تولید کامپوزیت ریختگی $A356/SiC_p$ توسط ملاط پلی استایرن-کربکسی متیل- SiC

سعید سوخته سرایی*، محمدحسین میرباقری** و پرویز دوامی***
دانشکدهٔ مهندسی معدن و متالورژی، دانشگاه صنعتی امیرکبیر
دانشکده مهندسی علم و مواد، دانشگاه صنعتی شریف

(دریافت مقاله: ۸۶/۲/۲۹- دریافت نسخه نهایی: ۸۷/۳/۶)

چکیده – در تولید کامپوزیتهای زمینه فلزی آلومینیمی تقویت شده با ذرات سرامیکی یکی از مشکلات عمده، عدم توزیع مناسب ذرات فاز تقویت کننده در زمینه کامپوزیت و ضعف ترشوندگیِ ذرات تقویت کننده به وسیله مذاب آلومینیم است .در تحقیق حاضر در یک روش ابتکاری ابتدا ملاطی شامل چهار جزءدانه‌های فوم پلی استایرن، سلولز کربوکسی متیل، پودر SiC و آب به عنوان کاتالیزور تهیه شد. سپس این ملاط به‌عنوان ماده اولیه مدل، در محفظه قالب فلزی وارد شد. در انتها پس از خشک شدن ملاط با ریختن مذاب آلیاژ آلومینیم A356 داخل قالب، فوم آغشته به ذرات SiC_p، در اثر تماس مذاب تبخیر شده وهمزمان ذرات کاربید سیلیسیم وارد مذاب می‌شوند. با انتخاب قالب فلزی و کنترل سرعت انجماد قبل از شناوری ذرات SiC_p، مذاب منجمد می‌شود. در این تحقیق از آلیاژ آلومینیم A356 با ۰/۴ درصد وزنی منیزیم به دلیل کاربرد صنعتی آن استفاده شد، و با تغییر درصد منیزیم به ۱، ۲ و ۵ درصد به همراه انجام عملیات حرارتی پودرهای کاربید سیلیسیم ،ارتعاش مکانیکی قالب در حین انجماد و کنترل انتقال گرما توسط ضخامت قالب فلزی، مشکل شناور شدن، عدم ترشوندگی و توزیع نایکنواخت ذرات تقویت کننده در فاز زمینه کامپوزیت Al/SiC_p بر طرف شده و کامپوزیتی با توزیع یکنواخت ذرات کاربید سیلیسیم و حداقل حفره‌های گازی و انقباضی حاصل شده است .

واژگان کلیدی : کامپوزیتهای زمینه فلزی، کربوکسی متیل سلولز، پلی استایرن پیش شکفته ،کاربید سیلیسیم، ترشوندگی، تخلخل، ملاط

Production of $A356/SiC_p$ Composite using EPS/SiC_p/CMC Mortar

S. Sookhtehsaraee, S.M.H Mirbagheri, and P. Davami
Department of Materials Science and Engineering, Amirkabir University of Technology
Department of Materials Science and Engineering, Sharif University of Technology

Abstract: *Many methods have been proposed to overcome the problem of poor wettability between ceramic reinforcement*

* – کارشناس ارشد ** – استادیار *** – استاد

[DOR: 20.1001.1.2251600.1387.27.2.13.9]

particles and molten aluminum for metal matrix composite (MMC) production in casting processes. In the present study, an innovative approach is proposed for fabricating cast MMC_s using mortar CMC/EPS/SiC_p. In order to study the enhancement of wettability of SiC_p particles by the matrix Al-Si-Mg alloy, a new casting method was specially designed and tests were carried out using the A356 matrix alloy, pretreated SiC_p particles, mold vibration, and 1, 2 and 5wt% magnesium (as a wetting agent). The use of pretreated SiC_p particles, 1wt% magnesium as a wetting agent, and mold vibration during MMC_s solidification were found to promote wettability of SiC_p with Al-Si-Mg matrix alloys. Finally, distribution and wetting of SiC ***were investigated. Also the porosity levels of the Al-Mg-Si/SiC_p composites thus produced were measured and the results were analyzed.***

Keywords: ***Metal Matrix Composite, Wettability, EPS/SiC_p preforms, SiC_p, porosity, Mortar.***

۱- مقدمه

نقش و تاثیر موادکامپوزیتی که در حال حاضر به عنوان مواد نو مطرح‌اند، از دیر باز وجود داشته؛ اما فعالیت اساسی و سرمایه‌گذاری برای تحقیق و توسعه کامپوزیتهای زمینه فلزی از اوایل دهه هفتاد شروع شده است [۱]. نیاز به مواد سبک با استحکام بالا باعث توجه به گروه تازه‌ای از مواد مهندسی با نام کامپوزیتهای زمینه فلزی[۱] (MMC_s) شد. در طی دو دهه اخیر کامپوزیتهای زمینه فلزی به خاطر استحکام به وزن بالا، مقاومت سایشی و خصوصیات گرمایی و الکتریکی مناسب و کاهش هزینه تولید؛ کاربرد فراوانی خصوصا در صنایع هوا فضا و خودرو سازی داشته‌اند[۲]. در بین انواع کامپوزیتهای زمینه فلزی، کامپوزیت پایه آلومینیمی به دلیل نسبت استحکام به دانسیته بالای آنها مورد تحقیق و توجه بیشتری قرار داشته‌اند[۳]. کامپوزیتهای زمینه فلزی به سه دسته کامپوزیتها با تقویت کننده ویسکری، ذره‌ای و رشته‌ای تقسیم می‌شوند، که در این میان کامپوزیتهای تقویت شده با ذرات نه تنها به خاطر خواص مهندسی بهتر بلکه به دلیل فرایند ساده تر تولید، کاربرد فراوانتری دارند[۴-۵]. روش تولید کامپوزیتهای زمینه فلزی در سه گروه عمده تولید طبقه‌بندی می‌شوند. این سه گروه شامل فرایندهای فاز جامد، فرایندهای دوفازی و فرایندهای فاز مایع است[۶-۸]. از میان روشهای تولید در حالت جامد می‌توان به روش متالورژی پودر اتصال دیفوزیونی[۲] و از میان روشهای دو فازی می‌توان به روش مخلوط جامد- مایع[۳] و فرم دهی پاششی[۴] اشاره کرد، همچنین روشهای ریخته‌گری گردابی، ریخته‌گری کوبشی[۵] و تزریق مذاب درخلاء[۶] جزء فرایندهای حالت مایع می‌باشند[۷ و ۸].در میان انواع روشهای تولید کامپوزیتهای زمینه فلزی تقویت شده با ذرات، روش ریخته‌گری به دلیل سادگی فرایند و قابلیت بالای تولید و کاهش هزینه‌های تولید از جنبه صنعتی بیشتری برخوردار است. مطابق با تحقیقات اسکیبو و همکارانش هزینه تولید کامپوزیتها در روشهای ریخته‌گری حدود یک سوم تا نصف سایر روشهای تولید است و این هزینه‌ها در حجم بالای تولید به یک دهم کاهش می‌یابد [۷]. علی‌رغم مزایای فراوان تولید کامپوزیت به روش ریخته‌گری، محدودیتهایی در استفاده از این روش وجود دارد که باید مورد توجه قرار گیرند[۹ و ۱۰]. این موارد شامل عدم توزیع یکنواخت ذرات در زمینه، ترشوندگی ضعیف، تخلخل و واکنشهای شیمیایی بین ذرات و فاز زمینه و شناور شدن ذرات در حین ریخته‌گری و انجماد است. بنابراین برای دستیابی به خواص مناسب در کامپوزیتهای زمینه فلزی تولید شده به روش ریخته‌گری، بایستی توزیع ذرات در زمینه یکنواخت شده، میزان تخلخل موجود و واکنشهای شیمیایی به وجود آمده بین ذرات و فاز زمینه به حداقل برسد و در طی ریخته‌گری زمان لازم برای شناور سازی آنها فراهم نشود. از سوی دیگر به‌دلیل عدم تر شوندگی مناسب ذرات تقویت کننده سرامیکی با فلز مذاب باید تدابیری اندیشه شود تا ترشوندگی بین ذرت و فاز زمینه بهبود یابد. برای بهبود این خاصیت ترشوندگی روشهای مختلفی وجود دارد که شامل افزایش عناصر آلیاژی به زمینه، پوشش دادن ذرات سرامیکی، عملیات حرارتی ذرات سرامیکی و در نهایت استفاده از همزن مکانیکی است [۹ و ۱۱]. در پژوهش حاضر سعی شده مشکلات مذکور توسط ابداع روشی جدید، شبیه به ریخته‌گری با مدلهای فومی فداشونده[۷] LFC یا EPC[۸] بر طرف شود.

