www.nm.shahrood.ac.ir
نانومواد: ۵٤:۱۵ (۱٤۰۲) ۱۱۱-۱۰۵

مقاله پژوهشی

تأثیر نوع ریخته‌گری بر ریزساختار نانوکامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی

محسن استادشعبانی*، محمدرضا رحیمی‌پور، منصور رضوی و محمد ذاکری

پژوهشگاه مواد و انرژی، کرج، ایران

تاریخ ثبت اولیه: ۱٤۰۱/۱۱/۱۹، تاریخ دریافت نسخه اصلاح شده: ۱٤۰۲/۰۲/۳۰، تاریخ پذیرش قطعی: ۱٤۰۲/۰۳/۰۲

چکیده

در این پژوهش، از آلیاژ تجاری و پرکاربرد A356 با ۷ درصد سیلیسیم و ۰/۳ درصد منیزیم به عنوان زمینه فلزی نانوکامپوزیت استفاده شد، همچنین نانوذرات SiC با اندازه ۱۰۰ nm و دو درصد وزنی به منظور فاز دوم استفاده شده است. در این تحقیق تأثیر نیروی برشی اعمالی بر ریزساختار نانوکامپوزیت‌های ساخته شده به روش‌های ریختگی سنتی، کوبشی و کامپوکست مورد بررسی قرار گرفته است. در ابتدای این پژوهش تأثیر نانوذرات بر مورفولوژی بازوهای دندریتی ریختگی نیمه‌جامد که در اینجا کاملا کروی شده‌اند مورد بررسی قرار گرفته و تأثیر آن بر مکانیزم‌های کوچکتر شدن دندریت‌ها توضیح داده شده است. در ادامه تأثیر نوع ریختگی در درصد حجمی فاز یوتکتیک در این نوع نانوکامپوزیت‌ها که هدف اصلی این تحقیق بوده بطور مفصل مورد بحث قرار گرفته است، نتایج نشان می‌دهد که در حالت ریخته‌گری کوبشی فاز یوتکتیک در حدود دو برابر ریختگی در حالت سنتی می‌باشد. همچنین در ریختگی در حالت نیمه‌جامد درصد فاز یوتکتیک نسبت به ریختگی در حالت سنتی بیشتر و از ریختگی در حالت کوبشی کمتر می‌باشد که دلایل آن بطور کامل در این پژوهش بحث شده است. همچنین شرایط برای بررسی در حالت تعادلی و غیرتعادلی در این نوع کامپوزیت مقایسه شده است. در نهایت درصد تخلخل در شرایط مختلف ریختگی محاسبه شده و دلایل افزایش درصد تخلخل در موارد ریخته‌گری سنتی و کوبشی نسبت به ریخته‌گری در حالت نیمه‌جامد توضیح داده شده است.

***واژه‌های کلیدی:* نانوکامپوزیت، کامپوکستینگ، گلوبولار، دندریت، SiC.**

۱- مقدمه

علی‌رغم اینکه در قرن اخیر تحقیقات وسیعی در مورد تکامل کامپوزیت‌های زمینه فلزی ذره‌ای انجام شده است ولی هنوز استفاده از این مواد در صنایع مختلف بسیار محدود می‌باشد [۱،۲]. از جمله دلایل این محدودیت‌ها می‌توان به عدم تکامل تکنولوژی‌های تولید، گران بودن اغلب روش‌های تولید، گران بودن برخی مواد اولیه اشاره کرد [۷-۲]. همچنین

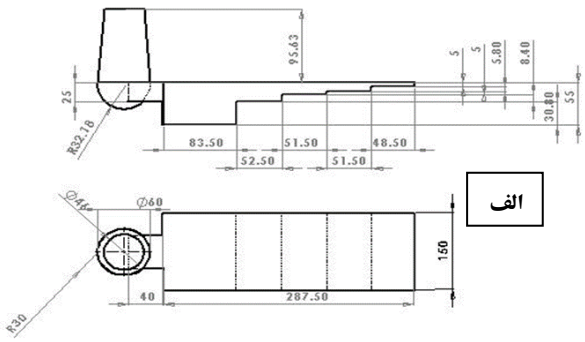
* **عهده‌دار مکاتبات:** محسن استادشعبانی
نشانی: پژوهشگاه مواد و انرژی، کرج، ایران
تلفن: ۳۴۳۵۰۲۴۰-۰۲۶، **دورنگار:** ۳۴۳۵۰۲۴۰-۰۲۶، **پست الکترونیکی:** m-ostadshabany@merc.ac.ir

