

تولید کامپوزیت هیبریدی Al/AlMg-Al₂O₃-Si₃N₄ به روش ریخته‌گری و بررسی تأثیر نانوذرات Si₃N₄

مسعود مشرفی فرا^{۱*}، مهرا ن زارع^۲

(تاریخ دریافت: ۱۳۹۷/۱۰/۲۰، ش.ص: ۱۲۸-۱۱۵، تاریخ پذیرش: ۱۳۹۸/۰۲/۰۲)

چکیده

امروزه استفاده از نانوذرات در کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی به دلیل اثرات برتر آن‌ها بر خواص مکانیکی و فیزیکی مورد توجه محققان قرار گرفته است. به علت ترشوندگی ضعیف نانوذرات توسط فلز زمینه حین ریخته‌گری و نسبت بالای سطح به حجم نانوذرات رسیدن به توزیع یکنواخت ذرات درون زمینه مشکل است. همچنین در فرآیند ساخت، نانوذرات تمایل به تشکیل توده‌های ذره‌ای به شکل خوشه‌ای دارند. توده‌ای شدن نانوذرات اثرات نامطلوبی بر خواص مکانیکی از جمله استحکام و انعطاف‌پذیری کامپوزیت دارد. در این پژوهش از ریخته‌گری گردابی برای تهیه نمونه‌های کامپوزیتی تقویت شده با درصد‌های مختلف مخلوط پودری حاوی نانوذرات Al₂O₃، Si₃N₄ و AlMg استفاده شد. به منظور مشخصه‌یابی کامپوزیت ساخته شده از بررسی‌های ریزساختاری و خواص مکانیکی و فازی بر روی نمونه‌ها استفاده شد. بررسی‌های میکروسکوپی الکترونی گسیل میدانی بر روی مخلوط پودری آلومینیوم و نانو ذرات نشان داد که با انجام فرایند آسیاکاری، ذرات پس از آسیاکاری، در ابعاد نانومتری می‌باشند. نتایج آزمون‌های مکانیکی و مشاهدات ریزساختاری با استفاده از میکروسکوپ نوری و الکترونی روبشی درصد بهینه پودر تقویت‌کننده برای افزودن به مذاب آلومینیوم ۰/۵ درصد وزنی تشخیص داده شد. در نهایت، مشخص شد با افزایش استحکام به وسیله اضافه کردن مخلوط پودری آسیاکاری شده، درصد ازدیاد طول نسبت به فلز پایه به میزان قابل توجهی کاهش پیدا نکرده است.

واژه‌های کلیدی: نانو کامپوزیت، ریخته‌گری گردابی، خواص مکانیکی، Si₃N₄.

^۱- استادیار دانشکده ی مهندسی معدن متالورژی دانشگاه یزد

^۲- کارشناسی ارشد، دانشگاه صنعتی اصفهان، دانشکده ی مهندسی مواد

*- نویسنده مسئول مقاله: moshrefifar@yazd.ac.ir

پیشگفتار

خوبی برخوردار است. در عین حال مقاومت به خوردگی، رسانایی الکتریکی، هدایت حرارتی و شکل‌پذیری مناسب از دیگر ویژگی‌های این فلز پرکاربرد است. مجموع این ویژگی‌ها، باعث کاربرد گسترده آلومینیوم در صنایع هوافضا و خودروسازی شده است. افزودن مواد تقویت‌کننده مناسب به زمینه آلومینیوم از طریق کامپوزیت‌سازی می‌تواند باعث افزایش استحکام و سختی بدون افزایش چشمگیر در چگالی آلومینیوم (و در برخی موارد با کاهش چگالی)، کاهش ضریب انبساط حرارتی، افزایش استحکام خزشی و بهبود مقاومت به سایش شود [۱۵]. مسئله اصلی موجود برای ساخت این کامپوزیت‌ها، میزان ترشوندگی کم این ذرات با مذاب فلزات می‌باشد که امکان ساخت این کامپوزیت‌ها را به طرز صحیحی نمی‌دهد. این مسئله، باعث کاهش در خواص نهایی کامپوزیت ساخته شده می‌شود.

از جمله روش‌های مقرون به صرفه برای ساخت کامپوزیت زمینه فلزی می‌توان به روش ریخته‌گری گردابی اشاره کرد که یکی از بهترین روش‌های شناخته شده برای توزیع مناسب ذرات تقویت‌کننده درون زمینه است. در این روش، مذاب حاصل از فلز زمینه با استفاده از یک هم‌زن، هم زده می‌شود. ذرات تقویت‌کننده به مذاب اضافه شده و عمل هم زدن صورت می‌گیرد و ریخته‌گری نهایی مذاب درون قالب انجام می‌شود. اختلاط مذاب در حین هم زدن، با پراکندگی ذرات تقویت‌کننده درون مذاب، به ساخت کامپوزیت کمک می‌کند [۲۴-۱۶].

در اغلب روش‌های تولید ذوبی برای ایجاد ماده چگال با حضور ذرات جامد، رسیدن به توزیع یکنواخت ذرات، کار مشکلی است و این به دلیل تفاوت در چگالی مذاب و ذرات جامد می‌باشد. علاوه بر این، ذرات به علت انرژی سطحی بالا، تمایل به خوشه‌ای شدن دارند [۲۳]. در پژوهش‌های اخیر، به جای اضافه کردن مستقیم ذرات سرامیکی تقویت‌کننده، از مخلوط پودری آسیاب شده به منظور افزایش ترشوندگی بین فاز تقویت‌کننده و زمینه استفاده شد. علت اصلی استفاده از مخلوط پودری، افزایش ترشوندگی بین مذاب و ذرات تقویت‌کننده است. این مسأله، باعث خواهد شد تا نیروی جاذبه بین ذرات کاهش یافته و در نتیجه نیروهای ناشی از هم‌زن مکانیکی می‌تواند

نانوکامپوزیت‌های زمینه فلزی را می‌توان به عنوان دسته‌ای از مواد پیشرفته در نظر گرفت که دارای قابلیت‌های اساسی از جمله دانسیته کم، استحکام بالا، مدول الاستیسیته زیاد، ضریب انبساط حرارتی پایین و مقاومت سایشی خوب می‌باشند. معمولاً ترکیبی از این مواد در یک ماده غیر کامپوزیتی یافت نمی‌شود. افزودن ذرات تقویت‌کننده با مدول الاستیسیته بالا به زمینه فلزی، منجر به تولید موادی با خواص بینابین ذرات سرامیکی و زمینه می‌شود [۱]. امروزه کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی به علت وزن کم، استحکام، مدول الاستیسیته و مقاومت سایشی عالی، توسعه بسیار زیادی یافته و به عنوان جایگزین مناسب برای قطعات مورد استفاده در صنایع هوا فضا، خودروسازی و نظامی مورد توجه و مطالعه گسترده قرار گرفته‌اند. چنین خواصی، موجب کاهش مصرف سوخت و بنابراین کاهش آلودگی‌های زیست محیطی و هم چنین بهبود عملکرد و در نتیجه افزایش عمر اجزای ساخته شده از نانوکامپوزیت خواهد شد [۳ و ۲]. تاکنون تاثیر تقویت‌کننده‌های بسیاری مانند Al_2O_3 [۵ و ۴]، $[SiC و ۷]$ ، AIN [۸ و ۹]، $[TiB_2 و ۱۰ و ۱۱]$ ، B_4C [۱۲ و ۱۳] و گرافیت [۱۴] بر کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی مورد بررسی قرار گرفته است. نیتريد سيليسيم به دليل دانسيته پايين، نقطه ذوب و سختی بالا، پایداری حرارتی بسیار خوب در گستره دمایی زیاد، تافنس شکست عالی، مقاومت سایش بالا و مقاومت به شوک حرارتی بالا، بسیار مورد توجه است.