[DOR: 20.1001.1.2251600.1387.27.2.13.9]

۲- مواد و روش تحقیق

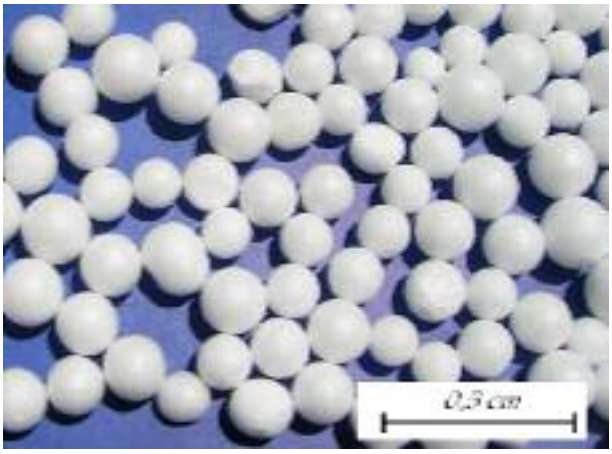
در پژوهش حاضر با الگوبرداری از فرایندهای ریخته‌گری توسط مدل های فومی فداشوده EPC (نه مشابه آن) سعی شده است فرایند جدیدی برای ریخته‌گری کامپوزیتهای $A356/SiC_p$ ارائه شود.در این روش ابتدا ذرات خام پلی استایرن، در دستگاه پیش انبساط دهنده[۹] انبساط داده می‌شوند. در این مرحله به آنها دانه‌های پلی استایرن پیش شکفته یا پف کرده می‌گویند، شکل (۱) نمایی از حالت پیش شکفته پلی استایرن را نشان می‌دهد. این دانه‌های فومی پیش شکفته مبنای اصلی فرایند ابتکاری حاضرند. به این ترتیب که پودر ذرات کاربید سیلیسیم پس از فراوریهای لازم به همراه دانه‌های فومی پیش شکفته و محلول آب و یک نوع چسب آلی به نام کربوکسی متیل سلولز[۱۰] (CMC) به نسبتهای مشخص مخلوط شده وملاط به‌دست آمده پس از قالبگیری و تبخیر کامل رطوبت به عنوان مدل فومی قالب محسوب می‌شود. نمایی از این مدل فومی با ابعاد ۳×۵×۱۵ سانتیمتر که از ملاط مذکور تهیه شده در شکل (۲) نمایش داده شده است. در مدل فومی مذکور تمامی سطوح و فضای ما بین دانه‌های فوم، توسط پودر ذرات کاربید سیلیسیم پوشیده شده است که از تبدیل رنگ سفید فومها؛ به رنگ خاکستری مشخص می‌شود. در این فرایند جدید هیچ‌گونه عملیات اتوکلاو که در روشهای معمول EPC برای ساخت مدل فومی رایج است، استفاده نشده است. بلکه توسط ملاط مذکور پس از تبخیر آب (خشک شدن) و خودگیری چسب، مدل فومی شکل هندسه محفظه قالب را به‌خود گرفته است. این مطلب تفاوت عمده روش حاضر نسبت به روشEPC رایج است. در واقع عامل اصلی اتصال دانه‌های فوم پیش‌شکفته و ذرات کاربید سیلیسیم، چسب سلولزی کربوکسی متیل بوده است. در مقاله پیش رو بر مدل فومی ساخته شده، نام *مدل فومی آغشته* (به ذرات SiC) نهاده شده است. سپس با قالبگیری مدل فومی آغشته در قالب فلزی، عملیات ریخته‌گری انجام می‌گیرد. با رسیدن مذاب به مدل فومی آغشته، پلی استایرن تبخیر و از بین رفته و مذاب در حال تماس با مدل فومی به ذرات کاربید سیلیسیم آغشته می‌شود، با پیش رفتن مذاب در قالب به طور مستمر جبهه مذاب توسط ذرات کاربید سیلیسیم آغشته شده و در نهایت با پرشدن قالب و تکمیل فرایند انجماد، قطعه‌ای کامپوزیتی تولید می‌شود.

به منظور به‌دست آوردن دانش فنی این روش به گونه‌ای که بتوان قطعات صنعتی با کمترین میزان تخلخل و توزیع یکنواخت ذرات را تولید کرد، بایستی سه فاکتور اصلی مورد توجه قرار گیرد. این فاکتورها شامل سرعت انجماد، قدرت ترشوندگی ذرات کاربید سیلیسیم توسط مذاب و سرعت شناوری و توزیع ذرات کاربید سیلیسیم است. چراکه با کنترل این سه عامل می‌توان قطعه کامپوزیتی حاوی ذرات فاز تقویت کننده با حداقل تخلخل، مناسبترین توزیع به همراه ساختار مناسب در سرتاسر قطعه به‌دست آورد. بنابراین پژوهش حاضر شرایطی را ارائه کرده است که با رعایت آنها می‌توان به این مهم دست یافت.

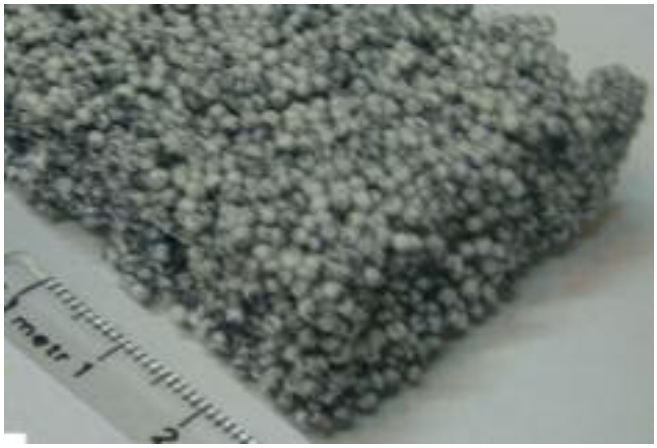
۲-۱- مواد مصرفی

در این تحقیق ازشمش آلیاژ آلومینیم A356 که ترکیب آن در جدول (۱) آمده است، به عنوان فازفلزی زمینه استفاده شد. در مراحل بعد برای بهبود در خاصیت ترشوندگی مذاب با ذرات تقویت‌کننده، مقادیری منیزیم به مذاب اضافه شد. استفاده از منیزیم به منظور افزایش خاصیت ترشوندگی در آلیاژهای آلومینیم از جمله A356در بسیاری از منابع گزارش شده است[۸ و ۱۱]. در مطالعه حاضر از پودرکاربید سیلیسیم، به عنوان فاز تقویت کننده، استفاده شد. برای ساخت ملاط فرمگیری از دانه‌های فوم پیش‌شکفته استفاده شد. سپس پودرکاربید سیلیسیم، چسب کربوکسی متیل سلولز ودانه‌های پلی‌استایرن پیش‌شکفته و آب با همدیگر مخلوط شد و ملاط حاصله برای ساخت مدل مورد استفاده قرار گرفت. استفاده از چسب آلی کربوکسی متیل سلولز در روش درون رانی مذاب برای ساخت کامپوزیتها، برای ساخت مدل اولیه از ذرات و ویسکرها کاربرد فراوانی دارد[۱۱].

[DOR: 20.1001.1.2251600.1387.27.2.13.9]



شکل۱- تصویر دانه‌های فومی پیش‌شکفته مورد استفاده در ساخت ملاط فومی.



شکل۲- مدل فومی آغشته EPS/SiC_p تولید شده توسط ملاط فومی پس از قالبگیری و خشک.

جدول ۱- تحلیل شیمیایی آلیاژ A356 مصرفی در کار حاضر و مقایسه آن با مقادیر استاندارد آلیاژ.

	Si	*Mg*	*Fe*	*Cu*	*Mn*	*Zn*	*Ti*	*Al*
آلیاژ مورد استفاده	۷/۱۵	۰/۳۹	۰/۱۲	۰/۱۱	۰/۰۷۵	۰/۰۱۸	۰/۲۲۳	باقیمانده
محدوده استاندارد	۶/۵–۷/۵	۰/۲۵–۰/۴۵	<۰/۵۰	۰/۲۵	۰/۳۵	۰/۳۵	۰/۲۵	باقیمانده