تکنولوژی طراحی قطعات کامپوزیتی به نحوی که کمترین مقدار ماشینکاری را داشته باشد نیز فاکتور مهمی به شمار می‌رود [۱۱-۸]. بخش زیادی از مطالعات تحقیقاتی که در سال‌های اخیر بر روی کامپوزیت‌های زمینه فلزی صورت گرفته، در زمینه توسعه کامپوزیت‌های زمینه آلومینیمی بوده است [۱۶-۱۲]. در این بین کامپوزیت‌های Al-SiC به دلیل خواص مطلوبی نظیر استحکام و سختی مناسب و حفظ این خواص در دماهای بالا، در صنایع خاصی نظیر صنایع نظامی، هوافضا و خودرو مورد توجه ویژه قرار گرفته‌اند. حتی مشاهده شده است که این کامپوزیت‌ها از مقاومت به سایش بسیار خوبی نیز برخوردار می‌باشند [۲۰-۱۷]. این خواص به عوامل متعددی نظیر روش تولید، فاز ماتریکس و نوع فاز دوم بستگی دارد. در این بین روش تولید بسیار مهم بوده چون توزیع فاز سرامیکی در ماتریکس را تحت تأثیر قرار می‌دهد [۴،۲۱]. فرآیند نیمه‌جامد، تزریق فلز در حالت نیمه‌جامد به داخل یک قالب است. اگر چه تاریخچه فرآیند نیمه‌جامد به چهل سال پیش برمی‌گردد ولی این روش تا اوسط دهه نود نتوانست جنبه اقتصادی برای تولید انبوه پیدا کند زمانی‌که محققان دریافتند انجماد ناتمام فلز در زیر فشار می‌تواند کامل شود [۱۰،۲۲،۲۳]. با درک رفتار فلز نیمه‌جامد، چندین فرآیند جدید شکل دادن توسعه یافت که پایه اصلی آن‌ها مبنی بر فورج، ریخته‌گری تحت فشار، نورد، اکستروژن با ترکیبی از این فرآیندها بود [۲۴،۲۵]. روش‌های ریخته‌گری نیمه‌جامد پیشرفت‌های زیادی داشته‌اند که در هر یک از آن‌ها به منظور تهیه ساختار نیمه‌جامد غیردندریتی می‌بایستی فرآیند خاصی انجام پذیرد [۲۸-۲۶]. روش همزدن مغناطیسی توسط آلوماکس به منظور غلبه بر مشکلات ناشی از حضور همزن مکانیکی در دوغاب ابداع شد این روش امروزه به عنوان پرکاربردترین و سودمندترین روش مصرفی در فرآیندهای نیمه‌جامد مطرح است. اساس کار این روش به مانند چرخش مذاب در کوره‌های القایی می‌باشد [۸،۲۶،۲۹،۳۰]. در این روش، نیروی برشی بوسیله میدان‌های دورانی الکترومغناطیسی در درون یک قالب ریخته‌گری ایجاد شده و مخلوط نیمه‌جامد با ساختار غیردندریتی تولید می‌شود. قبل از این مرحله مخلوط نیمه‌جامد فیلتر و گاززدائی شده که در نتیجه از ورود آخال به درون مذاب جلوگیری می‌شود [۳۴-۳۱]. در روش ساخت به صورت کامپوکست، آلیاژ در حالت نیمه‌جامد می‌باشد به این شکل که آلیاژ را در دمایی کمتر از خط لیکویدوس به شدت به هم زده می‌شود [۳۷-۳۴،۳۰]. در نتیجه مذابی دوغابی شکل حاصل می‌شود که در آن فاز جامد دارای شکل غیردندریتی یا گلوبولار است و شکل دادن آن توسط ریختگری و ترجیحا با اعمال فشار جهت سیلان مذا ب ویسکوز امکان‌پذیر است [۱۷]. در پژوهش‌های گذشته تأثیر شرایط مختلف کامپوزیت‌سازی بر روی خواص مکانیکی و سایشی بحث شده است اما تأثیر آن بر روی فاصله بین دندریتی و فاز یوتکتیک انجام نشده است در این پژوهش از آلیاژ تجاری A356 با ۷ درصد سیلیسیم به عنوان ماتریکس فلزی کامپوزیت استفاده خواهد شد همچنین ذرات SiC با اندازه ۱۰۰ nm و دو درصد وزنی به منظور فاز دوم استفاده شده است. در این پژوهش تأثیر نیروی برشی اعمالی بر ریزساختار نانوکامپوزیت‌های ساخته شده به روش‌های ریختگی سنتی، کوبشی و کامپوکست مورد بررسی قرار خواهد گرفت. در ابتدای این پژوهش تأثیر نانوذرات بر مورفولوژی بازوهای دندریتی ریختگی نیمه‌جامد مورد بررسی قرار خواهد گرفت و تأثیر آن بر مکانیزم‌های کوچکتر شدن دندریت‌ها توضیح داده خواهد شد. در ادامه تأثیر نوع ریختگی در درصد حجمی فاز یوتکتیک مورد بحث قرار گرفته و دلایل آن بطور کامل بحث خواهد شد. همچنین شرایط برای بررسی در حالت تعادلی و غیرتعادلی در این نوع کامپوزیت مقایسه خواهد شد. در نهایت درصد تخلخل در شرایط مختلف ریختگی محاسبه شده و دلایل افزایش درصد تخلخل در موارد ریخته‌گری سنتی و کوبشی نسبت به ریخته‌گری در حالت نیمه‌جامد توضیح داده خواهد شد.

