

تولید ماده‌ی مرکب زمینه آلومینیم با نانوذرات Al_2O_3 به روش ریخته‌گری گردابی و بررسی تأثیر فرایند نورد سرد بعدی بر ریزساختار و خواص مکانیکی آن

نفیسه سادات مدقن*^۱، محمد مزینانی^۲

چکیده

در تحقیقات انجام گرفته در چند سال اخیر، استفاده از نانوذرات در مواد مرکب زمینه فلزی به دلیل اثرات برتر آن‌ها بر خواص مکانیکی و فیزیکی، مورد توجه زیاد پژوهش‌گران 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. در فرایند ساخت، نانوذرات تمایل به تشکیل توده‌های ذره‌ای به شکل خوشه‌ای دارند. توده‌ای شدن نانوذرات اثرات نامطلوبی بر استحکام و انعطاف‌پذیری مواد مرکب ذره‌ای دارد. در این تحقیق، از روش ریخته‌گری گردابی برای تهیه‌ی نمونه‌های ماده‌ی مرکب تقویت شده با نانوذرات استفاده شد و پس از آن، نمونه‌های ریخته‌گری شده به منظور بهبود توزیع ذرات درون زمینه، به میزان‌های مختلف نورد سرد شدند. سپس، بررسی‌های ریزساختاری و خواص مکانیکی بر روی آن‌ها انجام شدند. نتایج آزمون کشش و مشاهدات ریزساختاری با استفاده از میکروسکوپ نوری و الکترونی روبشی، تأثیر سودمند نورد سرد بر اصلاح ریزساختاری را تأیید کردند. با انجام فرایند آنیل، آثار کارسختی ناشی از نورد سرد در نمونه‌ها حذف شد و استحکام و انعطاف‌پذیری آن‌ها افزایش یافت. چقرمگی نمونه‌های نورد شده نسبت به نمونه‌های اولیه (as-cast) تقریباً ۱۹ برابر افزایش یافت.

واژه‌های کلیدی: نانوذرات، ریخته‌گری گردابی، نورد سرد، توزیع ذرات، خوشه‌های ذرات، خواص مکانیکی

^۱ - فوق لیسانس دانشگاه فردوسی مشهد، دانشکده مهندسی، گروه مواد

^۲ - استادیار دانشگاه فردوسی مشهد، دانشکده مهندسی، گروه مواد

* - نویسنده مسوول مقاله: n.modghan@gmail.com

پیشگفتار

در سال‌های اخیر، روش‌های تولید و خواص مواد مرکب زمینه فلزی به‌طور گسترده‌ای مورد مطالعه قرار گرفته‌اند. این مواد کاربردهای زیادی در صنایع مختلف از جمله هوا-فضا، خودروسازی، ورزشی و نظامی دارند، و این به دلیل ویژگی‌های مکانیکی مطلوب آن‌هاست. در ریزساختار مواد مرکب زمینه فلزی، یک فاز تقویت کننده که معمولا ترکیبی سرامیکی است، درون زمینه‌ای از یک فلز (یا آلیاژ) نرم و انعطاف پذیر قرار داده می‌شود. از جمله ویژگی‌های فیزیکی و مکانیکی مطلوبی که مواد مرکب زمینه فلزی دارند می‌توان به نسبت بالای مدول ینانگ به چگالی (مدول ویژه)، استحکام تسلیم و استحکام کششی نسبتا بالا، استحکام خستگی مناسب، مقاومت به سایش و خوردگی خوب و ضریب انبساط حرارتی پایین اشاره کرد [۱].

معمولا از ذرات تقویت کننده‌ی سرامیکی با ابعاد میکرونی برای بهبود استحکام زمینه‌ی فلزی استفاده می‌شود، اما انعطاف‌پذیری فلز با افزودن این ذرات کاهش می‌یابد [۱]. امروزه استفاده از نانوذرات سرامیکی به‌علت افزایش استحکام ماده‌ی مرکب با ارائه‌ی میزان مطلوبی از انعطاف‌پذیری، مورد توجه بسیاری قرار گرفته‌اند. با استفاده از این نانو تقویت کننده‌ها، مقاومت به خزش در دمای بالا و عمر خستگی بهبود می‌یابند [۱]. انعطاف-پذیری بهتر نانو ماده‌ی مرکب در مقایسه با ماده‌ی مرکب با ذرات میکرونی، جالب توجه بوده است. این ویژگی به‌خصوص در کاربردهای ساختمانی که برخورداری از استحکام بالا به‌همراه انعطاف‌پذیری مطلوب ضروری است، از اهمیت زیادی برخوردار است [۲].