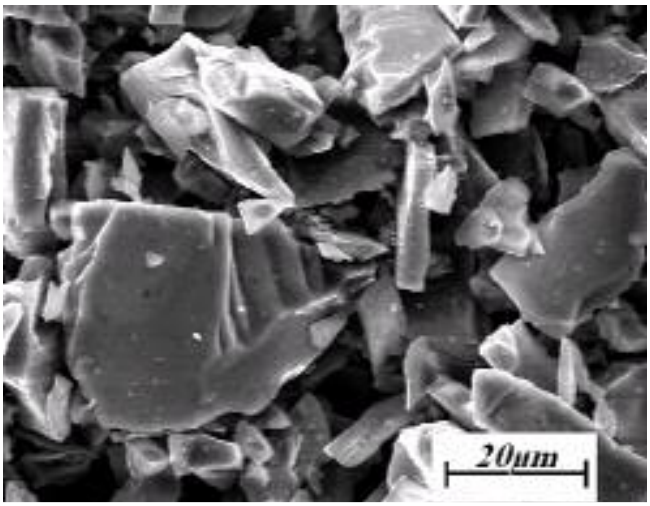
۲-۲- ساخت مدل فومی آغشته

برای ساخت ملاط مدل فومی آغشته، ابتدا دانه‌های فومی پیش شکفته با قطر متوسط بین mm ۴-۲ با نسبت ۲-۳٪ وزنی چسب سلولز کربوکسی متیل در مخلوط کن با سرعت ۳۰۰rpm به مدت ۵ دقیقه هم زده شد. سپس مخلوط آب مقطر با پودرکاربید سیلیسیم برشته شده با میانگین اندازه۲۰ میکرون به آرامی به ملاط فوق اضافه شد تا سیالیت لازمه به‌دست آید مقدار کاربید سیلیسیم ملاط به اندازه ٪۱۵ حجمی کامپوزیت نهایی است. البته برای بهبود خاصیت ترشوندگی فاز تقویت کننده با مذاب، پودرکاربید سیلیسیم به مدت ۴ ساعت در ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد عملیات حرارتی وسپس به ملاط اضافه شد. شکل (۳) تصاویر SEM ذرات SiC برشته شده را نشان می‌دهد. با تهیه ملاط مذکور و ریختن آن در قالبهایی به ابعاد ۳×۵×۱۵ سانتیمتر عملیات قالبگیری تکمیل شد. به علت اینکه مدل فومی آغشته، حاوی مقادیر زیادی رطوبت است. مدل مذکور در دمای ۶۰ درجه سانتیگراد به مدت ۲ ساعت نگهداری می‌شود تا با تبخیر آب و مواد فرار، ملاط خشک شود. شکل(۴) نمودار نرخ خشک شدن ملاط را نشان می‌دهد. عملیات خشک شدن ملاط با نرخی ملایم مطابق با شیب نمودار منحنی شکل(۴) باید انجام گیرد تا سبب پدیده پیر شدن فوم ویا تغییر فرم دانه‌های پلی استایرن به علت آزاد شدن گاز پنتان نشود. پس از خشک شدن کامل ملاط و تهیه مدل فومی، همان‌طور که در شکل (۲) مشاهده شد، در خلل و فرج بین دانه‌های فوم، ذرات کاربید سیلیسیم قرار خواهد گرفت. کلیه مقادیر ذکر شده در نسبت اختلاط ملاط فوق پس از چندین آزمایش سعی وخطا به‌دست آمد زیرا در این نسبتها هیچ‌گونه آگلومره شدن و یا تلفاتِ ذرات تقویت کننده را در نخواهیم داشت

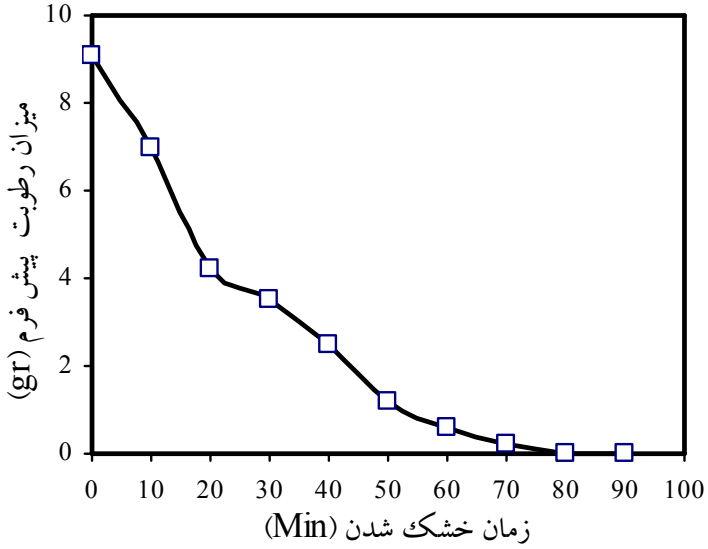
۲-۳- ریخته‌گری کامپوزیت Al/SiC_p

برای ذوب آلیاژ آلومینیم A356از یک کوره مقاومتی با توان ۳۰KW استفاده شد. به منظورکنترل دما از یک ترموکوپل با دقت ۳ درجه سانتیگراد برای تعیین دمای باررریزی مذاب استفاده شد. همچنین برای جلوگیری از اکسید شدن مذاب و

[DOR: 20.1001.1.2251600.1387.27.2.13.9]



شکل۳- تصاویر Back Scattered از ذرات کاربید سیلیسیم برشته شده.



شکل۴- نمودار کاهش رطوبت مدل فومی EPS/SiC_p برحسب زمان خشک شدن.

ورود ناخالصی وگاز به داخل مذاب از مخلوط وزنی نمکهای 45%KCl-45%NaCl-10%NaF به عنوان پوشش بر روی سطح مذاب استفاده شد. پس از رسیدن دمای مذاب به ۷۸۰ درجه سانتیگراد بوته از کوره خارج شده و توسط قرصهای حاوی هگزاکلرواتان گاززدایی شد. در نهایت منیزیم اضافی به صورت خالص در حدود ۱، ۲ و ۵ درصد وزنی به منظور افزایش قابلیت تر شوندگی مذاب به آن افزوده شد. برای افزایش سرعت انجماد در این روش از یک قالب فلزی استفاده شد، به این صورت که مدلهای فومی آغشته، درون یک قالب فلزی به ابعاد محفظه۳×۵×۱۵ cm و ضخامت دیواره۱/۵ cmکه رطوبت آن قبلا گرفته شده بود، قرار داده شد وسپس مذاب روی آن ریخته شد. پس از انجماد با خارج کردن نمونه‌ها از قالب در دو مقطع عرضی و طولی نمونه‌ها بریده شد. سپس با آزمونهای تحلیل شیمیایی کوانتومتری توسط دستگاه (D47533KEIEE) و

[DOR: 20.1001.1.2251600.1387.27.2.13.9]

متالوگرافی نوری، به ترتیب؛ ترکیب شیمیایی و عیوب ساختاری همچون حفره‌های میکروسکوپی مورد بررسی قرار گرفتند. برای بررسی ریزساختاری کامپوزیتهای Al/SiC_p از لحاظ توزیع ذرات کاربید سیلیسیم از میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مدل (Zeiss Axioplan 2) استفاده شد. برای شناسایی فازهای موجود در زمینه نیز از تحلیل EDS نقطه‌ای و خطی استفاده شد. همچنین به منظور تعیین درصد حجمی و بررسی توزیع ذرات در کامپوزیتهایAl/SiC_p تولید شده از تکنیک تحلیل تصویری به‌کمک نرم افزار GENI استفاده شد.

۳- نتایج و بحث

به منظور حصول اطمینان از ترکیب شیمیایی کامپوزیتهای تولیدشده و آلیاژ زمینه، نمونه‌هایی به صورت انتخاب آماری مورد تحلیل شیمیایی قرار گرفت. بدین منظور کوانتومتری نمونه‌ها به صورت حداقل ۳ آزمون از سطح به مرکز هر نمونه انجام شد که نتایج آنها در جدول(۲) آورده شده است. همان گونه که ملاحظه می‌شود درصد سایر عناصر موجود در آلیاژ زمینه پس از اضافه کردن منیزیم در حد استاندارد هستند

پس از تهیه نمونه‌ها و بررسی ساختارظاهری نمونه‌ها همان‌طور که در شکل (۵) مشاهده می‌شود وجود تخلخلهای فراوان به همراه خوشه‌ای شدن ذرات کاربید سیلیسیم در سطح و داخل آن کاملا مشهود است. بنابراین نمونه‌های کامپوزیتی فوق به علت تخلخل بالا فاقد هرگونه کاربرد صنعتی بودند. در قدم بعدی با تکرار و توسعه فاز مطالعاتی اولیه، مکانیزم‌های کنترل کننده فرایند برای بهبود ساختار مورد بررسی قرار گرفت. مطالعات و بررسیهای انجام گرفته روی نمونه‌های اولیه نشان داد که سه پدیده سرعت انجماد، ترشوندگی ذرات کاربید سیلیسیم توسط مذاب و یکنواختی توزیع ذرات در مدل فومی آغشته، پارامترهای کنترل فرایند و راه کار اصلی برای دستیابی به دانش فنی این فرایند هستند. لذا سعی شد اثر عوامل اصلی فرایند روی سه پدیده فوق توسط آزمایشات صورت گرفته؛ استخراج شود. نتایج آزمایشات متعدد نشان داد که عوامل اصلی کنترل فرایند عبارت‌اند از:۱-عوامل مربوط به مذاب آلیاژ، مانند درصد منیزیم و فوق گداز مذاب. ۲- عوامل مربوط به پودر فاز تقویت کننده، مانند اندازه و نوع فرایند یا عملیات حرارتی که بر پودر مذکورانجام می‌گیرد. ۳- عوامل مربوط به مدل فومی آغشته، مانند نوع و اندازه دانه‌های پلی استایرن مصرفی، درصد اجزای ملاط و توزیع یکنواخت ذرات کاربید سیلیسیم بر سطح دانه‌های فوم. ۴- عوامل مربوط به قالب، مانند ضخامت یا قدرت خنک کنندگی قالب واثر آن بر سرعت انجماد. ۵- سایر عوامل موثر، از جمله ارتعاش مکانیکی قالب در حین ریخته‌گری و انجماد