۲- فعالیت‌های تجربی

از آلیاژ تجاری A356 با ۷ درصد سیلیسیم و ۰/۳ درصد منیزیم به عنوان ماتریکس فلزی کامپوزیت استفاده شد. همچنین ذرات SiC با اندازه ۱۰۰ nm و دو درصد وزنی به منظور فاز دوم و با توجه به تجربیات گذشته نویسندگان استفاده شد [۸،۳۸]. طبق محاسبات انجام گرفته در هر ذوب‌ریزی در روش سنتی حدود ۵ و در روش نیمه‌جامد حدود یک کیلوگرم ذوب مورد نیاز بود. ذوب آلیاژ در یک کوره مقاومتی و در یک محفظه گرافیتی انجام گرفت و دمای بارریزی با توجه به نوع ریختگی متفاوت در نظر گرفته شد. بعد از گاززدایی با فلاکس و سرباره‌گیری مذاب، ذرات فاز دوم در دمای مورد نظر به مذاب اضافه شده و مخلوط سپس هم‌زده و در قالب ماسه‌ای ریخته شد. در پایان مدل از قالب بیرون آورده و پله‌ها از یکدیگر جدا شده و مرکز هر قسمت مورد بررسی قرار گرفت. شکل ۱ الف مدل ریخته‌گری سنتی در ماسه را نشان می‌دهد.

در روش نیمه‌جامد پس از سرباره‌گیری ذرات به صورت قرص به داخل مذاب انداخته شده و مخلوط شدند. در ادامه مذاب از بوته به داخل قالب استوانه‌ای از جنس فولاد زنگ‌نزن در وسط دستگاه همزن الکترومغناطیسی ریخته شد و در انتها مخلوط نیمه‌جامد به داخل قالب مستطیلی کوچک از جنس فولاد زنگ‌نزن منتقل و با وزنه ۵۰ کیلوگرمی پرس شد (شکل ۱ ب) و در نهایت نمونه‌ها به منظور بررسی ریزساختار برش، مانت و اچ شدند.



الف

(ادامه)

ب

شکل ۱: مدل مورد آزمایش الف: در ماسه ب: کوبشی و نیمه‌جامد.