در میان روش‌های ریخته‌گری برای تولید مواد مرکب، روش ریخته‌گری گردابی (stir casting) یکی از بهترین روش‌های شناخته شده برای توزیع مناسب‌تر ذرات تقویت کننده درون فاز زمینه است. در این روش، مذاب حاصل از فلز زمینه به‌شدت هم‌زده می‌شود تا به این وسیله، گردابی در آن ایجاد شود. در مرحله‌ی بعد، ذرات تقویت کننده به مذاب اضافه شده و عمل هم‌زدن تا چند دقیقه قبل از ریخته شدن نهایی مذاب درون قالب ادامه پیدا می‌کند. چرخش ماده‌ی مذاب حین هم‌زدن، با انتقال

ذرات به درون مذاب و نگهداری آن‌ها در حالت معلق، به ساخت ماده‌ی مرکب کمک می‌کند [۳ و ۴].

ماهیت کلوخه‌ای شدن شدید ذرات نانو به‌علت چسبندگی بالای این ذرات و فقدان دانش فنی لازم برای پراکنده کردن مطلوب نانو ذرات درون فاز زمینه، پیشرفت در ساخت مواد مرکب زمینه فلزی با کارایی بالا به روش‌های ذوبی را با مشکل مواجه کرده است [۵]. در اغلب روش‌های تولید ذوبی برای ایجاد ماده‌ای چگال با حضور ذرات جامد، رسیدن به توزیع یکنواخت ذرات کار مشکلی است، و این به دلیل تفاوت در چگالی مذاب و ذرات جامد رخ می‌دهد. افزون بر این، ذرات به‌علت انرژی سطحی بالا، تمایل به خوشه‌ای شدن دارند [۶]. اگرچه با ظهور روش‌های جدید تولید، همانند ریخته‌گری گردابی و ریخته‌گری نیمه جامد، توزیع ذرات درون فلز زمینه بهبود یافته است، اما هنوز ماهیت خوشه‌ای شدن ذرات اثرات نامطلوبی به‌وجود می‌آورد. از طرف دیگر، حضور حفرات ریخته‌گری که حین فرایند تولید یا پس از آن شکل می‌گیرند، باعث ایجاد اثرات نامناسب بر ریزساختار و خواص مکانیکی ماده‌ی مرکب می‌شود. به این دلیل، استفاده از روش‌های شکل‌دهی ثانویه مانند نورد و اکستروژن، پس از ریخته‌گری نمونه‌های ماده‌ی مرکب، می‌تواند موجب شکستن خوشه‌های ذرات و در نتیجه، امکان توزیع یکنواخت‌تر ذرات درون زمینه شود.

بنابراین، روش ساخت ماده‌ی مرکب زمینه فلزی با ذرات ریز میکرونی و نانومتری به‌منظور کاهش خوشه‌ای شدن ذرات با توجه به فراهم شدن شرایط بهبود خواص مکانیکی ماده‌ی مرکب، از اهمیت زیادی برخوردار است. در این تحقیق در این راستا، از روش ریخته‌گری گردابی به‌همراه فرایند شکل‌دهی ثانویه نورد استفاده شد تا تأثیر انجام فرایند نورد پس از ریخته‌گری بر ریزساختار و خواص مکانیکی ماده‌ی مرکب $Al-Al_2O_3$ بررسی شود.

مواد و روش تحقیق

در این پژوهش، نمونه‌های نانو ماده‌ی مرکب Al_2O_3 -Al به روش ریخته‌گری گردابی تهیه شدند. برای این‌منظور، از آلومینیم خالص ($Al_{99.99}$) با ترکیب

شیمیایی نشان داده شده در جدول ۱ و پودر نانوالومینا با اندازه‌ی میانگین ۸۰ نانومتر استفاده شد.

جدول ۱. ترکیب شیمیایی آلومینیم خالص نوع Al ۱۲۳۰ بر حسب درصد وزنی

| Si | Fe | Cu | Zn | Ti | Cr | Ni | v | P | Al |
|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|------|
| ۰/۱۸۹ | ۰/۳۳۲ | ۰/۰۹۴ | ۰/۰۱۱ | ۰/۰۱۱ | ۰/۰۰۱ | ۰/۰۰۱ | ۰/۰۰۲ | ۰/۰۰۱ | Rem. |

۳۲۰، ۶۰۰ و ۱۲۰۰ سمباده زده شدند و پس از آن، با استفاده از مخلوط سوسپانسون محتوی ذرات آلومینا با اندازه‌ی ۳ میکرون پولیش شدند. ریزساختار نمونه‌ها با استفاده از میکروسکوپ‌های نوری (OM) و الکترونی روبشی (SEM) بررسی شدند.