یکی از مهم‌ترین و پرکاربردترین انواع کامپوزیت‌ها، کامپوزیت‌های زمینه فلزی هستند که دارای خواص ویژه‌ای از جمله مقاومت به سایش بالا، رسانایی الکتریکی مناسب و استحکام دما بالای خوب می‌باشند. به‌عنوان مثال در صنایع خودروسازی، سیلندر با یک لایه کامپوزیت زمینه فلزی با خواص مقاومت به سایش و ضریب انتقال حرارت بالا پوشش داده می‌شود تا عمر کاری آن افزایش یابد. یکی از زمینه‌های پرکاربرد در کامپوزیت‌ها، آلومینیوم است. کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی به دلیل خواص ویژه این فلز، مورد توجه خاص قرار گرفته‌اند. آلومینیوم به واسطه چگالی پایین ($2.7g/cm^3$) از نسبت استحکام به وزن

شده در جدول (۲) برای ساخت نمونه‌های نانوکامپوزیتی استفاده شد. به این منظور ابتدا نانوذرات Si_3N_4 به میزان ۴۸٪ وزنی به همراه ۴۸٪ وزنی پودر آلومینیوم خالص به منظور افزایش ترشوندگی، ۲٪ وزنی اسید استئاریک و ۲٪ وزنی منیزیم به منظور کاهش سطح انرژی آسیاب و افزایش ترشوندگی با مذاب آلومینیوم استفاده شد. سپس مخلوط پودری فوق به همراه گلوله‌های آلومینایی با رنج قطر ۱۰ تا ۲۵ میلی‌متر و به میزان ۱۵ برابر وزنی نسبت به پودر اولیه داخل ظرفی از جنس تفلون به مدت ۲۰ ساعت تحت اتمسفر محافظ گاز آرگون با سیکل کاری زمان‌بندی شده در آسیاب گلوله‌ای سیاره‌ای آسیاب شد. برای ساخت نمونه‌های مختلف ابتدا ۶۰ گرم آلیاژ آلومینیوم ۶۰۶۱ در داخل بوتله گرافیتی قرار داده شد و با استفاده از کوره مقاومتی تا دمای ۷۵۰ درجه سانتی‌گراد حرارت داده شد. پس از ذوب کامل آلیاژ با فرو بردن همزن گرافیتی در مذاب، عمل همزدن و افزودن پودر تقویت‌کننده به میزان ۰/۵ و ۰/۷۵ درصد وزنی به مذاب صورت گرفت. سرعت همزن ۵۰۰ دور بر دقیقه و مدت همزدن ۱۵ دقیقه تنظیم شد. سپس مذاب را در داخل قالب فلزی U شکل با طول ۱۵ سانتی‌متر ریخته‌گری شد. برای مطالعه میکروساختاری، نمونه‌ها مانت سرد شده و به وسیله سنباده‌های ۱۲۰ تا ۲۵۰۰ سنباده زده و به وسیله خمیر الماسه ۰/۳ میکرون پولیش شد. در ادامه نمونه‌ها الکتروپولیش شده و با استفاده از محلول با ترکیب ۸۰۰ میلی‌لیتر اتانول، ۱۴۰ میلی‌لیتر آب مقطر و ۶۰ میلی‌لیتر اسید پرکلریک در ولتاژ ۶ ولت حکاکی شد [۲۸]. ریزساختار نمونه‌های نانوکامپوزیتی ابتدا با استفاده از میکروسکوپ نوری (Olympus GX51) در بزرگ نمایی‌های مختلف مورد ارزیابی قرار گرفت. از میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی جهت بررسی فازهای بین فلزی تشکیل شده بعد از عملیات‌های مذکور و همچنین بررسی ریخت ذرات قبل و بعد از آسیابکاری استفاده شد.

از خوشه‌ای شدن مجدد آن‌ها در مذاب جلوگیری کرده و به پخش ذرات و توزیع یکنواخت آن‌ها در مذاب کمک کند [۱۹]. نسبت به آلیاژ پایه، نانوکامپوزیت‌ها از سختی، استحکام تسلیم و استحکام نهائی بسیار بیش‌تر و انعطاف‌پذیری نسبتاً کمتری در دمای محیط برخوردارند. بررسی ریزساختار نانوکامپوزیت‌ها نیز نشان داده است که اندازه دانه و بازوهای دندریتی زمینه نانوکامپوزیت نسبت به آلیاژ مربوطه کوچک‌تر است. سرعت همزدن مذاب، دمای همزدن و نوع آمیزان از جمله مهم‌ترین پارامترهایی هستند که تأثیر زیادی بر روی توزیع و پراکندگی نانوذرات و در نتیجه خواص مکانیکی نانوکامپوزیت دارند.

اگر چه با ظهور روش‌های جدید تولید، همانند ریخته‌گری گردابی اصلاح شده و ریخته‌گری نیمه جامد، توزیع ذرات درون فلز زمینه بهبود یافته است؛ اما هنوز ماهیت خوشه‌ای شدن ذرات اثرات نامطلوبی را به وجود می‌آورد. از سوی دیگر، حضور عیوب ریختگی به دلیل فرایند ساخت کامپوزیت و ریخته‌گری، موجب افت خواص مکانیکی خواهد شد. شکل‌دهی ثانویه مانند نورد و اکستروژن، پس از ریخته‌گری نمونه‌های کامپوزیتی می‌تواند موجب شکستن خوشه‌های ذرات و در نتیجه، امکان توزیع یکنواخت‌تر ذرات تقویت‌کننده درون زمینه و حذف عیوب ساختاری شود.

در این پژوهش با استفاده از مخلوط پودری نانو ذرات Si_3N_4 به همراه پودر آلومینیوم خالص و منیزیم، نانو کامپوزیت هیبریدی زمینه آلومینیومی ساخته شد. بررسی خواص مکانیکی این نانوکامپوزیت‌ها نشان داده است که سختی، استحکام تسلیم و استحکام نهائی نانوکامپوزیت‌ها نسبت به آلیاژ پایه به میزان چشمگیری افزایش یافته است. انعطاف‌پذیری این نانوکامپوزیت‌ها به میزان ناچیزی کم‌تر از انعطاف‌پذیری آلیاژهای زمینه است.