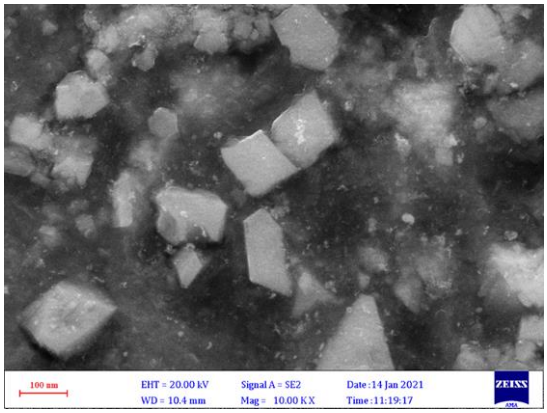
۳- نتایج و بحث

مکانیزم‌های استحکام بخشی اصلی در نانوکامپوزیت‌ها شامل مکانیزم استحکام بخشی محلول جامد، استحکام بخشی اروان، استحکام بخشی به دلیل ریزدانه‌شدن و استحکام بخشی نابجایی می‌باشد. با فرض اتصال کامل و توزیع یکنواخت ذرات و عدم تأثیرگذاری تغییر فرم فازهای زمینه و تقویت‌کننده بر یکدیگر، ساده‌ترین راه برای پیش‌بینی رفتار تغییرفرم کامپوزیت قانون مخلوط‌ها می‌باشد. اما در اکثر مواقع استحکام و شکل‌پذیری بدست آمده از محاسبات تجربی بطور قابل توجهی کمتر از مقادیر بدست آمده از این قانون می‌باشد. دلایل متعددی برای این موضوع وجود دارد که از آن جمله می‌توان به موارد زیر اشاره کرد:

- خوشه‌ای شدن ذرات
- تأثیرگذاری رفتارهای الاستیک و پلاستیک فازهای زمینه و تقویت‌کننده بر یکدیگر
- وجود تنش عدم‌تطابق حرارتی به دلیل اختلاف در ضرایب انبساط حرارتی بین فاز زمینه و فاز تقویت‌کننده
- هر کدام از اجزاء وقتی در یک ماده چندفازی قرار می‌گیرند، رفتارهای متفاوتی از خود به نمایش می‌گذارند.
- حضور عیوب روی فاز تقویت‌کننده
- انتقال غیرموثر بار بین فازها به دلیل اتصال نسبتا ضعیف

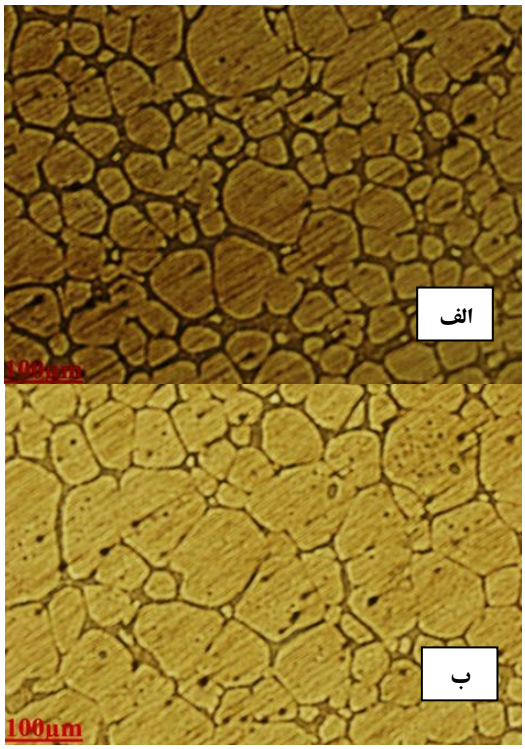
در این پژوهش، سعی شده است در مورد تأثیرات نوع ریخته‌گری بر ریزساختار که بطور مستقیم با تمامی این موارد و همچنین خواص مکانیکی آن در ارتباط است بر روی یک

نانوکامپوزیت پرکاربرد هم‌چون A356-SiC بیشتر بحث شود. شکل ۲ تصویر میکروسکوپ‌های الکترونی نشر میدانی (FESEM) از نانو ذرات تقویت‌کننده SiC با ابعاد ۱۰۰ nm در نمونه کامپوزیت شده در شرایط کامپوزیت‌سازی در حالت نیمه‌جامد در این تحقیق را نشان می‌دهد. در این تصویر ذرات SiC با اندازه ۱۰۰ nm در زمینه آلومینیومی به خوبی قابل مشاهده است.