الف- عوامل مربوط به مذاب آلیاژ

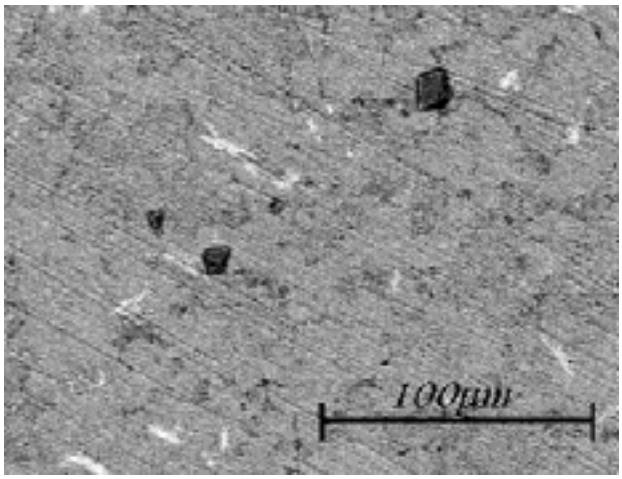
نتایج آزمایشهای اولیه مطابق تصاویرSEM شکلهای (۶) و(۷) به ترتیب حاکی از درصد حجمی پایین ذرات در ساختارهای کامپوزیتی تولید شده ویا توزیع نایکنواخت و خوشه‌ای شدن ذرات در زمینه بود. علت اصلی این پدیده، عدم ترشوندگی ذرات کاربید سیلیسیم توسط مذاب آلیاژ زمینه بود. برای رفع عیب مذکور تاثیر افزایش دمای مذاب مورد بررسی قرار گرفت، نتایج به‌دست آمده نشان داد، فقط در محدوده دمایی ۷۷۵ تا ۷۸۵ درجه سانتیگراد میزان ترشوندگی مذاب تا حدودی بهبود می‌یابد. این بهبود توسط سطح تیز و صاف فصل مشترک فاز تقویت کننده و زمینه قابل تشخیص است در کامپوزیت حاضر وجود فاز مضر Al_4C_3 با خارج کردن فصل مشترک از حالت صاف و تیز شدیدا چسبندگی را کاهش داد و با تغییر دما به محدوده فوق، فاز مذکور حذف شد. همچنین افزایش بیشتر فوق گداز مضر بود زیرا باعث شناور سازی ذرات SiC روی حبابهای حاصل از تبخیر فوم می‌شد. از طرفی دیگر این بهبود در خاصیت‌ترکنندگی مذاب به حدی نیست که نتایج مطلوبی در پی داشته باشد، لذا با انتخاب دمای ۷۸۰ درجه سانتیگراد اثر افزایش منیزیم به مذاب مورد بررسی قرار گرفت. خلاصه نتایج نشان داد که به ترتیب با افزایش منیزیم به مقادیر ۱، ۲ و ۵ درصد وزنی، ترشوندگی ذرات توسط

[DOR: 20.1001.1.2251600.1387.27.2.13.9]

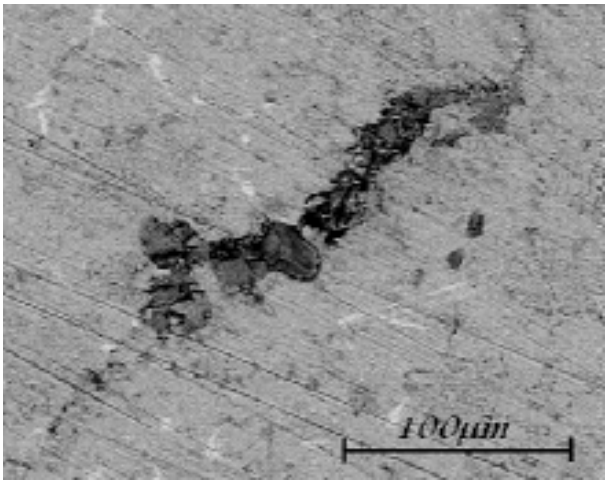
جدول۲- تحلیل شیمیایی آلیاژ A356 مورد استفاده بعد از اضافه کردن ۱، ۲ و ۵ درصد منیزیم به مذاب.

	Si	*Mg*	*Fe*	*Cu*	*Mn*	*Zn*	*Ti*	*Al*
آلیاژ مورد استفاده با ۱٪ منیزیم	۷/۱۰	۱/۱۲	۰/۳۷	۰/۱۰۵	۰/۰۷۸	۰/۰۲۹	۰/۲۳	باقیمانده
آلیاژ مورد استفاده با ۲٪ منیزیم	۷/۱۵	۲/۰۵	۰/۲۵	۰/۱۱	۰/۰۶۵	۰/۰۲۰	۰/۲۲	باقیمانده
آلیاژ مورد استفاده با ۵٪ منیزیم	۶/۸۷	۵/۲۰	۰/۱۰۶	۰/۰۹۸	۰/۰۷۲	۰/۰۲۴	۰/۲۲۸	باقیمانده
محدوده استاندارد	۶/۵–۷/۵	۰/۲۵–۰/۴۵	<۰/۵۰	۰/۲۵	۰/۳۵	۰/۳۵	۰/۲۵	باقیمانده

شکل ۵- نمایی از اولین قطعه تولید شده به روش حاضر که پر از حفره و سوراخ است.



شکل۶- تصویر SEM از ریز ساختار کامپوزیت Al/SiCp با درصد پایین فاز تقویت‌کننده.



شکل۷- خوشه‌ای شدن ذرات تقویت کننده SiC_p در زمینه کامپوزیت Al/SiCp.

[DOR: 20.1001.1.2251600.1387.27.2.13.9]

مذاب آلومینیم بهبود یافت و از میزان خوشه‌ای شدن ذرات تقویت کننده کاست. بنابراین مقدار مناسب برای افزودن منیریم به مذاب بین ۱ تا۲ درصد بود. بهترین نتایج، بدون پدیده خوشه‌ای شدن همراه با پراکندگی مناسب، مطابق شکل(۸) در مقادیر۱/۱۲ درصد وزنی منیزیم در زمینه فلزی حاصل شد که با نتایج سایر محققان توافق خوبی دارد[۱۲ تا ۱۴]. در واقع منیزیم به عنوان عامل افزودنی به مذاب آلومینیوم افزوده می‌شود و ترشوندگی ذرات سرامیکی همچون کاربید سیلیسیم و آلومینا را ترغیب می‌کند. به علاوه افزایش منیزیم به مذاب آلیاژ آلومینیم باعث ایجاد یک لایه گذاری[۱۱] بین ذرات SiC و مذاب زمینه می‌شود. زاویه ترشوندگی پایین این لایه گذاری باعث کاهش کشش سطحی مذاب شده و در نتیجه افزایش ترشوندگی ذرات با فاز مذاب زمینه را باعث می‌شود[۱۰]. کاهش کشش سطحی مذاب آلومینیم (از $۸۶۰ dycm^{-1}$ به $۶۵۰ dycm^{-1}$) در مقادیر ۱درصد وزنی بسیار شدید بوده و با افزایش درصد وزنی منیزیم مذاب به بیش از ۲ درصد وزنی این تاثیر نامحسوستر می‌شود. این موضوع با نتایج تحقیقات سوکوماران و همکارانش[۱۵] نیز در توافق است. زیرا افزایش منیزیم در مذاب آلومینیم در مقادیر بیش از ۲ درصد درصد وزنی، با افزایش ویسکوزیته و انرژی سطحی مذاب آلومینیم، ترشوندگی آن را کاهش می‌دهد.

ب- عوامل مربوط به پودر فاز تقویت کننده

به منظور افزایش ترشوندگی ذرات کاربید سیلیسیم توسط مذاب آلیاژ آلومینیم یکی دیگر از مواردی که بر اساس کارهای سایر محققان مورد بررسی قرار گرفت، عملیات حرارتی پودر ذرات کاربید سیلیسیم پیش از ریخته‌گری بود[۱۶]. برای این منظور ذرات کاربید سیلیسیم در دمای ۱۱۰۰ درجه سانتیگراد برشته شدند. عملیات حرارتی ذرات کاربید سیلیسیم مطابق با واکنش زیر باعث تغییر در ترکیب شیمیایی سطح ذرات شده و ضمن ایجاد یک لایه اکسیدی روی سطح تماس، ترشوندگی ذرات را بهبود می‌بخشد[۱۳ و ۱۶].

$$SiC + 3/2O_2 = SiO_2 + CO \qquad (۱)$$

به علاوه عملیات حرارتی ذرات کاربید سیلیسیم، باعث از بین رفتن ناخالصیها و گازهای موجود در سطح ذرات می‌شود. سطح تمیزتر ذرات بر قدرت ترشوندگی بین آنها و مذاب موثر است[۱۳ و ۱۶].