مواد و روش‌ها

در این تحقیق، از نانوذرات Si_3N_4 با مشخصات جدول (۱) و آلیاژ Al6061 با ترکیب شیمیایی مشخص

جدول ۱- مشخصات نانو ذره Si_3N_4

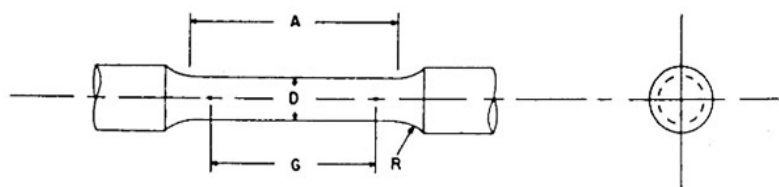
اندازه ذرات	(کروی) $< 50 \text{ nm}$
سطح ویژه	12310.3 m^2
چگالی	$3/44 \text{ g/ml at } 25 \text{ }^\circ\text{C}$
چگالی حجمی	$0/046 \text{ g/ml}$
استحکام خمشی	830 MPa
مدول الاستیک	310 GPa

جدول ۲- ترکیب شیمیایی (درصد وزنی) آلیاژ آلومینیم ۶۰۶۱

عنصر	Mg	Si	Fe	Cu	Cr
درصدوزنی	0/87	0/6	0/56	0/21	0/08

فازی ذرات ساخته شده و همچنین پی بردن به اثر عامل هیدرولیزکننده بر ساختار ذرات ساخته شده آزمون پراش پرتوی ایکس با استفاده از دستگاه Philips مدل Xpert انجام شد. در این آزمون‌ها از پرتوی تک‌فام $CuK\alpha$ با طول موج $1/5406$ آنگستروم از زاویه 10 تا 100 درجه استفاده شد. آزمون آنالیز حرارتی با استفاده از دستگاه Bahr مدل STA504 به منظور بررسی پایداری ذرات در دمای ریخته‌گری، با نرخ گرم کردن 10 درجه سانتی‌گراد بر دقیقه و تحت گاز آرگون انجام شد. به منظور بررسی ابعاد محصولات پس از آسیاکاری از میکروسکوپ الکترونی گسیل میدانی مدل Mira3 TESCAN- XMU و به منظور بررسی سطوح شکست نمونه‌ها از میکروسکوپ الکترونی روبشی Philips مدل XI30 استفاده شد.

همچنین برای تعیین سختی نمونه‌ها از آزمون برینل با قطر ساچمه فرو رونده $2/5 \text{ mm}$ و اعمال بار $31/25 \text{ kg}$ استفاده شد. از هر نمونه پنج بار سختی گرفته شد و میانگین مقادیر به دست آمده به عنوان عدد نهایی گزارش شد. برای تعیین استحکام کششی نمونه‌های کامپوزیتی، سه نمونه بر اساس استاندارد ASTM-E8M-04 با طول گیج (G) 20 و قطر (D) 4 میلی‌متر طبق شکل (۱) تهیه شد. این آزمایش با استفاده از دستگاه آزمون کشش یونیورسال سنتام ساخت ایران انجام گردید. سرعت اعمال کرنش در این آزمون برابر با 3 میلی‌متر بر دقیقه در نظر گرفته شد. البته برای از بین بردن عوامل خطا همچون خطاهای دستگاهی و خطاهای اندازه‌گیری از هر نمونه سه عدد ساخته و مورد آزمون قرار گرفت و در نهایت برآیند نتایج سه آزمون انجام شده گزارش شد. به منظور آنالیز



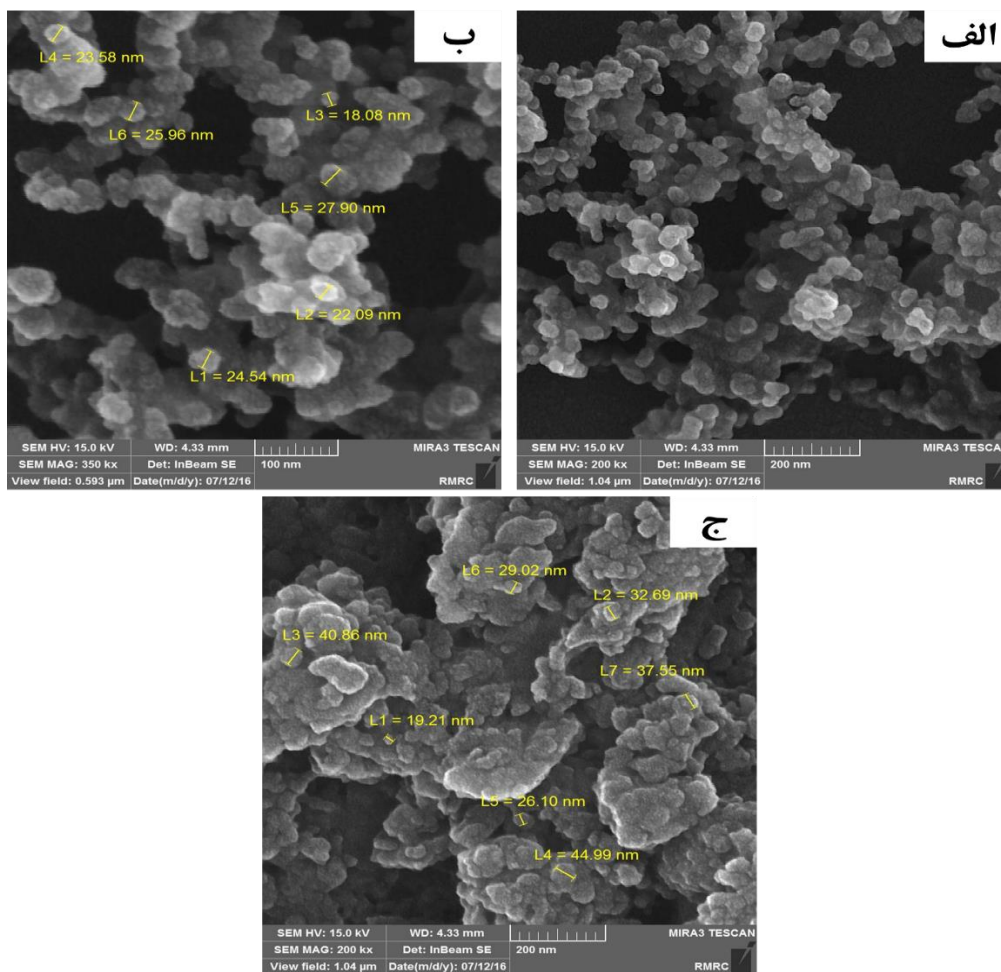
شکل ۱- شکل نمونه تست کشش بر اساس استاندارد ASTM-E8M-04

نتایج و بحث

می‌دهد قرار می‌گیرد. در ارتباط با اتفاقاتی که در مذاب در حین پراکنده ساختن نانوذرات و قبل از ریخته‌گری رخ می‌دهد، می‌توان در این مورد به شناور شدن و تا حدی به کلوخه‌ای شدن نانوذرات اشاره کرد؛ ولی در خصوص پدیده‌هایی که در حین انجماد رخ می‌دهد، مهم‌ترین مسئله اندرکنش بین جبهه انجماد و نانوذرات است که به فاکتورهای بسیاری وابسته می‌باشد که از جمله می‌توان به شکل جبهه انجماد، سرعت انجماد، کسر حجمی نانوذرات، گرادیان دمایی و گرادیان غلظت عناصر آلیاژی در جلوی جبهه انجماد اشاره نمود [۲۹]. بدیهی است اگر نانوذرات در مذاب از پراکندگی مناسبی برخوردار نباشد، نمی‌توان انتظار داشت که توزیع نانوذرات در نمونه حاصل شده از انجماد این مذاب مطلوب باشد [۳۰].