شکل ۲: FESEM از نانوذرات SiC با ابعاد ۱۰۰ nm در نمونه کامپوزیت شده.

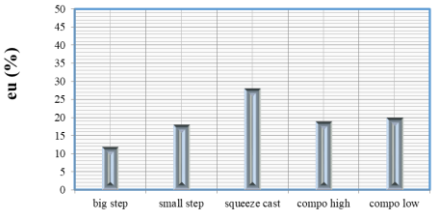
وجود مادون انجماد بالا و بوجود آمدن هسته‌های مناسب شرایط را برای تولید ذرات ریزتر و کروی‌تر مهیا می‌کند. شکل ۳ مورفولوژی αها در دو نمونه، کامپوزیت شده با نانوذرات SiC (الف) و بدون ذرات SiC (ب) را نشان می‌دهد. با توجه به تصویر می‌توان تأثیر وجود نانوذرات تقویت‌کننده را به عنوان هسته‌های اولیه انجماد به خوبی مشاهده کرد. در نمونه فاقد نانوذرات SiC به دلیل تعداد هسته‌های کمتر اولیه، دندریت‌های اولیه سریع‌تر در مذاب غنی از آلومینیوم رشد کرده و ذرات گلبولی درشت‌تری را تولید می‌کنند. به نظر می‌رسد نانوذرات تقویت‌کننده هم جهت با مادون انجماد عمل کرده و ریزساختار مطلوبی را بوجود می‌آورند. وجود هم زمان مادون انجماد و تعداد هسته‌های زیاد شرایط را برای تولید ذرات ریزتر و کروی‌تر و با تخلخل کمتر مهیا می‌کند. با پایین آمدن دما ویسکوزیته بیشتر می‌شود، در مقابل می‌توان با بوجود آوردن دندریت‌های اولیه ریزتر و گلوبولی ویسکوزیته را در پایین‌ترین مقدار خود نگه داشت تا ساخت نانوکامپوزیت با توزیع بهتر و تخلخل کمتری صورت پذیرد.



شکل ۳: توزیع ذرات α در الف) کامپوزیت و ب) آلیاژ بدون ذرات تقویت‌کننده.

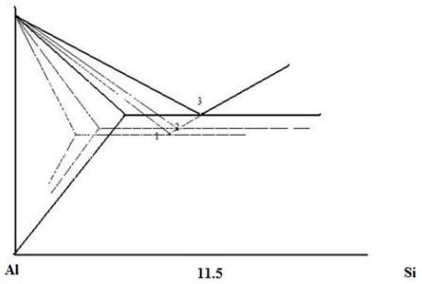
با توجه به دیاگرام فاز آلومینیوم و سیلیسیم مشخص است که آلیاژی از آلومینیوم با ترکیب ۱۱/۵ درصد سیلیسیم در هنگام انجماد کاملا به صورت فاز یوتکتیکی تشکیل می‌گردد که در این حالت لایه‌های متناوب سیلیسیم و محلول آلومینیوم جامد در ریزساختار مشاهده می‌گردد. اما این آلیاژ دارای ۷ درصد سیلیسیم و یک آلیاژ هیپویوتکتیک است به عبارت بهتر در هنگام کاهش دما و زمانی‌که مذاب به درجه حرارت یوتکتیک می‌رسد فاز یوتکتیکی در لابلای دندریت‌های جامد شده آلومینیوم شکل می‌گیرد. از آنجا که مقدار این فاز تأثیر بسیار زیادی بر خواص مکانیکی می‌گذارد و با توجه به اینکه شرایط مادون انجماد بر مقدار این فاز حاصله تأثیر مستقیم دارد لازم است ارتباط درصد حجمی فاز یوتکتیک با شرایط مادون انجماد بررسی گردد. منشا این موضوع را می‌توان با توجه به نمودار فاز Al-Si توضیح داد. سرعت سرد