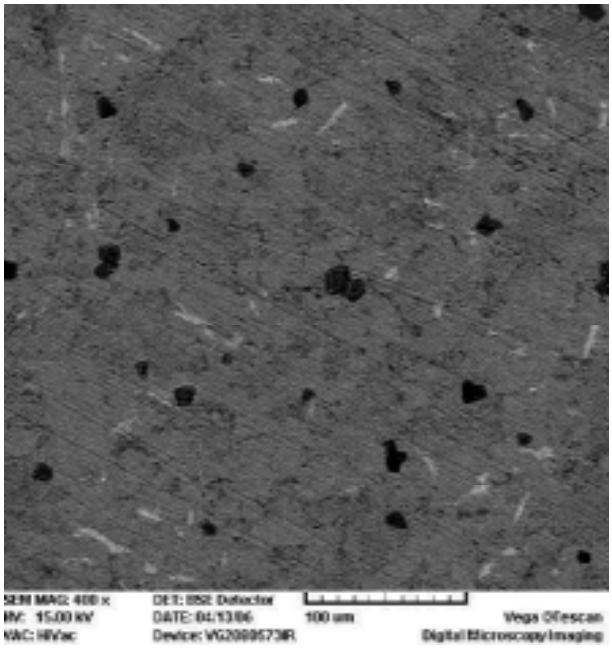
ج- عوامل مربوط به مدل فومی آغشته

یکی از عوامل موثر بر توزیع ذرات کاربید سیلیسیم در زمینه کامپوزیت نهایی، توزیع یکنواخت ذرات کاربید سیلیسیم در مدل فومی آغشته است. لذا در پژوهش حاضرآزمایشهای بر مبنای تغییر درصد اجزای ملاط فومی، خصوصا درصد SiC، انجام گرفت. برای رسیدن به توزیع یکنواخت ذرات در مدلهای فومی آغشته، درصدهای مختلف چسب کربوکسی متیل محلول در آب مورد استفاده قرار گرفت. به ترتیب مقادیر کربوکسی متیل سلولز مورد استفاده ار ۱ به ۲، ۳، ۴، و۵ درصد وزنی محلول در آب افزایش یافت. نتایج نشان داد که در مقادیر کمتر از ۳-۲ درصد به علت کاهش چسبندگی ذرات روی سطح دانه‌های فوم، توزیع ذرات روی دانه‌های پلی استایرن یکنواخت نبود، از طرفی در مقادیر بالاتر به علت غلظت بالای محلول امکان ایجاد پوشش یکنواخت ذرات کاربید سیلیسیم روی دانه‌های فومی پیش شکفته وجود ندارد. لذا بهترین توزیع ذرات کاربید سیلیسیم روی سطح دانه‌های فوم در مقادیر ۲ تا۳ درصد وزنی چسب کربوکسی متیل سلولز حل شده در آب به‌دست آمد. شکلهای (۹) و (۱۰) به ترتیب توزیع نایکنواخت و یکنواخت ذرات کاربید سیلیسیم را روی دانه‌های فومی پیش شکفته نشان می‌دهد. همان‌طور که مشخص است توزیع یکنواخت ذرات SiC_p در مدل فومی آغشته تا حد زیادی اطمینان از توزیع یکنواخت ذرات SiC_p را در کامپوزیت نهایی یعنی کامپوزیت Al/SiC_p فراهم می‌آورد.

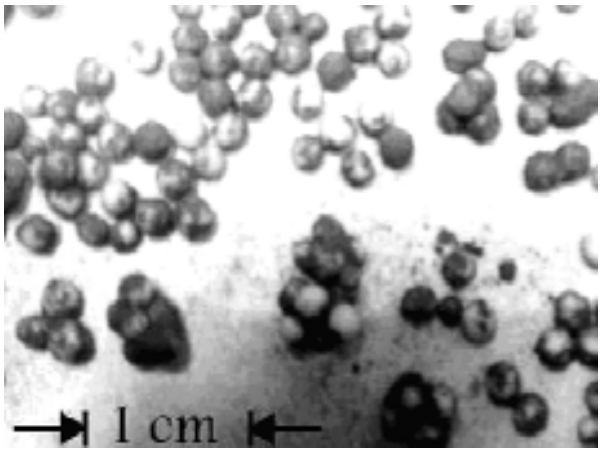
د- عوامل مربوط به قالب

نتایج آزمایشهای صورت گرفته در پژوهش حاضر نشان داد

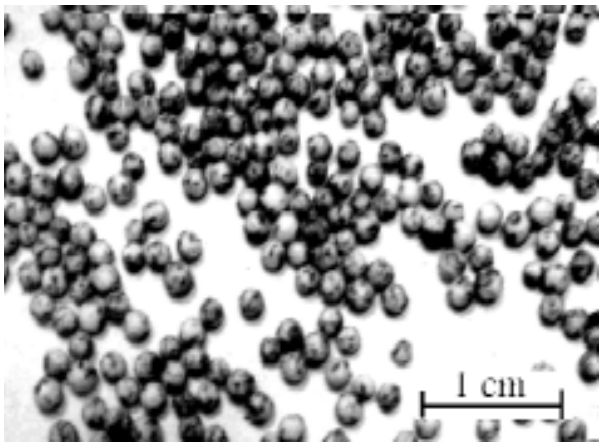
[DOR: 20.1001.1.2251600.1387.27.2.13.9]



شکل ۸- توزیع یکنواخت ذرات SiC ندر حضور ۱/۱۲ منیزیم.



شکل۹ - نمایی از توزیع نایکنواخت ذرات SiC روی دانه‌ای فومی، پیش از قالبگیری



شکل۱۰- نمایی از توزیع نسبتا یکنواخت ذرات SiC روی دانه‌های فومی ،پیش از قالبگیری.

که ریخته‌گری کامپوزیت Al/SiC_p با استفاده از فرایند فوق در قالبهای ماسه‌ای به هیچ وجه جواب مناسبی نمی‌دهد، زیرا قدرت خنک شدن مذاب به علت انتقال گرمای پایین قالبهای ماسه‌ای بسیار پایین بوده و با کاهش در سرعت انجماد، ذرات کاربید سیلیسیم به‌علت چسبیدن به سطوح حبابهای ناشی از تبخیر فوم آگلومره شده و به سمت بالای قطعه کامپوزیتی شناور می‌شوند، این موضوع سبب توزیع نامناسبی از ذرات در زمینه فلزی می‌شد. لذا مناسبترین شرایط قالب برای ریخته‌گری کامپوزیتAl/SiC_p توسط فرایند حاضر، افزایش سرعت انجماد یا استفاده از قالبهای فلزی مانند چدن، فولاد و مس به همراه ارتعاش قالب فلزی برای جلوگیری از پدیده خوشه‌ای شدن بود. نتایج نشان داد روش مذکور برای قطعات جدار نازک در قالبهای فلزی کاملاجوابگوست. زیرا سرعت انجماد آن قدر بالاست که امکان تجمع موضعی ذرات در زمینه کمتر بوده و

[DOR: 20.1001.1.2251600.1387.27.2.13.9]

توزیع یکنواخت تری حاصل می‌شود. در پژوهش حاضر از قالبی چدنی به ابعاد محفظه ۱۵×۵×۳cm و ضخامت دیواره ۱/۵ سانتیمتر استفاده شد. شکل(۱۱) نمایی از قالب مورد استفاده در پژوهش حاضر و نحوه قرارگیری مدل فومی آغشته را در آن نشان می‌دهد.

از طرفی دیگر در ساخت کامپوزیتها معمولا از یک نیروی مکانیکی به منظور غلبه بر کشش سطحی مذاب و افزایش ترشوندگی ذرات استفاده می‌شود. مطابق با تحقیقات ژو و همکارانش[۱۶] ، استفاده از نیروی مکانیکی با شکستن لایه گازی در سطح ذرات، باعث افزایش ترشوندگی ذرات و مذاب زمینه می‌شود. در مطالعه حاضر، چون امکان همزدن مکانیکی مذاب همانند اغلب روشهای ریخته‌گری مد نظر نبود از ارتعاش مکانیکی قالب در حین ریخته‌گری و انجماد استفاده شد. استفاده از ارتعاش مکانیکی و آلتراسونیک آلومینیم مذاب به منظور بهبود ترشوندگی ذرات سرامیکی و مذاب زمینه در سایر منابع نیز ذکر شده است[۱۷]. آزمایشهای تجربی متعدد نشان داد در ارتعاش قالب فلزی با فرکانس ۱۸۰ سیکل بر دقیقه و دامنه ۲ تا ۳ میلیمتر بهترین نتایج حاصل می‌شود. در این فرکانس ارتعاش حبابهای ناشی از سوختن فوم که حامل ذرات فاز تقویت کننده بودند؛ می‌ترکیدند و در مذاب پخش می‌شدند، از طرفی دیگر به‌علت فلز بودن جنس قالب، سرعت خنک سازی ودر نتیجه نرخ انجماد بسیار بالا بود به‌طوری‌که زمان لازم برای ته نشین شدن ذرات SiC_p در طی فرایند تولید فراهم نیامد.در انتها با برش و بررسی ریزساختار نمونه‌های تهیه شده در شرایط مذکور؛ هیچ‌گونه پدیده خوشه‌ای شدن مشاهده نشد.