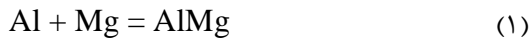
در شکل ۲، تصویر میکروسکوپی الکترون گسیل میدانی از نانو ذرات Si_3N_4 قبل از آسیاکاری (شکل ۲-الف) و پودر مخلوط شده پس از آسیاکاری (شکل ۲-ب) نشان داده شده است. همان‌گونه که مشخص است پس از آسیاکاری، نانو ذرات با اندازه کم‌تر از ۱۰۰ نانومتر تشکیل شده‌اند. دلیل این امر را می‌توان به انرژی و زمان زیاد آسیاکاری نسبت داد که موجب واکنش ترکیبات با یکدیگر و تشکیل نانو ذرات می‌شود. همانطور که مشخص است اندازه‌ی ذرات قبل و بعد از آسیاکاری تغییر چندانی نکرده است.

مسلماً توزیع نانوذرات در زمینه تحت تاثیر اتفاقاتی که در مذاب در حین پراکنده ساختن نانوذرات و قبل از ریخته‌گری و همچنین پدیده‌هایی که در حین انجماد رخ



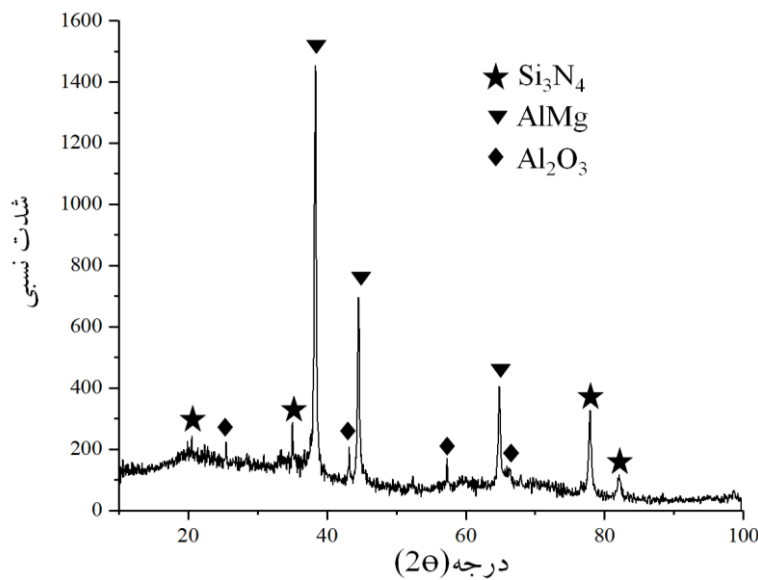
شکل ۲- تصاویر میکروسکوپ الکترونی گسیل میدانی الف و ب) تصاویر Si_3N_4 قبل از آسیاکاری، ج) تصویر پودر تقویت‌کننده بعد از آسیاکاری

Si₃N₄ پس از آسیاکاری به مخلوطی از نانو ذرات Si₃N₄، Al₂O₃ و AlMg تبدیل می‌شود. دلیل وجود فازهای AlMg و Al₂O₃ وجود پودر آلومینیوم و منیزیم در مخلوط پودر اولیه که پس از آسیاکاری تشکیل شده است، می‌باشد. روابط (۱) و (۲) بیانگر واکنش‌های مربوط به تشکیل AlMg و Al₂O₃ می‌باشد.

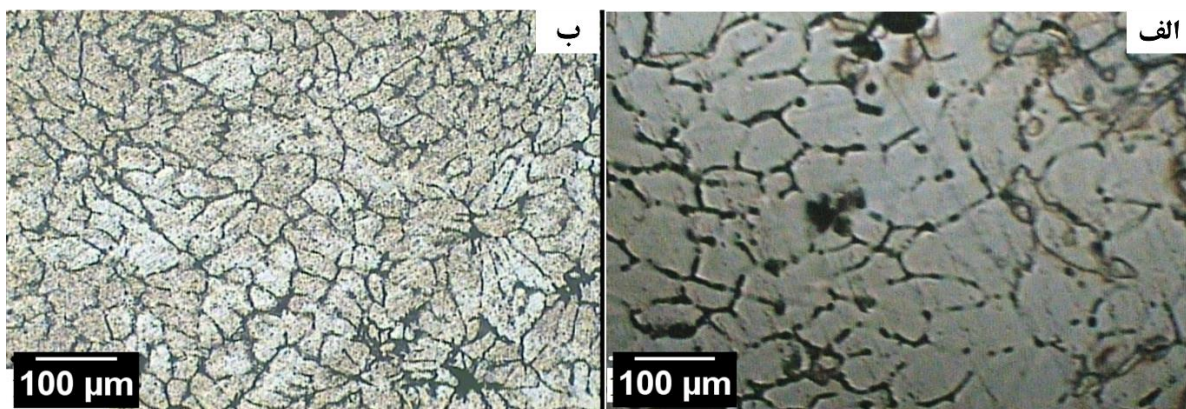


به نظر می‌رسد با آسیاکاری بر روی ذرات تقویت کننده، در اثر نیروهای ضربه‌ای و برشی شدید ناشی از گلوله‌های آسیاب، خوشه‌های نانوذرات از بین رفته و نانوذرات به صورت مجزا در زمینه پودر حاصله توزیع شده‌اند [۳۱]. به منظور بررسی بهتر ذرات تقویت کننده در شکل (۳) الگوی پراش پرتوی ایکس پودر تقویت کننده، آورده شده است.

مشخص است مخلوط پودری آلومینیوم، منیزیم و



شکل ۳- الگوی پراش پرتوی ایکس حاصل از پودر تقویت کننده تولید شده



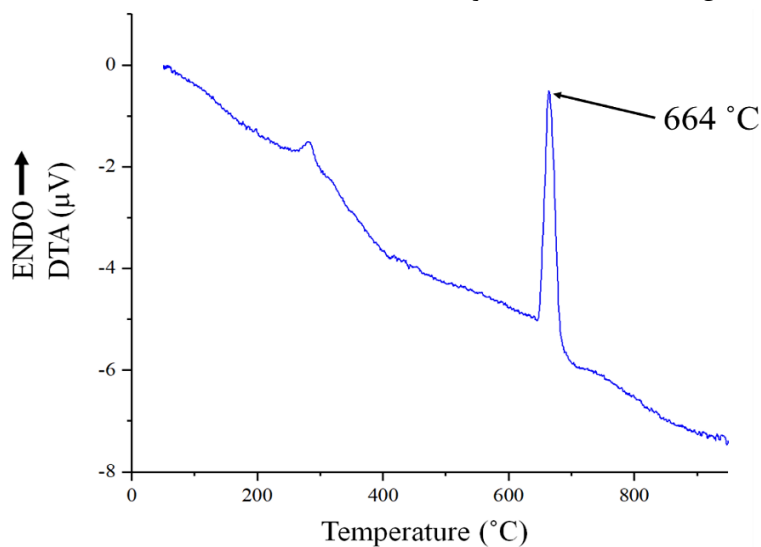
شکل ۴- تصاویر حاصل از میکروسکوپ نوری نمونه‌های ریخته‌گری و نورد شده، (الف) بدون ذرات تقویت کننده و (ب) با ۰/۱۵٪ ذرات تقویت کننده

۹۵۰ درجه سانتی‌گراد هیچ پیکی مبنی بر واکنش بین نانوذرات تقویت‌کننده و مذاب آلومینیوم مشاهده نمی‌شود. از این رو انتظار می‌رود با اضافه نمودن ذرات تقویت‌کننده به مذاب، به دلیل پایداری بالای آن‌ها هیچ واکنشی بین آن‌ها اتفاق نیافتد. لذا می‌توان نتیجه گرفت با اضافه نمودن فاز تقویت‌کننده به مذاب، عامل تقویت‌کننده زمینه، همان ذرات اضافه شده به مذاب می‌باشند.