به‌منظور حذف (و یا کاهش) اثرات کارسختی در نمونه‌های نورد شده، فرایند تاب‌کاری (آنیل) کامل در دمای ۳۵۰°C به‌مدت یک ساعت بر روی نمونه‌ی ۹۰ درصد کاهش سطح مقطع یافته انجام گرفت و پس از آن، نمونه‌های تاب‌کاری شده تا دمای محیط سرد شدند.

آزمون کشش بر روی نمونه‌های تولیدی با استفاده از دستگاه کشش نوع Zwick به ظرفیت ۲۵ تن انجام گرفت. نمونه‌های آزمون کشش مطابق با استاندارد ASTM E8M، [۵]، ساخته شدند. طول و پهنای سنج به‌ترتیب برابر با ۲۵ و ۶ میلی‌متر و طول کلی آن‌ها ۱۰ میلی‌متر انتخاب شد. آزمون کشش با نرخ کرنش میانگین حدود $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ انجام شد.

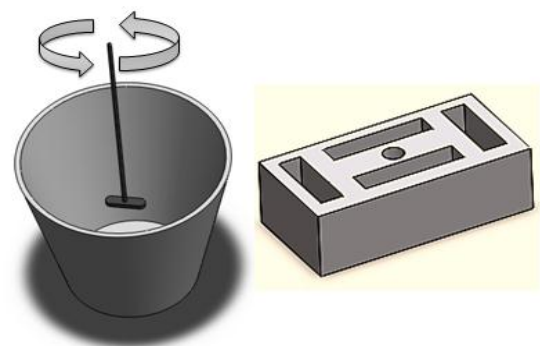
برای محاسبه‌ی میزان جذب انرژی در نمونه‌های مختلف ماده‌ی مرکب در فرایند شکست کششی در آزمون کشش، چقرمگی مطابق با رابطه‌ی زیر محاسبه شد [۷].

$$U_t = \frac{(S_y + S_{max})}{2} \cdot e_f$$

که در آن، U_t انرژی جذب شده در ماده (چقرمگی) بر حسب J/m^3 ، S_y استحکام تسلیم مهندسی ماده، S_{max} استحکام کششی ماده و e_f کرنش مهندسی شکست (انعطاف‌پذیری کل) آن است.

به‌منظور بررسی سطوح مقاطع شکست، نمونه‌های شکسته شده‌ی آزمون کشش در جهت مقطع عرضی به‌وسیله‌ی میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مورد مطالعه قرار گرفتند. سطوح مقاطع شکست نمونه‌هایی با کاهش سطح مقطع ۹۰ درصد، در دو حالت الکترون ثانویه و برگشتی بررسی شدند.

در روش ریخته‌گری گردابی، از بوته‌ی گرافیتی برای ذوب فلز و هم‌زنی از جنس فولاد زنگ‌نزن برای ایجاد جریان گردابی درون مذاب استفاده شد. در ابتدای عملیات، آلومینیم خالص تا دمای ۸۵۰°C در کوره‌ی الکتریکی حرارت داده شد تا ذوب شود، و سپس بوته از کوره خارج شد. پس از آن، ذرات پودر Al_2O_3 به‌میزانی معادل با ۴ درصد حجمی به‌شکل قرص پیچیده شده درون فویل آلومینیمی، مطابق با طرح‌واره‌ی شکل ۱ در حالی که مخلوط مذاب و ذرات توسط هم‌زن با سرعت ۲۶۰۰ دور در دقیقه هم زده می‌شد، به مذاب اضافه شد. در مرحله‌ی بعد، مذاب با دمای ۷۵۰°C به درون قالب ماسه‌ای ریخته شد. دماها حین انجام مراحل ریخته‌گری توسط آذرسنج نوری اندازه‌گیری شد. پس از پایان عملیات ریخته‌گری، نمونه‌های ماده‌ی مرکب زمینه آلومینیم محتوی ۴ درصد حجمی نانوذرات Al_2O_3 با ابعاد $10 \times 30 \times 10 \text{ mm}^3$ توسط دستگاه نورد با غلطک‌هایی به قطر ۱۸ سانتی‌متر و سرعت ۴۰ دور در دقیقه در دمای محیط و به میزان‌های متفاوت کاهش سطح مقطع برابر با ۶۸، ۷۷ و ۹۰ درصد نورد شدند.