۴- بحث

الف- بررسی ریز ساختاری

تصویر متالوگرافی SEM ریزساختار نمونه‌های کامپوزیتی با درصدهای مختلف فاز تقویت‌کننده در شکل (۱۲) ارائه شده است. همان‌گونه که ملاحظه می‌شود، به علت وجود ۱/۱۲ منیزیم و رعایت کلیه شرایط توضیح داده شده درروش تولید که در بخش قبل ذکر شد؛ ذرات فازتقویت‌کننده علاوه بر چسبندگی خوب با زمینه از توزیع مناسبی در زمینه برخوردار هستند. در تصاویر شکل(۱۲) به‌کمک نرم افزار تحلیل تصویری، درصد حجمی فازهای تقویت کننده SiC محاسبه شد، که به‌ترتیب در شکل (۱۲-الف)، (۱۲-ب) و(۱۲-ج) برابر ۳٪، ۵٪ و ۱۰٪ با دقت ±1% محاسبه شدند. در حقیقت درصدهای ذکر شده پس از تحلیل تصویری ۲۳ عکس SEM همانند شکل(۱۲) و متوسط‌گیری داده‌ها به‌دست آمده‌اند.

شکل(۱۳) فازهای مختلف در ریزساختار کامپوزیت تولید شده را به کمک تحلیل EDS نشان می‌دهد. همان‌طور که ملاحظه می‌شود. منحنی مربوط به اکسیژن در مرز تماس فاز تقویت کننده و زمینه هیچ پرش قابل ملاحظه‌ای ندارد و برعکس در محل فصل مشترک، منحنی Al، پرش نزولی شدید و درهمانجا منحنی Si، پرش صعودی قابل ملاحظه‌ای دارد که نشان از چسبندگی خوب ذرات با زمینه، به علت عدم وجود فاز اکسیدی در فصل مشترک، است. نتایج حاضر با نتایج سایر محققان از جمله مرجع [۸] تطابق نسبتا خوبی دارد.

ج- بررسی چگالی و تخلخل در کامپوزیت Al/SiCp

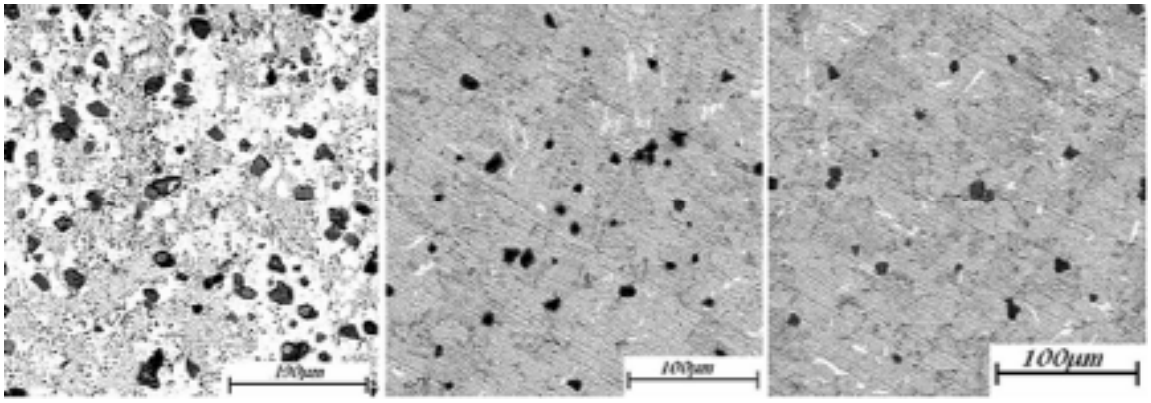
دانسیته واقعی نمونه‌های کامپوزیتی تابع درصد فاز SiC است. بنابراین ابتدا مطابق شکل (۱۴) نمونه‌های چهار گوش از کامپوزیت با درصدهای ۳٪، ۵٪، و ۱۰٪ از SiC تهیه شد. سپس دانسیته نمونه‌ها مطابق استاندارد ASTM D۷۹۲ بر مبنای قانون ارشمیدس اندازه‌گیری شدند[۱۲]. اما چگالی نظریه کامپوزیت با درصدهای مختلف SiC با استفاده از قانون مخلوطها بر اساس روش مرجع[۱۸] تعیین شد. در نهایت با استفاده از مقادیر دانسیته نظری و واقعی با استفاده ار رابطه زیر مقدار درصد حجمی تخلخلها در نمونه‌ها اندازه‌گیری شد.

$$\%prosity = (\rho_{cal} - \rho_{exp}) / \rho_{cal} \qquad (۲)$$

نتایج تغییرات چگالی و تخلخل در نمونه‌های کامپوزیتی تولید شده برحسب تابعی از درصد حجمی ذرات کاربید سیلیسیم در جدول (۳) ارائه شده است.

[DOR: 20.1001.1.2251600.1387.27.2.13.9]

شکل ۱۱- نمایی از قالب فلزی و نحوه قرارگیری مدل فومی آغشته در داخل قالب.

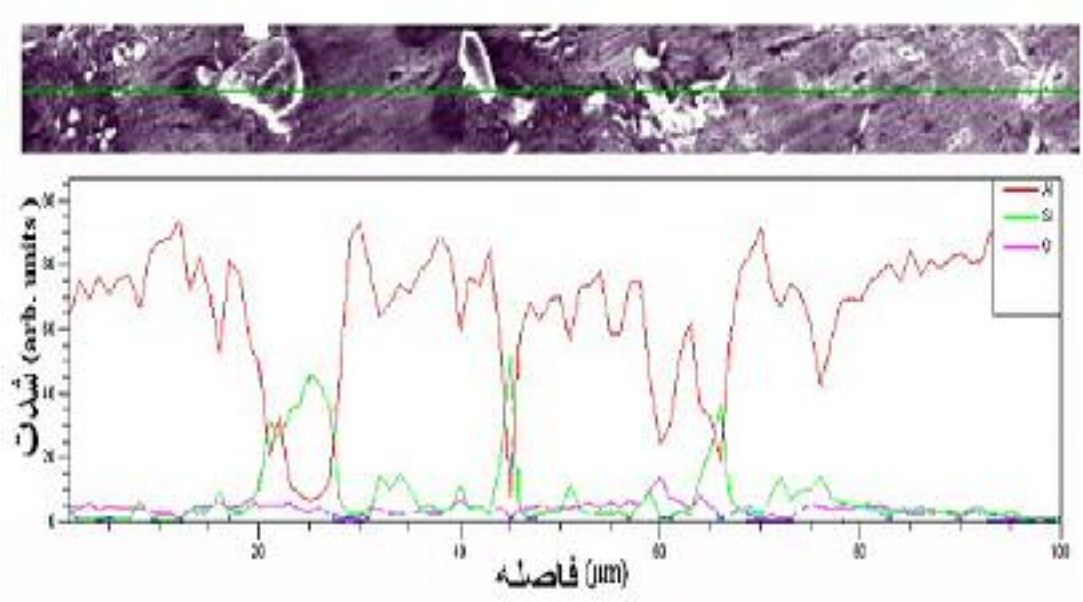


الف ب ج

شکل۱۲- تصاویر SEM از کامپوزیتها با فاز زمینه A356+1Mg (الف) ۳٪ (ب) ۵٪ (ج) ۱۰٪ حجمی SiC_p.

