov pri postopku thixocasting na mikrostrukturo zlitine AISi7, *Kovine Zlitine Tehnologije*, 31 (1997) 1-2, 29-33
- ⁴ D. J. Lloyd, H. P. Laga\{e and A. D. McLeod: Controlled Interphases in Composite Materials, *Proc. 3rd Int. Conf. on Composite Interfaces (ICC-III)*, Cleveland, OH, May 21-24, 1990, Hatsou Ishida, ed., Elsevier Science Publishing Company, Inc., 1990, 359-76