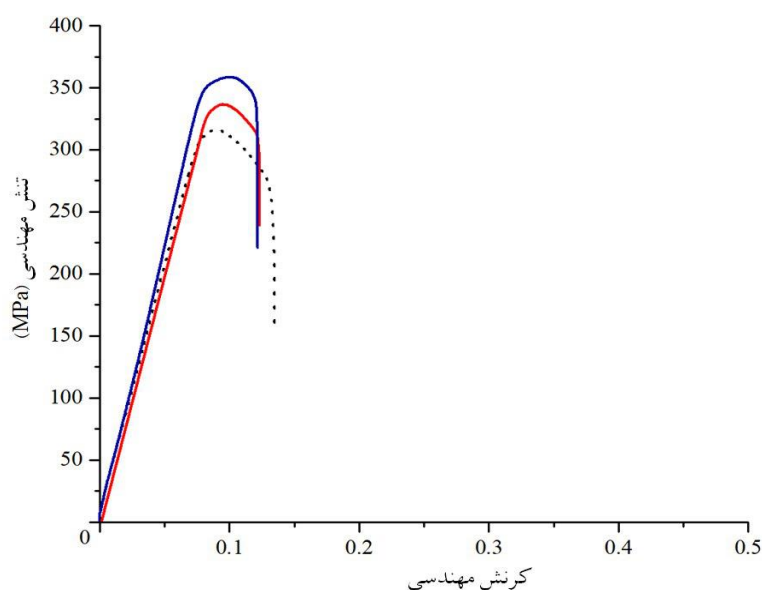
شکل (۶) منحنی تنش- کرنش کامپوزیت‌های ساخته شده با درصد‌های مختلف پودر تقویت‌کننده را نشان می‌دهد.

به منظور بررسی واکنش‌های احتمالی بین فاز تقویت‌کننده و مذاب، از آزمون آنالیز گرماسنجی افتراقی استفاده شد. بدین منظور ابتدا مخلوطی حاوی ۵۰ درصد از فاز تقویت‌کننده به همراه ۵۰ درصد از پودر آلومینیوم خالص، به مدت ۱۰ دقیقه مخلوط شده و سپس پودر حاصل تحت آنالیز حرارتی قرار گرفت. در شکل (۵) منحنی گرماسنجی افتراقی ارائه شده است.

در این منحنی یک پیک گرماگیر در حوالی ۶۵۰ درجه سانتی‌گراد وجود دارد که مربوط به ذوب آلومینیوم است. با توجه به این منحنی مشخص است که تا دمای حدود



شکل ۵- منحنی گرماسنجی افتراقی نمونه حاوی ۵۰ درصد فاز تقویت‌کننده



شکل ۶- منحنی تنش- کرنش کامپوزیت‌های تولیدی با درصد مختلف پودر تقویت‌کننده

با توجه به این آزمون، استحکام تسلیم نمونه کامپوزیتی حاوی ۰/۵٪ مخلوط پودری آسیاب شده، ۱۳ درصد نسبت به نمونه غیر کامپوزیتی افزایش داشته است. همچنین با توجه به نتایج بدست آمده می‌توان این گونه برداشت کرد که با اضافه نمودن فاز تقویت‌کننده به مذاب، نانو ذرات Al₂O₃، AlMg، Si₃N₄ به صورت همگن و یکنواخت در داخل مذاب پراکنده شده و موجب افزایش استحکام کامپوزیت ساخته شده می‌شوند.

در شکل ۷ سختی آلیاژ پایه و نمونه‌های نانوکامپوزیتی حاوی ۰/۵ و ۰/۷۵ درصد از مخلوط پودری آسیاب شده نشان داده شده است. سختی نمونه آلومینیوم غیرکامپوزیتی ۳۵/۶ برینل و سختی نمونه حاوی ۰/۵٪ تقویت‌کننده ۹۵/۷۵ برینل و نمونه حاوی ۰/۷۵٪ تقویت‌کننده ۸۶/۳ برینل اندازه‌گیری شد. دیده می‌شود که بیش‌ترین سختی متعلق به نمونه نانوکامپوزیتی حاوی ۰/۵٪ پودر تقویت‌کننده می‌باشد.

به نظر می‌رسد علت سختی بالای این نمونه را می‌توان مربوط به حضور فازهای تقویت‌کننده سرامیکی در زمینه فلزی و همچنین نقش جوانه‌زایی این ذرات و ریزدانه‌گی کامپوزیت ساخته شده در نتیجه افزایش استحکام و سختی می‌باشد. بر اساس رابطه هال-پیچ، هرچه اندازه دانه ریزتر باشد، سختی و استحکام نمونه بالاتر می‌باشد. بنابراین، به نظر می‌رسد یکی از دلایل افزایش سختی و استحکام نمونه حاوی ۰/۵٪ فاز تقویت‌کننده، ریزدانه‌گی آن نسبت به نمونه غیرکامپوزیتی و اثر هال-پیچ باشد. همچنین با وارد شدن ذرات سخت در زمینه نرم فلزی، ذرات خواص ذاتی خود را به زمینه منتقل کرده و باعث افزایش سختی و استحکام زمینه می‌شوند.