شکل(۱۵) نتایج تغییرات دانسیته واقعی و نظری در کامپوزیتهای تولید شده با ۳، ۵ و ۱۰ درصد حجمی کاربید سیلیسیم را نشان می‌دهد. افزایش دانسیته کامپوزیتها در نتیجه افزایش درصد حجمی (نه درصد وزنی) فاز تقویت کننده درآنها قابل انتظار است[۳]. از طرفی اختلاف مقادیر دانسیته نظری و واقعی در نمونه‌ها، وجود مقادیری تخلخل در نمونه‌ها را نشان می‌دهد. همان‌گونه که در شکل(۱۶)، مشاهده می‌شود، مقدار تخلخل با افزایش درصد حجمی ذرات SiC در نمونه‌ها افزایش می‌یابد. این موضوع در نتایج تحقیقات سایر محققان نیز آمده است[۱۹ تا۲۱]. به عنوان مثال بیندومادهاوان و همکارانش[۲۲] ، رابطه بین کسر حجمی ذرات و مقادیر تخلخل در کامپوزیتهای تولید شده به روش ریخته‌گری را شبیه سازی کردند. نتایج حاصل از شبیه سازی انجام شده وی؛ برای مقادیر ۳، ۵ و ۱۰ درصد حجمی ذرات کاربید سیلیسیم نیز در شکل(۱۶) آورده شده است. نتایج به‌دست آمده در مطالعه حاضر و مقادیر شبیه سازی شده

[DOR: 20.1001.1.2251600.1387.27.2.13.9]



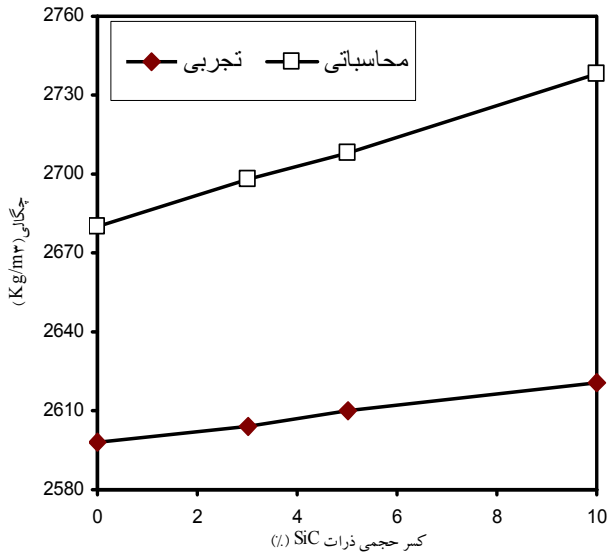
شکل۱۳- نتایج مربوط به تحلیل خطی (Line Scan) از ذرات کاربید سیلیسیم در زمینه کامپوزیت حاضر.

شکل۱۴- نمایی از نمونه‌های استاندارد محاسبه دانسیته.

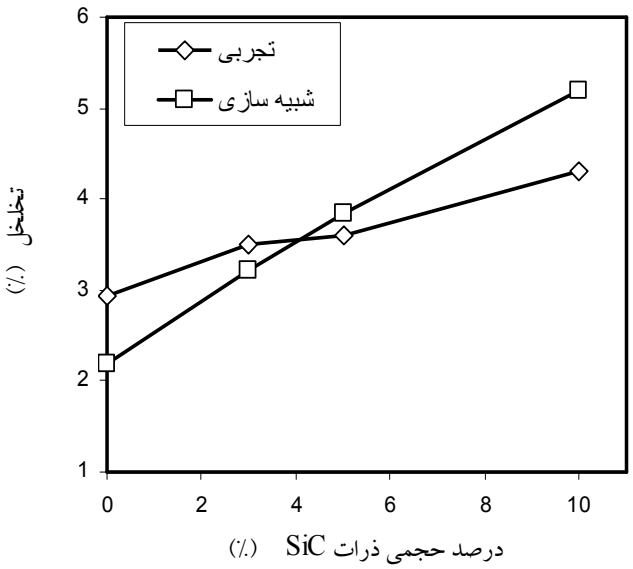
جدول۳- مقادیر دانسیته و تخلخل در نمونه‌ها با درصدهای مختلف ذرات تقویت‌کننده.

Samples	تئوری (kg/m^3)	اندازه‌گیری شده (Kg/m^3)	تخلخل (%)
A356	۲۶۸۰	۲۵۹۸	۳
A356+1Mg/3SiC	۲۶۹۶	۲۶۰۴	۳/۵۲
A356+1Mg /5SiC	۲۷۰۸	۲۶۱۰	۳/۶۱
A356+1Mg /10SiC	۲۷۳۸	۲۶۲۱	۴/۳۵

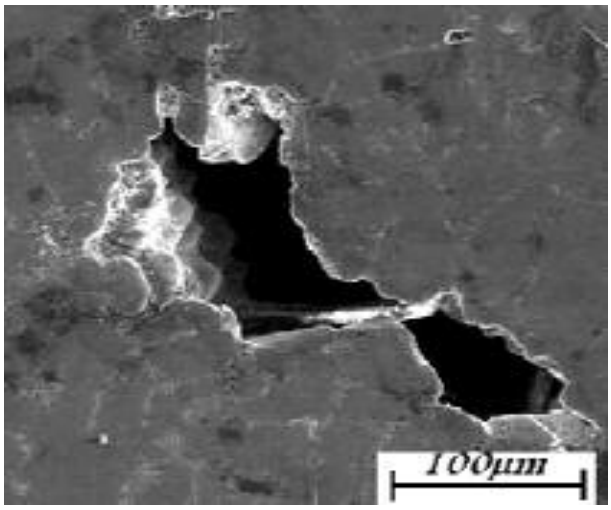
[DOR: 20.1001.1.2251600.1387.27.2.13.9]



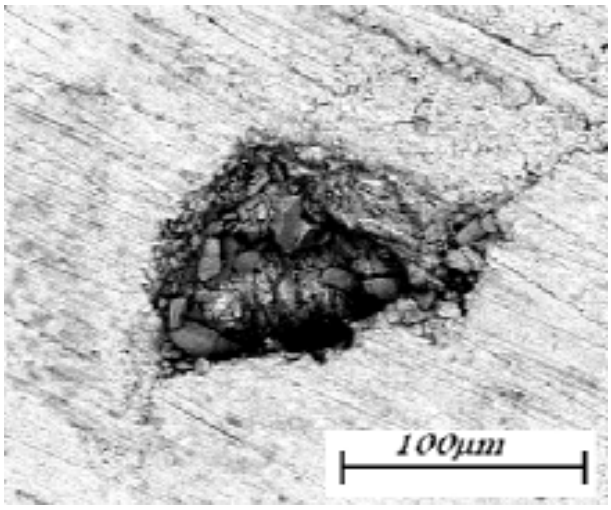
شکل۱۵- نمودار تغییرات چگالی با درصد حجمی ذرات تقویت‌کننده در نمونه‌های کامپوزیتی.



شکل۱۶- نمودار تغییرات درصد تخلخل با درصد حجمی ذرات تقویت‌کننده در نمونه‌های کامپوزیتی.



شکل ۱۷- تصویر(Secondary) SEM از یک تخلخل در زمینه A356+1Mg بدون فاز تقویت کننده.

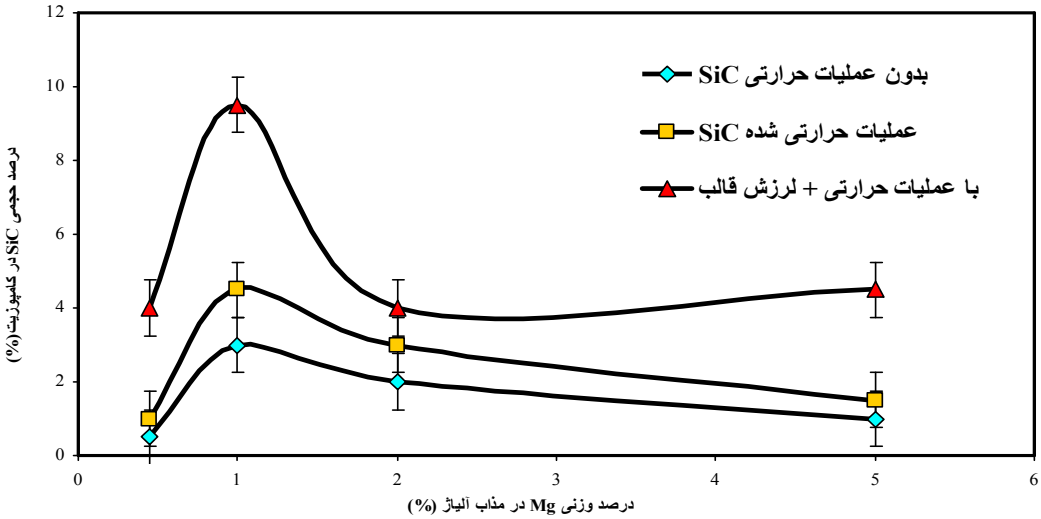


شکل۱۸-تصویر(Back Scattered) SEM از تخلخل در کامپوزیت A356+1Mg/5SiC

مرجع [۲۲] از تطابق مناسبی برخوردارند. از سوی دیگر مقادیر تخلخل موجود در کامپوزیتهای تولید شده در روش حاضر بین ۴/۳۵ - ۳ درصد به‌دست آمد. این مقدار تخلخل در حد استاندارد گزارش شده است[۲۲].

شکلهای (۱۷) و(۱۸) مورفولوژی تخلخلها در یک زمینه تقویت نشده و یک کامپوزیت با ۵ درصد حجمی ذرات SiCp

[DOR: 20.1001.1.2251600.1387.27.2.13.9]



شکل ۱۹- تاثیر پارامترهای مختلف تولید بر درصد حجمی ذرات SiC در کامپوزیت تولید شده.