شکل ۱. طرح واره‌ای از فرایند ریخته‌گری گردابی.

برای آماده‌سازی نمونه‌ها به‌منظور بررسی‌های ریزساختاری، نمونه‌های مربوط به کاهش سطح مقطع‌های مختلف ابتدا با استفاده از کاغذ سمباده با درجه‌های ۱۲۰،

توده‌ای شده در تصویر شکل (۴-د) است که حضور ذرات Al_2O_3 را تأیید می‌کند.

شکل ۵، ریزساختار نمونه‌های ماده‌ی مرکب ریخته‌گری شده با نانوذرات تقویت کننده را پس از انجام فرایند نورد به‌میزان‌های کاهش سطح مقطع ۶۸، ۷۷ و ۹۰ درصد نشان می‌دهد. با توجه به این تصویرهای ریزساختاری، می‌توان مشاهده کرد که با افزایش میزان کاهش سطح مقطع در نتیجه‌ی نورد، فاز بین‌فلزی موجود در زمینه در اثر اعمال نیروهای نورد شکسته شده و حفره‌های موجود در زمینه کاهش یافته‌اند. افزون بر این، در این نمونه‌ی ماده‌ی مرکب، ذرات توده‌ای شده نیز در میان فاز بین‌فلزی و درون زمینه مشاهده می‌شوند، اما به‌علت اندازه‌ی بسیار کوچک نانوذرات و محدود بودن بزرگ‌نمایی تصویرهای SEM در این شکل، بررسی توزیع نانوذرات Al_2O_3 با افزایش میزان کاهش سطح مقطع میسر نیست. حضور فاز بین فلزی Al-Fe-Si درون زمینه به‌دلیل وجود آهن و سیلیسیم در مذاب ریخته‌گری بوده است. از آن‌جا که حلالیت آهن در آلومینیم در حالت تعادلی کمتر از ۰/۰۵ درصد است، [۹]، تقریباً تمام آهن در آلیاژهای آلومینیم باعث تشکیل فاز ثانویه می‌شود، و چون آهن و سیلیسیم دارای ضریب جدایش کم‌تر از ۱ هستند، [۹]، درون مذاب و بین بازوهای دندربیت‌های آلومینیم حین انجماد، رسوب می‌کنند [۹ و ۱۰]. بنابراین، می‌توان نتیجه گرفت که به‌دلیل استفاده از هم‌زن آهنی در فرایند ساخت نمونه‌های ریخته‌گری گردابی و دمای ذوب‌ریزی بالا، بخشی از آهن موجود در پره‌ی هم‌زن به دورن مذاب نفوذ کرده و در ترکیب با آلومینیم مذاب و عنصر سیلیسیم موجود در آن، فاز ترکیب بین فلزی Al-Fe-Si را به‌وجود آورده است. مطابق با شواهد موجود در تصویرهای شکل-۳ ب، ۴-ج و ۴-د، ذرات تقویت کننده علاوه بر توزیع درون دانه‌ها، در مرز دانه‌ها و در تماس با فاز بین فلزی Al-Fe-Si نیز به‌وفور دیده می‌شوند. علت این رفتار را می‌توان به چگونگی حرکت جبهه‌ی انجماد مرتبط دانست. دو سازوکار برای انتقال ذرات از طریق سیلان سیال پیشنهاد شده است [۱۱]. در سازوکار اول، ذره در تماس با جامد است و با رشد جامد و حین سیلان سیال، بر روی سطح حرکت می‌کند. در سازوکار دوم، ذره‌ای که