با توجه به نتایج حاصل از خواص مکانیکی، مشخص شد که نمونه حاوی ۰/۵٪ نانو ذرات تقویت‌کننده دارای خواص بهینه می‌باشد. بنابراین بررسی‌های ساختاری بر روی نمونه بهینه و نمونه شاهد انجام شد. در شکل (۴-الف) تصویر میکروسکوپ نوری آلومینیوم تقویت‌نشده و (۴-ب) تصویر آلومینیوم تقویت‌شده حاوی ۰/۵ درصد از نانو ذرات تقویت‌کننده نشان داده شده است. همان‌گونه که از این تصاویر مشخص است با اضافه نمودن نانو ذرات، اندازه دانه

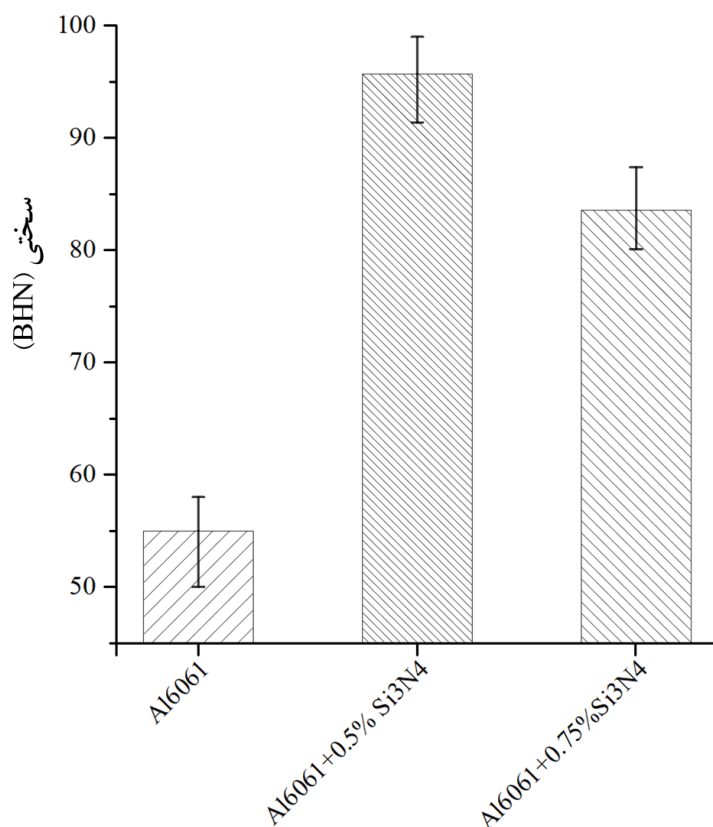
همان‌گونه که مشخص است با افزایش درصد نانو ذرات، ازدیاد طول به مقدار کمی کاهش می‌یابد. انعطاف‌پذیری در کامپوزیت‌های زمینه فلزی نسبت به فلز زمینه، کاهش می‌یابد. با افزایش استحکام مواد، انعطاف‌پذیری کاهش می‌یابد، این موضوع یک پدیده طبیعی و قابل پیش‌بینی است. از طرفی ذرات تقویت‌کننده در نمونه‌های کامپوزیتی، به عنوان مراکز تمرکز تنش در زمینه عمل می‌کنند و باعث کاهش درصد افزایش طول می‌شوند. نمونه حاوی ۰/۵٪ نانوذره دارای بیش‌ترین استحکام در مقایسه با آلیاژ پایه می‌باشد. دلیل افزایش استحکام کامپوزیت را می‌توان به حضور نانوذرات موجود در زمینه که باعث جلوگیری از حرکت نابجایی‌ها و ایجاد سد جلوی آن‌ها و در نتیجه افزایش میزان تنش بحرانی مورد نیاز برای حرکت نابجایی - ها نسبت داد. مکانیزم اوروان یکی دیگر از مکانیزم‌های افزایش استحکام کامپوزیت است. این مکانیزم نقش مهمی در استحکام‌بخشی کامپوزیت‌های زمینه فلزی دارد. ژانگ و همکاران [۳۲] دلیل این امر را بالاتر بودن اثر استحکام‌بخشی اوروان نسبت به سایر مکانیزم‌های استحکام‌بخشی نسبت داده‌اند. مکانیزم اوروان، اثر متقابل ذرات با نابجایی‌ها تعریف می‌شود. ذرات موجود در زمینه تحت نیروی خارجی، موجب تشکیل حلقه‌های نابجایی در اطرافشان (حلقه اوروان) می‌شوند. اثر اوروان به صورت رابطه (۳) بیان می‌شود. در این معادله، b بردار برگرز و G مدول برشی زمینه است. با کاهش اندازه ذرات، اثر مکانیزم اوروان افزایش می‌یابد. با این حال اندازه ذره بحرانی وجود دارد که کم‌تر از آن، مکانیزم استحکام‌دهی اوروان به یک‌باره کاهش پیدا می‌کند. اندازه بحرانی ذرات بستگی به کسر حجمی ذرات دارد، بطوری که باید $5/44$ برابر بزرگ‌تر از بردار برگرز نابجایی‌ها در زمینه باشد.

$$\Delta\sigma_{OR} = \frac{0 \cdot 13bG}{d_p \left(\sqrt[3]{\frac{1}{2\nu_p}} - 1 \right)} \ln \left(\frac{d_p}{2b} \right) \quad (3)$$

البته افزایش میزان پودر مخلوط‌شده فلزی، باعث افزایش تخلخل و کلوخه شدن نیز می‌شود که این عوامل تاثیر خود را در نمونه حاوی ۰/۷۵٪ نشان داده است که باعث کاهش در استحکام کامپوزیت شده است.

همان‌طور که مشخص است با انجام فرایند کامپوزیت‌سازی، اندازه دانه از ۹۸/۲ به ۵۴/۲ میکرومتر کاهش پیدا کرده است. این اعداد بیان‌کننده مؤثر بودن نقش جوانه‌زایی و جلوگیری از رشد دانه توسط فاز تقویت‌کننده در زمینه آلومینیوم می‌باشد.

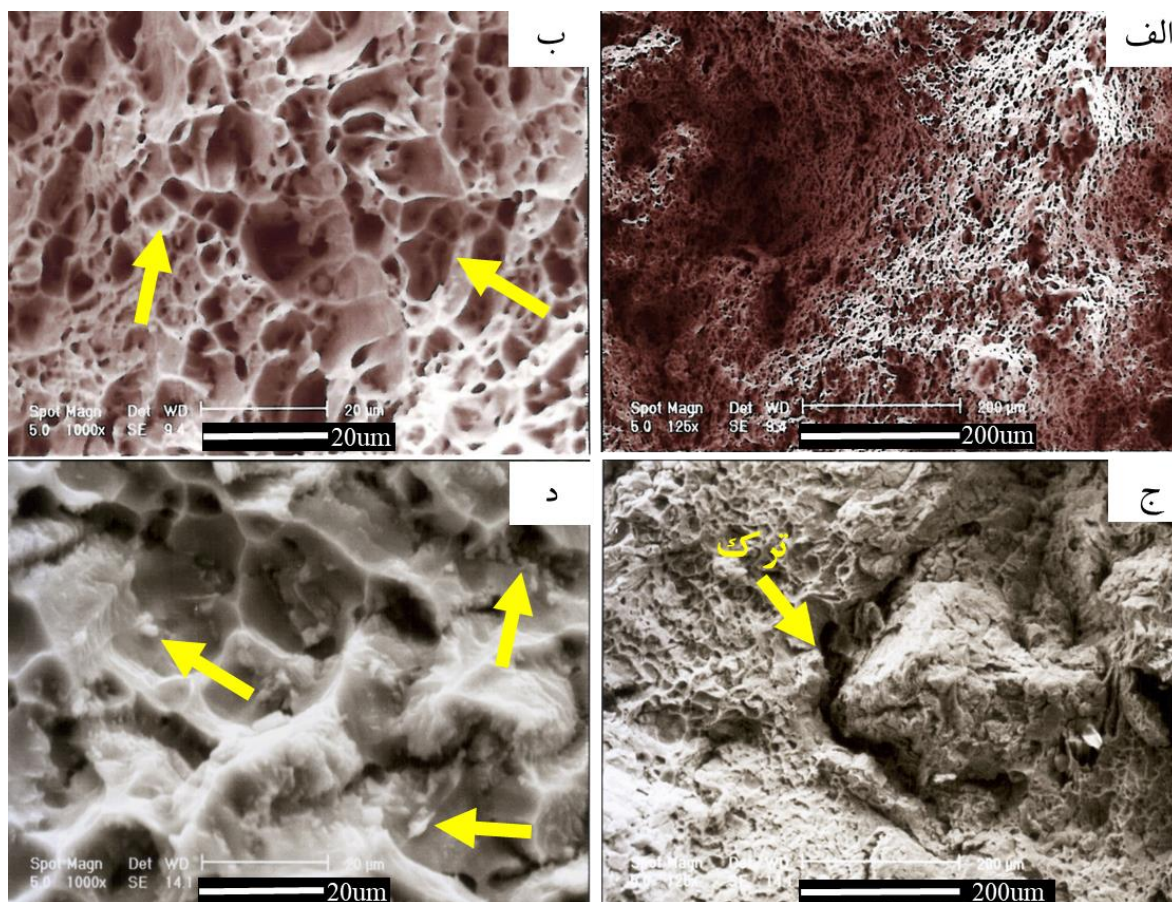
نمونه کامپوزیتی کاهش یافته است. این موضوع به دلیل ایفاکردن نقش جوانه‌زایی ذرات اضافه شده به مذاب آلومینیوم و کاهش در اندازه دانه فلز پایه می‌باشد. در جدول ۳ متوسط اندازه دانه نمونه‌های غیر کامپوزیتی و کامپوزیتی ارائه شده است.