تقویت شده را نشان می‌دهد. همان‌گونه که مشاهده می‌شود ذرات SiCp در حفره تخلخل جمع می‌شوند و اطراف تخلخل از ذرات کاربید سیلیسیم فقیر می‌شوند. اسکیبو و همکارانش نیز به تجمع ذرات SiC در تخلخلها اشاره کرده‌اند. مقایسه میزان تخلخل در نمونه‌های حاضر با آنچه آنها به‌دست آورده‌اند بسیار قابل قبول است[۲۳ و ۲۴].

براساس نتایج به‌دست آمده می‌توان اثر عوامل موثر بر فرایند ابتکاری حاضر در تولید کامپوزیت Al/SiCp را به‌صورت نمودار شکل (۱۹) خلاصه کرد. در این نمودار اثر لرزش قالب و افزودن پودر SiC به آلیاژ پایه و همچنین افزایش منیزیم به مذاب زمینه بر میزان درصد حجمی SiCp توزیع شده در کامپوزیت (که توسط تحلیل تصویری محاسبه شده است) را به‌صورت جامع نشان می‌دهد.

۴- نتیجه‌گیری

بر اساس نتایج به‌دست آمده از ساخت و بررسی ریزساختار کامپوزیت Al/SiC_p در مطالعه حاضر می‌توان گفت:

۱. استفاده از محدوده دمایی ۷۷۵ تا ۷۸۵ درجه سانتی‌گراد و اضافه کردن ۱ درصد وزنی منیزیم به مذاب آلیاژ آلومینیوم A356، ضمن افزایش خاصیت ترکنندگی مذاب، باعث افزایش درصد حجمی ذرات کاربید سیلیسیم در زمینه کامپوزیت نهایی می‌شود، که تاثیر اصلی منیزیم، کاهش کشش سطحی مذاب آلومینیم است.

۲. علیات حرارتی پودر کاربید سیلیسیم و استفاده از ارتعاش مکانیکی قالب در حین ریخته‌گری و انجماد، ضمن افزایش درصد حجمی ذرات کاربید سیلیسیم در زمینه کامپوزیت نهایی، از خوشه‌ای شدن ذرات در زمینه جلوگیری می‌کند.

۳. ریخته‌گری کامپوزت Al/SiC_p با استفاده از قالبهای ماسه‌ای به دلیل انتقال گرمای پایین آنها امکانپذیر نبوده و در این راستا بایستی از قالبهای فلزی استفاده شود، با افزایش سرعت انجماد در قالبهای فلزی امکان تجمع موضعی و رسوب ذرات در کامپوزیت نهایی کاهش می‌یابد.

۴. استفاده از محلول آب و ۲ تا ۳ درصد کربوکسی‌متیل‌سلولز برای ایجاد پوشش یکنواخت ذرات کاربید سیلیسیم روی دانه‌های پلی‌استایرن پیش‌شکفته مناسب است. این توزیع مناسب تا حد زیادی اطمینان از توزیع یکنواخت ذرات SiC_p را در کامپوزیت نهایی فراهم می‌آورد.

۵. با افزایش‌درصدحجمی ذرات SiC درزمینه، دانسیته و تخلخل موجود درکامپوزیت افزایش می‌یابد. این حفرات

[DOR: 20.1001.1.2251600.1387.27.2.13.9]

محل تجمع ذرات تقویت‌کننده می‌باشند، که با کشیده شـدن ذرات تقویت‌کننده به داخل حفرات، مناطق اطراف حفـرات خالی از ذرات شده و در نتیجه حفرات بـر توزیـع ذرات در زمینه اثرگذارند.

قدردانی

نویـسندگان از بخـش میکروسـکوپ الکترونـی مرکـز پـژوهش متالورژی رازی و کارگاه ریخته‌گری دانشگاه صنعتی شریف به خـاطر همکاری در انجام این پروژه، کمال تشکر و قدردانی را دارند.

واژه نامه

1. metal matrix composite(MMC_s)
2. diffusion bonding
3. compo casting
4. spray forming
5. squeeze casting
6. vacuum infiltration
7. Lost Foam Casting
8. evaporative pattern casting
9. pre-expander
10. carboxyl methyl cellulose
11.)transient Layer

مراجع

1. Miracle, D. B., "Metal Matrix Composites – from Science to Technological Significance,"' *Composite Science and Technology*, Vol. 65, pp. 2526-2540, 2005.
2. Muratoglu, M. snd Aksoy, M. "The Effects of Temperature on Wear Behaviors of Al-Cu Alloy and Al-Cu/SiC Composite," *Mater. Sci. Eng*., A282, pp. 91-99, 2000.
3. Sahin, Y. "Preparation and Some Properties of SiC Particle Reinforced Aluminum Alloy Composites," *Material and Design*, Vol. 24, PP. 671-679, 2003.
4. sahin, Y. "The Effect of Sliding Speed and Microstructure on the Dry Wear Properties of Metal-Matrix Composites," *Wear*, Vol. 214, PP. 98-106, 1998.
5. Rohatgi, P. K., "Cast Aluminum Matrix Composites for Automotive Application," *J. Met*., Vol. 43, pp. 10-15, 1991.
6. Lee, J.C. Byun, J.Y. Park S.B. and Lee, H.I., "Prediction of Si Contents to Suppress the Formation of Al_4C_3 in the SiC/Al Composite," *Acta Metall. Mater*. Vol. 46, P. 1771, 1998.
7. Skibo, D. M. Schuster, D. M. and Jolla, L., "Process for Preparation of Composite Materials Containing Nonmetallic Particles in a Metallic Matrix and Composite Materials," *U. S. Patent* No. 4786467, 1988.
8. Hashim, J. Looney, L. and Hashmi, M. S. J., "Metal Matrix Composites: Production by the Stir Casting Method," *Mat. Proc. Tech*., 92, pp. 1-7, 1999.
9. Pech Canul, M. I., Katz, R. N. and Makhlouf, M. M. "Optimum Parameters for Wetting Silicon Carbide by Aluminum Alloys," *Metall. and Mater. Trans*., 31A, pp. 565-572, 2000.
10. Dopler, T. Modaresi, A. and Michaud, V. "Simulation of Metal Matrix Composite Isothermal Infiltration Processing," *Metall. and Mater. Trans*. 31B, pp. 225-234, 2000
11. Vaucher, S. and Beffort, O. "Bonding and Interface Formation in Metal Matrix Composites," *EPMA report* Nr 250, Thun, Switzerland, 2001.
12. http://www.astm.org
13. Hashim, J. Looney, L. and Hashmi, M. S. J. "The Wet Ability of SiC Particles by Molten Aluminum Alloy," *Mat. Proc. Tech*., 119, pp. 324-328, 2001.
14. Garcia-Hinojosa, J. A. Gonzalez, C. R. Juarez, J. I. and Surappa, M. K. "Effect of Sr addition on an an Al-7Si-10 vol.% SiC Cast Composites," *Mater. Sci. Eng*. A382, pp. 315-320, 2004.
15. Sukumaran, K. Pillai, S. G. K. Kelukutty, V. S. Pai, B. C. Satyanarayana, K. G. and Pavikumar, K. K. *J. Mater. Sci*. 30, pp. 1469-1472, 1995
16. Zhou, W. and Xu, Z. M. "Casting of SiC Reinforced Metal Matrix Composites," *J. Mat. Proc. Tech*., 63, pp.358-363, 1997.
17. Tsunekawa, Y. Nahaneshi, H. Okumia, M. and Mohri, N. *Key Eng. Mater*., 104-107, pp.215-224, 1995.
18. Sahin, Y. and Acilar, M. "Production and Properties of SiC- Reinforced Aluminum Alloy Composite," *Composite*: Part A, 34, pp.709-715, 2003.
19. Kok, M. "Production and Mechanical Properties of Al_2O_3 Particle- Reinforced 2024 Aluminum Alloy Composites," Mat. Proc. Tech., 161, pp. 381-387, 2005.
20. Akhlaghi, F. Lajavardi, A. Maghanaki, and H. M. "Effects of Temperature on the Microstructure and Wear Resistance of Compo-Cast A356/Sic Composites," *Mat. Proc. Tech.*, 155-156, pp. 1874-1880, 2004.

[DOR: 20.1001.1.2251600.1387.27.2.13.9]

21. Palasantzas, J. Th. M. De Hosson, "Wetting on Rough Surface," *Acta. Mater*, 49, pp. 3533-3541, 2001.
22. Bindumadhavan, P. N. and Chia, T. K. "Effect of Particle- Porosity Clusters on Tribological Behavior of Cast Aluminum Alloy A356-Sic Metal Matrix Composite," *Mat. Sci. Eng*., A315, pp. 217-25, 2001.
23. Skibo, M. D. Schuster, D. M. and Bruski, R. S. "Apparatus for Continuously Preparing Castable Metal Matrix Composite Material," *U. S. Patent*, No. 5531425, 1996.
24. Hashim, J. Looney, L. and Hashmi, M. S. J. T "the Enhancement of Eettability of SiC particles in Cast Aluminum Matrix Composites," *Mat. Proc. Tech*., 119, pp. 329-335, 2001.

[DOR: 20.1001.1.2251600.1387.27.2.13.9]