شدن‌های غیر تعادلی منحنی دیاگرام فاز و نقطه یوتکتیک را تغییر می‌دهد. به طوری‌که نقطه حداکثر حلالیت عناصر آلیاژی در زمینه با سرعت‌های بالاتر از سرعت سرد شدن تعادلی به سمت چپ کشیده شده است، و نقطه یوتکتیک به نقطه‌ای با درجه حرارت پایین‌تر انتقال می‌یابد که هر دو عامل باعث افزایش میزان فاز یوتکتیک در ریزساختار می‌شود. شکل ۴ تغییرات درصد حجمی فاز یوتکتیک در شرایط مختلف ریخته‌گری را نشان می‌دهد. با حرکت از پله بزرگ به سمت پله کوچکتر (مدول کوچکتر) در ریختگی ماسه‌ای سرعت سرد شدن افزایش پیدا می‌کند و درصد حجمی فاز یوتکتیک افزایش می‌یابد. در روش ریخته‌گری کوبشی بیش‌ترین سرعت سردکردن و در نتیجه بیشترین درصد یوتکتیک حاصل می‌شود.



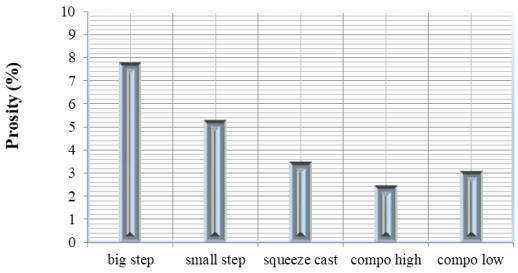
شکل ٤: تغییرات ٪ حجمی فاز یوتکتیک در شرایط مختلف ریخته‌گری.

برای توضیح بیشتر طبق شکل ۵ فرض می‌شود آلیاژی از دو عنصر Al و Si با x درصد سیلیسیم در اختیار است. اگر مذاب این آلیاژ را با مادون انجماد بسیار بالایی سرد شود، طبق (نمودار شماره ۱) در این صورت ریزساختار حاصله بطور کامل به یوتکتیک تبدیل می‌شود به عبارت بهتر در ریزساختار این نمونه تنها فاز یوتکتیکی دیده می‌شود. حالت دوم زمانی است که مذاب همان آلیاژ با سرعت سرد شدن متوسطی سرد شود (نمودار شماره ۲). همانطور که در نمودار مشخص است و طبق قانون اهرم‌ها مشاهده می‌شود که درصد فاز یوتکتیکی که حاصل می‌شود کمتر از صد درصد می‌باشد. به عبارت دیگر در این حالت ریزساختار آلیاژ حاوی مقدار کمی از شاخه‌های فاز آلومینیوم (Al) اولیه α و مقدار بیشتری از فاز یوتکتیک می‌باشد. حالت سوم زمانی است که آلیاژ مورد نظر با سرعت بسیار آهسته‌ای سرد شود (مدل شماره ۳). در این حالت همانطور که از نمودار مشخص است درصد فاز یوتکتیک به علت جابجا شدن منحنی‌های دیاگرام فاز بسیار کمتر از دو حالت قبل است. به عبارتی ریزساختار در این حالت شامل درصد کمی از فاز یوتکتیک و مقدار بالایی از فاز α می‌باشد. بنابراین می‌توان نتیجه گرفت که سرعت سرد شدن بالاتر با ترکیب مشخصی از آلیاژ درصد فاز یوتکتیک حاصله را افزایش می‌دهد. این موضوع را به راحتی می‌توان از روی تصاویر متالوگرافی گرفته شده از نمونه‌ها مشاهده نمود.



شکل ۵: تغییرات نمودار فازی آلومینیوم و سیلیسیم با سرعت انجماد.