شکل ۷- مقایسه نتایج سختی سنجی نمونه‌های حاوی درصد‌های مختلف پودر تقویت‌کننده و آلیاژ پایه

جدول ۳- متوسط اندازه دانه نمونه‌های غیر کامپوزیتی و کامپوزیتی حاوی ۵/۰ درصد نانو ذرات تقویت‌کننده

اندازه دانه نمونه غیر کامپوزیتی (میکرومتر)	۹۸/۲
اندازه دانه نمونه کامپوزیتی حاوی ۵/۰ درصد نانو ذرات تقویت‌کننده (میکرومتر)	۵۴/۲



شکل ۸- تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی مربوط به سطح مقطع شکست نمونه کامپوزیتی،

الف و ب) حاوی ۰/۵٪ تقویت‌کننده و ج و د) حاوی ۰/۷۵٪ فاز تقویت‌کننده

به سطح مقطع شکست نمونه کامپوزیتی حاوی ۰/۷۵٪ فاز تقویت‌کننده نشان داده شده است. در شکل ۸-ج، ترکیب با پیکان در سطح شکست این نمونه مشخص شده است. به نظر می‌رسد حضور ذرات کلوخه شده تقویت‌کننده در زمینه آلومینیومی، باعث جوانه‌زنی زود هنگام ترک در زمینه حین اعمال تنش کششی شده است. در ادامه این ترک‌ها شروع به رشد کرده و باعث افت خواص مکانیکی می‌شود. در شکل ۸-د، ذراتی با پیکان مشخص شده‌اند که به احتمال زیاد ذرات تقویت‌کننده کلوخه شده می‌باشند.

نتیجه‌گیری

در این تحقیق بررسی تاثیر درصد نانوذرات بر خواص

شکل (۸-الف و ب)، تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی مربوط به سطح مقطع شکست نمونه کامپوزیتی حاوی ۰/۵٪ فاز تقویت‌کننده می‌باشد. این نمونه دارای تعداد زیادی دیمپل می‌باشد که از مشخصه‌های مهم شکست نرم در آزمون شکست کششی است. در بزرگ‌نمایی زیاد این تصاویر، پیکان‌هایی مشخص است که مبنی بر ادغام دیمپل‌ها با یکدیگر است. این حالت بیان‌کننده بالا بودن میزان درصد ازدیاد طول در نمونه حاوی ۰/۵٪ مخلوط پودری می‌باشد [۳۳ و ۳۴]. با توجه به نتایج حاصل از آزمون کشش به نظر می‌رسد این نمونه دارای پراکندگی قابل قبول ذرات تقویت‌کننده در زمینه است که موجب افزایش استحکام کششی شده است. در شکل ۸-ج و د تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی مربوط

این رو تغییرات درصد ازدیاد طول (انعطاف پذیری) نمونه‌های نانوکامپوزیتی با افزایش فاز تقویت‌کننده روندی کاهشی را نشان دادند.

۴- سختی نمونه‌های نانوکامپوزیتی با افزایش پودر تقویت‌کننده حاوی نانوذرات تقویت‌کننده به میزان قابل توجه‌ای بیش‌تر از سختی آلیاژ ریختگی پایه است.

۵- سطح شکست نمونه حاوی ۰/۷۵٪ فاز تقویت‌کننده دارای ترک و آگلومره‌های فاز تقویت‌کننده بود؛ اما در نمونه ۰/۵٪ فاز تقویت‌کننده فقط دیمپل مشاهده شد که به نظر می‌رسد به دلیل پراکندگی یکنواخت‌تر ذرات تقویت‌کننده در زمینه‌ی فلزی باشد.

و ریزساختار نانوکامپوزیت زمینه آلومینیومی به همراه ذرات تقویت‌کننده Al_2O_3 و $AlMg$ ، Si_3N_4 به روش ریخته‌گری گردابی مورد ارزیابی و پژوهش قرار گرفت، می‌توان به موارد زیر به عنوان مهم‌ترین نتیجه‌گیری‌های حاصل از این پژوهش نام برد:

۱- آزمون پراش پرتوی ایکس نشان داد که با انجام فرایند آسیاکاری مخلوط پودری، نانو ذرات Al_2O_3 و $AlMg$ همراه با نانو ذرات Si_3N_4 ساخته می‌شوند.

۲- نمونه حاوی ۰/۵٪ نانوذره دارای بیش‌ترین استحکام تسلیم و استحکام کششی در مقایسه با آلیاژ پایه می‌باشد.

۳- ذرات تقویت‌کننده در نمونه‌های کامپوزیتی، به عنوان مراکز تمرکز تنش در زمینه عمل می‌کنند و باعث کاهش درصد افزایش طول می‌شوند، از

References:

1- Khademian, M., "Investigation on effect of casting temperature and mixing time on microstructure and mechanical properties of Al-B₄C nano composites by vortex method," M. Sc. Thesis, Faculty of Materials & Manufacturing Processes, Malek Ashtar University, Tehran, 2013.

2- Onoro, J., Salvador, M., and Cambronero, L., "High-temperature mechanical properties of Aluminium alloys reinforced with boron carbide particles," Materials Science and Engineering: A, Vol. 499, No. 1, pp. 421-426, 2009.

3- Yazdani, A., and Salahinejad, E., "Evolution of reinforcement distribution in Al-B₄C composites during accumulative roll bonding," Materials & Design, Vol. 32, No. 6, pp. 3137-3142, 2011.