نتایج و بحث

ریزساختار نمونه‌های ماده‌ی مرکب Al_2O_3 -4%Al

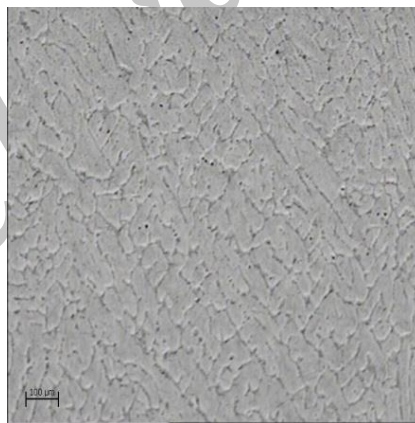
شکل ۲ تصاویر میکروسکوپ نوری از نمونه‌ی ماده‌ی مرکب ریخته‌گری Al_2O_3 -4%Al را نشان می‌دهد. همان‌گونه که مشاهده می‌شود، ریزساختار نمونه‌ها شامل یک فاز بین‌فلزی است که در مرز دانه‌ها رسوب کرده است. افزون بر این، نقاطی تیره در زمینه دیده می‌شوند که می‌توانند حفره‌های ریخته‌گری، ذرات Al_2O_3 یا ذرات ماده‌ی ساینده مربوط به سمباده‌زنی و پولیش باشند، ولی تفاوتی بین نقاط تیره که می‌توانند هر یک از احتمالات فوق باشند، مشخص نیست. به همین دلیل، تصویرهای میکروسکوپ الکترونی روبشی مورد بررسی قرار گرفتند.

در شکل ۳، تصویرهای میکروسکوپ الکترونی روبشی مربوط به ریزساختار نمونه‌ی ماده‌ی مرکب فوق‌الذکر در حالت ریخته‌گری شده به روش گردابی نشان داده شده‌اند. در تصویرهای (الف) و (ب) در این شکل مشاهده می‌شود که در زمینه‌ی آلومینیمی، فاز بین‌فلزی سوزنی شکل به‌وجود آمده است. ذرات تقویت کننده، مطابق با تصویر (ج) و با بزرگ‌نمایی بالاتر در تصویر (د)، در زمینه به‌صورت توده‌هایی مشاهده می‌شوند. نتایج حاصل از آنالیز EDS در شکل ۴-الف نشان‌دهنده‌ی ترکیب زمینه‌ی آلومینیمی با مقادیر خیلی ناچیزی از اکسیژن در آن است که می‌تواند ناشی از اکسایش سطحی نمونه‌ی آزمون باشد. شکل ۴-ب نشان‌گر عناصر موجود در ترکیب بین فلزی در شکل ۲ و ۳-الف است که از نوع ترکیبی Al-Fe-Si آنالیز EDS در شکل ۴-ج حضور ذرات آلومینای چسبیده به فاز بین فلزی و درون زمینه‌ی آلومینیم (شکل ۳-ب و ۳-ج) را تأیید می‌کند.

تمایل ذرات نانو به توده‌ای شدن نسبت به ذرات ریز میکرونی، به‌مراتب بالاتر است [۸ و ۱۱]. بنابراین، انتظار می‌رود که پدیده‌ی توده‌ای شدن در نمونه‌های ماده‌ی مرکب تقویت شده با نانوذرات رخ داده باشد. همان‌طور که در تصویرهای شکل ۴-ج و ۴-د، در بزرگ‌نمایی‌های بالاتر مشاهده می‌شود، این پدیده رخ داده است. تصویر (ب) از شکل ۵ نشان‌دهنده‌ی آنالیز EDS مربوط به ذرات