شکل ۶ نمودار تغییرات درصد تخلخل با توجه به نوع ریخته‌گری و نیروی برشی اعمالی را نشان می‌دهد. در نمونه ریخته‌گری در ماسه به دلیل عدم وجود فشار خارجی در زمان انجماد درصد تخلخل نسبتا بالاست همچنین در این نمونه به دلیل رشد دندریتی αها و محبوس شدن هوا در بین دندریت‌ها تخلخل شدت پیدا می‌کند. در نمونه ریخته‌گری کوبشی فشار خارجی اعمالی موجب کاهش تخلخل می‌گردد. در نمونه کامپوزیت‌سازی در حالت نیمه‌جامد به دلیل اینکه ساختار از حالت دندریتی به حالت گلبولی تغییر پیدا کرده است در نتیجه حبس گاز در بین دندریت‌ها به شدت کاهش پیدا می‌کند و فشار خارجی اعمالی هم جهت با این پدیده باعث خروج راحت‌تر حباب‌های گازی می‌شود و در نتیجه کاهش تخلخل شدت بیشتری می‌یابد.



شکل ٦: تغییرات درصد تخلخل با توجه به نوع ریخته‌گری.

٤- نتیجه‌گیری

با توجه به تصاویر FESEM تأثیر وجود ذرات تقویت‌کننده به عنوان هسته‌های اولیه انجماد به خوبی مشاهده می‌شود. در نمونه فاقد ذرات SiC به دلیل تعداد هسته‌های کمتر اولیه، دندریت‌های اولیه سریع‌تر در مذاب غنی از آلومینیوم رشد کرده و ذرات گلبولی درشت‌تری را تولید می‌کنند. به نظر می‌رسد ذرات تقویت‌کننده هم جهت با مادون انجماد عمل کرده و ریزساختار مطلوبی را بوجود می‌آورند. وجود هم‌زمان مادون انجماد و تعداد هسته‌های زیاد شرایط را برای تولید ذرات ریزتر و کروی‌تر و با تخلخل کمتر مهیا می‌کند. هر چه سرعت سرد شدن بالاتر باشد درصد فاز یوتکتیک حاصله افزایش می‌یابد. این موضوع را به راحتی می‌توان از روی تصاویر متالوگرافی گرفته شده مشاهده نمود. در نمونه کامپوزیت‌سازی در حالت نیمه‌جامد به دلیل اینکه ساختار از حالت دندریتی به حالت گلبولی تغییر پیدا کرده است در نتیجه حبس گاز در بین دندریت‌ها به شدت کاهش پیدا می‌کند و فشار خارجی اعمالی هم جهت با این پدیده باعث خروج راحت‌تر حباب‌های گازی می‌شود و در نتیجه کاهش تخلخل شدت بیشتری می‌یابد.

مراجع

[1] M. Ostad Shabani, A. Baghani, M.R. Rahimipour, M. Razavi, M. Zakeri, F. Heydari, *Journal of Composite Materials*, **56**, 2021, 329.

[2] A. Abbas, S.J. Huang, B. Ballokova, K. Sulleiova, *Tribology International*, **142**, 2020.

[3] A. Mazahery, M.O. Shabani, *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, **76**, 2015, 263.

[4] M.O. Shabani, F. Heydari, *International Journal of Materials and Product Technology*, **57**, 2018, 336.

[5] Y.J.Yang, P. Hua, X.F. Li, K. Chen, W. Zhou, *Physics of Metals and Metallography*, **120**, 2019, 1126.

[6] A. Zulfia, L.T. Putriana, *Materials Research Express*, **6**, 2019.

[7] S. Arunachalam, S.J.S. Chelladurai, *Materialwissenschaft Und Werkstofftechnik*, **51**, 2020, 189.

[8] M.O. Shabani, F. Heydari, *Protection of Metals and Physical Chemistry of Surfaces*, **55**, 2019, 748.

[9] P.A. Kumar, H.C. Madhu, A. Pariyar, C.S. Perugu, S.V. Kailas, U. Garg, *Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, **769**, 2020, 361.

[10] S. Liu, Q. Yuan, Y. Gong, G. Xu, W. Qiao, *Kovove Materialy-Metallic Materials*, **58**, 2020, 49.