4- Prabhu, B., Suryanarayana, C., and an, L., and Vaidyanathan, R., "Synthesis and characterization of high volume fraction

Al-Al₂O₃ nanocomposite powders by high-energy milling," Materials Science and Engineering: A, Vol. 425, No. 1, pp. 192-200, 2006.

5- Ozdemir, I., Ahrens, S., Mücklich, S., and Wielage, B., "Nanocrystalline Al-Al₂O₃p and SiCp composites produced by high-energy ball milling," Materials Processing Technology, Vol. 205, No. 1, pp. 111-118, 2008.

6- Alizadeh, M., and Paydar, M. H., "Fabrication of nanostructure Al/SiCp composite by accumulative roll-bonding (ARB) process," Alloys and Compounds, Vol. 492, No. 1, pp. 231-235, 2010.

7- Mazahery, A., and Shabani, M. O., "Nano-sized silicon carbide reinforced commercial casting Aluminum alloy matrix: Experimental and novel modeling evaluation," Powder Technology, Vol. 217, pp. 558-565, 2012.

8- Abdoli, H., Asgharzadeh, H., and Salahi, E., "Sintering behavior of Al-AlN-

- nanostructured composite powder synthesized by high-energy ball milling," *Alloys and Compounds*, Vol. 473, No. 1, pp. 116-122, 2009.
- 9- Abdoli, H., Salahi, E., Farnoush, H., and Pourazrang, K., "Evolutions during synthesis of Al-AlN-nanostructured composite powder by mechanical alloying," *Alloys and Compounds*, Vol. 461, No. 1, pp. 166-172, 2008.
- 10- Sadeghian, Z., Enayati, M. H., and Beiss, P., "In situ production of Al-TiB₂ nanocomposite by double-step mechanical alloying," *materials science*, Vol. 44, No. 10, pp. 2566-2572, 2009.
- 11- Sivaprasad, K., and Babu, S., Natarajan, S., Narayanasamy, R., Kumar, B. A., and Dinesh, G., "Study on abrasive and erosive wear behaviour of Al6063/TiB₂ in situ composites," *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 498, No. 1, pp. 495-500, 2008.
- 12- Komarasamy, M., Mishra, R.S., Baumann, J.A., Grant, G., and Hovanski, Y., "Processing, microstructure and mechanical property correlation in Al-B₄C surface composite produced via friction stir processing," *Friction Stir Welding and Processing VII*, pp. 39-46, 2013.
- 13- Varol, T., and Canakci, A., "Synthesis and characterization of nanocrystalline Al 2024-B₄C composite powders by mechanical alloying," *Philosophical Magazine Letters*, No. ahead-of-print, pp. 1-7, 2013.
- 14- Son, H., Kim, T., Suryanarayana, C., and Chun, B., "Homogeneous dispersion of graphite in a 6061 Aluminum alloy by ball milling," *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 348, No. 1, pp. 163-169, 2003.
- ۱۵- نفیسه سادات مدقن و محمد مزینانی، "تولید ماده‌ی مرکب زمینه آلومینیم با نانوذرات Al_2O_3 به روش ریخته‌گری گردابی و بررسی تاثیر فرآیند نورد سرد بعدی بر ریزساختار و خواص مکانیکی آن"، *مجله مواد نوین*، جلد ۵، شماره ۳، بهار ۱۳۹۴.
- 16- Habibnejad, M., "Tribological behavior of pure Mg and AZ31 Magnesium alloy strengthened by Al₂O₃ nanoparticles", *Wear*, Vol. 268, pp.405-412, 2010.
- 17- Habibnejad, M., "Enhanced properties of Mg-based nano-composites reinforced with Al₂O₃ nanoparticles", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 519, pp.198-203, 2009.
- 18- Mazahery, A., "Development of high-performance A356/nano-Al₂O₃ composites", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 518, pp.61-64, 2009.
- 19- Dehghan Hamedan, A., Shahmiri, M., "Production of A356-1 wt% SiC nanocomposite by the modified stir casting method", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 556, pp.921-926, 2012.
- 20- Hashim, J., Looney, L., and Hashmi, M.S.J., "Metal matrix composites: production by the stir casting method," *Journal of Materials Processing Technology*, 92-93, pp. 1-7. 1999.
- 21- Brabazon, D., Browne, D.J., and Carr, A.J., "Mechanical stir casting of Aluminum Alloys from the mushy state: process, microstructure and mechanical properties," *Materials Science and Engineering A*, 326, pp. 370-381. 2002.

- 22- Babu, N.H., Tzamtzis, S., Barekar, N., Patel, J.B., and Fan, Z., "Fabrication of matrix composites under intensive shearing," *Composites part A*, 40, pp. 144-151. 2009.
- 23- Mula, S., Padhi, P., Pabi, S.C., and Gosh, S., "On structure and mechanical properties of ultrasonically cast- %2 Al₂O₃ nanocomposite", *Materials Research Bulletin*, 44, pp. 1154-1160. 2009.
- 24- Rosso, M., "Ceramic and metal matrix composites: Routes and properties", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 175, pp. 364-375, 2006.
- 25- Hari Babu, N., "Fabrication of metal matrix composites under intensive shearing", *Solid State Phenomena*, Vols. 141-143, pp. 373-378, 2008.
- 26- particulate metal matrix composite produced by advanced shear technology", *Journal of Materials Engineering and Performance*, Vol. 18(9), pp. 1230-1240, 2009.
- 27- Tzamtzis, S., "Processing of advanced Al/SiC particulate metal matrix composites under intensive shearing – A novel Rheo-process", *Composites, Part A*, Vol. 40, pp. 144-151, 2009.
- 28- Hajihashemi, M., "Journal of advanced materials and processing," Vol. 1, No. 3, pp. 19-26, 2013. Brisbane, Australia.
- 29- Stefanescu, D., "Behavior of ceramic particles at the solid/liquid metal interface in metal matrix composites," *Metallurgical Transaction*, Vol. 19A (11), pp. 2847-55, 1988.
- ۳۰- دهقان همدان، ع. و ، شاهمیری، م.، "تأثیر روش ساخت و نحوه افزودن نانوذرات کاربید سیلیسیم به مذاب بر روی ریزساختار و خواص مکانیکی نانوکامپوزیت ریختگی A356/1%wt. SiC"، فرآیندهای نوین در مهندسی مواد، دوره ۷ ، شماره ۱، ۱۳۹۲.
- 31- Dehghan Hamedan, A., and Shahmiri, M., "Synthesis and characterization of Al-SiC nanocomposite powders with high quantity of SiC prepared by high-energy ball milling," 2nd International congress of nanotechnology, Iran, Tabriz, 2008.
- 32- Zhang, Z., Chen, D.L., "Contribution of Orowan strengthening effect in particulate-reinforced metal matrix nanocomposites", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 483, pp. 148-152, 2008.
- 33- Kalifa, W., Samuel, F.H., and Gruzleski, J.E., "Iron Intermetallic Phases in the Al Corner of the Al-Si-Fe System", *Metallurgical and Materials Transactions A*, 34, p. 807. 2003.
- 34- Taylor, J. A., "The Effect of Iron in Al-Si Casting Alloys", Cooperative Research Centre for Cast Metals Manufacturing (CAST), University of Queensland