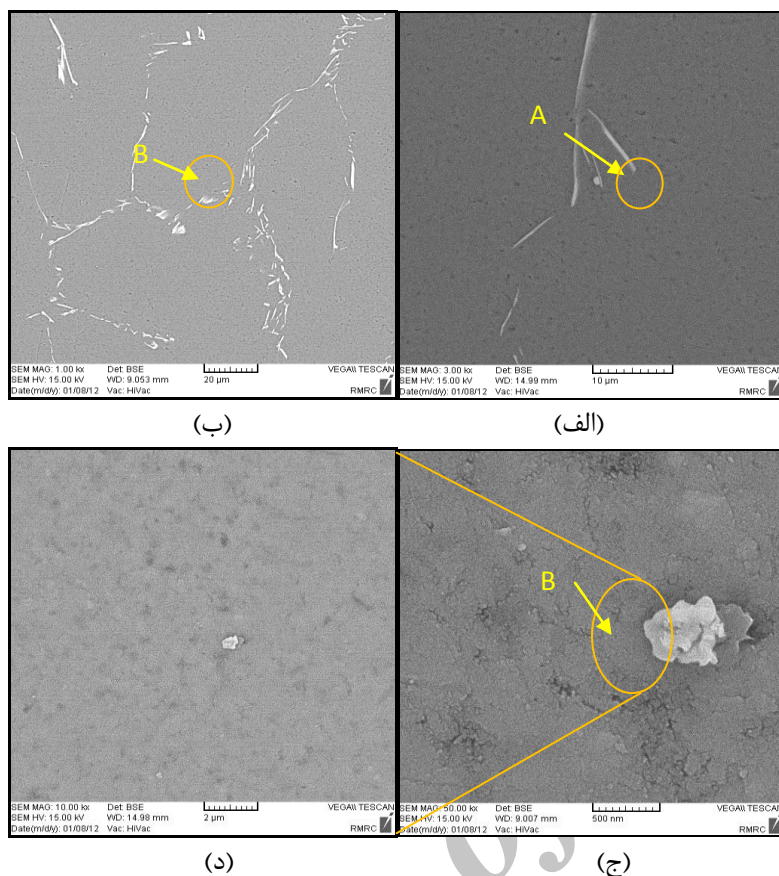
نزدیک به جبهه‌ی انجماد واقع شده است، به دلیل زبری جبهه‌ی انجمادگیر می‌افتد. زمانی که ذره توسط جبهه‌ی انجماد در حال رشد پس زده می‌شود و در مقابل فصل مشترک پیش‌رونده قرار می‌گیرد، نیروی ویسکوزیته‌ای تولید می‌شود که مانع از هل داده شدن ذره می‌شود. بنابراین، در نهایت ایجاد تعادل بین نیروهای متقابل منجر به احاطه‌ی ذره یا پس زده شدن ذره می‌شود. عواملی مانند اختلاف چگالی، اختلاف نسبی در انتقال حرارت و نفوذ حرارتی بین ذره و مذاب فلزی و ترکیب آلیاژی، بر شکل جبهه‌ی انجماد مؤثرند و بزرگی این نیروها را تعیین می‌کنند [۱۱]. زمانی که مذاب در حال سرد شدن است، به دلیل بالا بودن اختلاف ضریب انتقال حرارت آلومینیم و آلومینا (حدود $19 \times 10^{-6} \text{ w/K.m}^2$)، جوانه‌زنی فاز Al- مذابی دور از ذرات شروع می‌شود و رشد جوانه‌ی Al- α منجر به غنی شدن مذاب باقی‌مانده نسبت به دیگر عناصر محلول می‌شود [۱۲]. بنابراین، می‌توان نتیجه گرفت که به دلیل غنی شدن سیلیسیم و آهن در مناطقی نزدیک به ذرات Al_2O_3 ، سطوح ذرات Al_2O_3 می‌توانند به‌عنوان زیر لایه‌ای مناسب برای جوانه‌زنی فاز بین فلزی

به این ترتیب، ریزساختار ماده‌ی مرکب شامل فاز Al- و ترکیب بین فلزی Al-Fe-Si خواهد بود، درحالی‌که ذرات Al_2O_3 در زیر مناطق بین فلزی Al-Fe-Si قرار گرفته‌اند، اما احاطه‌ی ذرات توسط زمینه نشان‌دهنده‌ی آن است که ذرات نه تنها به فاز بین فلزی ترد و دیگر ذرات در مناطق بین دندریتی و مرزدانه‌ای متصل نمی‌شوند، بلکه بیان‌گر ترشوندگی ذرات توسط زمینه و پیوند مناسب فصل مشترک بین ذرات و زمینه می‌باشد [۱۱]. بنابراین، می‌توان گفت که علت قرارگیری ذرات درون دانه‌ها علاوه بر مرز دانه‌ها و مابین فاز بین فلزی، به روش تولید ماده‌ی مرکب مربوط می‌شود. هم‌زدن مذاب و افزودن ذرات داخل مذاب با استفاده از قرص‌های آلومینیمی، باعث افزایش ترشوندگی ذرات تقویت‌کننده توسط مذاب می‌شود. تغییر شکل موم‌سان زمینه در فرایند نورد با ایجاد نیروهای برشی، بر نیروی جاذبه بین ذرات توده‌ای شده غلبه کرده و باعث توزیع مناسب ذرات در زمینه شده است. این اثر توسط محققین دیگر نیز گزارش شده است [۱۲-۱۴].