[11] K. Logesh, P. Hariharasakthisudhan, A.A.M. Moshi, B.S. Rajan, K. Sathickbasha, *Materials Research Express*, **7**, 2020, 111.

[12] M.O. Shabani, M.R. Rahimipour, A.A. Tofigh, P. Davami, *Neural Computing and Applications*, **26**, 2015, 899.

[13] M.O. Shabani, M. Shamsipour, A. Mazahery, Z. Pahlevani, *Transactions of the Indian Institute of Metals*, **71**, 2018, 2095.

[14] M. Shamsipour, Z. Pahlevani, M. Shabani, A. Mazahery, *Kovove Mater*, **55**, 2017, 33.

[15] M. Shamsipour, Z. Pahlevani, M.O. Shabani, A. Mazahery, *Applied Physics A*, **122**, 2016, 457.

[16] A.A. Tofigh, M.R. Rahimipour, M.O. Shabani, P. Davami, *Journal of Composite Materials*, **49**, 2015, 1653.

[17] D.Q. Jiang, R. Wang, Q. Zhang, Z.Q. Zhang, T.S. Tu, J. Wang, *Journal of Iron and Steel Research International*, **27**, 2020, 141.

[18] A. Kumar, R.C. Singh, R. Chaudhary, *Materials Today-Proceedings*, **21**, 2020, 1453.

[19] S. Gopinath, M. Prince, G.R. Raghav, *Materials Research Express*, **7**, 2020.

[20] S.E. Huang, A.E.E. Abbas, *Journal of Alloys and Compounds*, **817**, 2020, 123.

[21] M.O. Shabani, F. Heydari, A. Khorram, *Silicon*, **11**, 2019, 2539.

[22] M.R. Rahimipour, A.A. Tofigh, A. Mazahery, M.O. Shabani, *Neural Computing and Applications*, **24**, 2014, 1531.

[23] A.A. Tofigh, M.O. Shabani, *Ceramics International*, **39**, 2013, 7483.

[24] J.M. Mistry, P.P. Gohil, *Composites Part B-Engineering*, **161**, 2019, 190.

[25] S. Nanjan, G.M. Janakiram, *Advances in Materials Science and Engineering*, 2019, 2019, 1

[26] M.O. Shabani, F. Heydari, A.A. Tofigh, M.R. Rahimipour, M. Razavi, A. Mazahery, *Protection of Metals and Physical Chemistry of Surfaces*, **52**, 2016, 486.

[27] A.P. Reddy, P.V. Krishna, R.N. Rao, *Journal of Composite Materials*, **53**, 2019, 2165.

[28] F.A.R. Rozhbiany, S.R. Jalal, *Advanced Composites Letters*, **28**, 2019, 15.

[29] A. Mazahery, M.O. Shabani, *Protection of Metals and Physical Chemistry of Surfaces*, **50**, 2014, 817.

[30] M. Maurya, S. Kumar, V. Bajpai, N.K. Maurya, *Materials Testing*, **62**, 2020, 196.

[31] A. Mazahery, M.O. Shabani, A. Elrefaei, *International Journal of Damage Mechanics*, **23**, 2014, 899.

[32] M.O. Shabani, A. Mazahery, *Engineering with Computers*, **30**, 2014, 559.

[33] M.O. Shabani, A.A. Tofigh, M.R. Rahimipour, M. Razavi, A. Mazahery, *Materiali in tehnologije*, **48**, 2014, 459.
[34] A. Nirala, S. Soren, N. Kumar, V.K. Dwivedi, D.R. Kaushal, *Materials Today-Proceedings*, **21**, 2020, 1610.
[35] A. Nirala, S. Soren, N. Kumar, D.R. Kaushal, *Materials Today-Proceedings*, **21**, 2020, 1432.
[36] C.S. Vidyasagar, D.B. Karunakar, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, **30**, 2020, 288.
[37] Q. Wen, R.X. Guo, Q. Song, *International Journal of Advanced Manufacturing technology*, **106**, 2020, 5307.
[38] A. Mazahery, M. Alizadeh, M.O. Shabani, *Transactions of the Indian Institute of Metals*, **65**, 2012, 393.