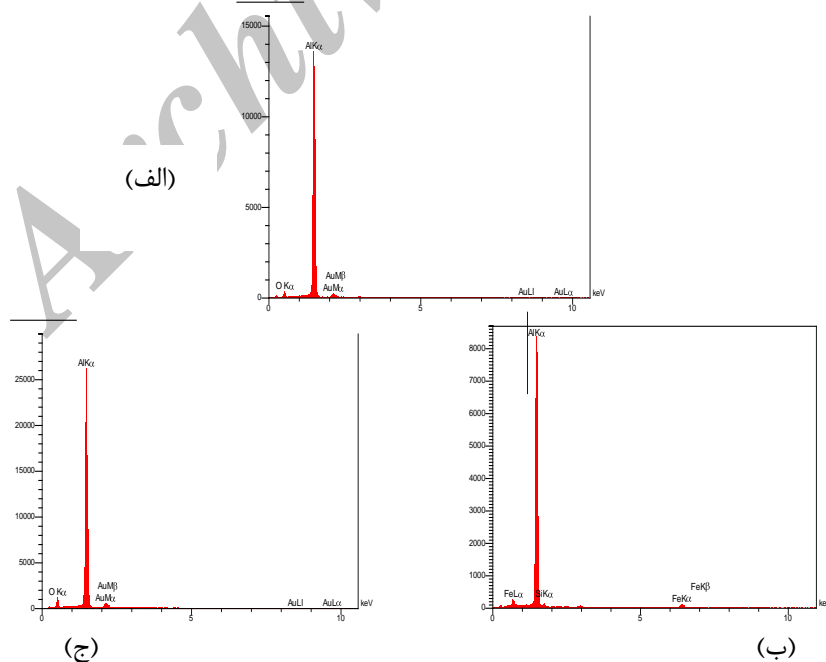


(الف)

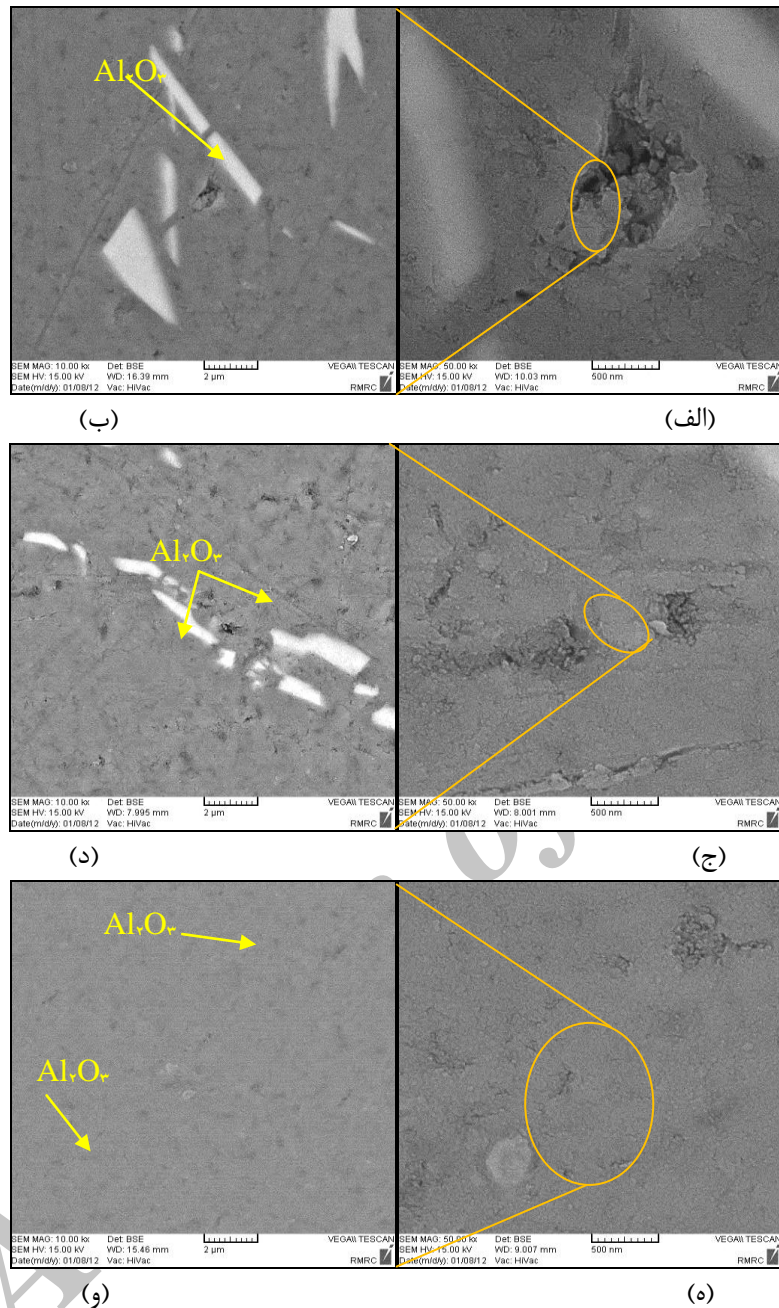
شکل ۲. تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار نمونه‌ی ماده‌ی مرکب در حالت ریخته‌گری شده.



شکل ۳. تصویرهای میکروسکوپ الکترونی روبشی از ریزساختار ماده‌ی مرکب در حالت ریخته‌گری شده؛ (الف) فاز ترکیب بین فلزی $Al-Fe-Si$ درون زمینه، (ب) نانوذرات Al_2O_3 چسبیده به فاز بین فلزی $Al-Fe-Si$ ، (ج) و (د) نانوذرات توده‌ای شده درون زمینه‌ی آلومینیم در دو بزرگ‌نمایی مختلف.



شکل ۴. آنالیز EDS از (الف) زمینه‌ی ماده‌ی مرکب در حالت ریخته‌گری شده، (ب) منطقه‌ی مشخص شده با حرف A در تصویر شکل ۳-الف، (ج) آنالیز EDS از منطقه‌ی مشخص شده با حرف B در تصویرهای شکل ۳-ب و ۳-ج.



شکل ۵. تصویرهای میکروسکوپ الکترونی روبشی از نمونه‌های ریخته‌گری شده‌ی ماده‌ی مرکب پس از انجام فرایند نورد به میزان‌های مختلف کاهش سطح مقطع؛ (الف) و (ب) ۶۸ درصد، (ج) و (د) ۷۷ درصد، (ه) و (و) ۹۰ درصد.

کاهش سطح مقطع به جز در حالت ۷۷ درصد نورد، روندی افزایشی دارد. دلیل افزایش استحکام تسلیم را می‌توان به افزایش چگالی نابیایی‌ها و افزایش کارسختی نمونه با افزایش بیش‌تر کاهش سطح مقطع دانست [۱۵ و ۱۶]. بنابراین، نمونه‌ی ریخته‌گری اولیه (نورد نشده) به دلیل داشتن عیوب ریخته‌گری و هم‌چنین درصد بالای ذرات توده‌ای شده، دارای استحکام تسلیم کم‌تری نسبت

بررسی خواص مکانیکی نمونه‌های ماده‌ی مرکب ریخته‌گری شده

شکل ۶- الف، نشان‌دهنده‌ی تغییرات استحکام تسلیم ۰/۲ درصد آفست نمونه‌های ماده‌ی مرکب با کاهش میزان سطح مقطع حین نورد است. با توجه به نتایج نشان داده شده در این شکل، استحکام تسلیم با افزایش میزان

افزایش میزان انعطاف‌پذیری ماده، می‌تواند تحت تأثیر توزیع مناسب‌تر نانوذرات و حذف عیوب ریخته‌گری موجود در زمینه‌ی آن باشد، چرا که این ذرات قابلیت انحراف بیش‌تر ریزترک‌های شکل گرفته در مرحله‌ی تغییر شکل غیریکنواخت را دارند. به‌این ترتیب، شکست نهایی نمونه دیرتر صورت گرفته و انعطاف‌پذیری آن افزایش یافته است. این نتیجه را می‌توان در کار محققان قبلی هم مشاهده کرد [۲۰].

در شکل ۶-د، تغییرات چقرمگی بر حسب میزان کاهش سطح مقطع نشان داده شده است. نمودار رسم شده، کاهش چقرمگی نمونه‌ها را با افزایش میزان کاهش سطح مقطع نشان می‌دهد. با این حال، نمونه‌ی ریخته‌گری اولیه به دلایل احتمالی بالا بودن تعداد عیوب ریخته‌گری و توده‌ای شدن نانوذرات، چقرمگی پایین‌تری را نسبت به نمونه‌های نورد شده (به جز نمونه‌ی ۹۰ درصد نورد شده) دارد. افزون بر این، نمونه‌ی تاب‌کاری شده به علت افزایش قابل ملاحظه‌ی انعطاف‌پذیری به‌ازای سطح مطلوب استحکام آن (نمودارهای ۶-الف، ب و ج)، دارای چقرمگی بسیار بالاتری نسبت به همه‌ی نمونه‌های نورد شده قبل از تاب‌کاری می‌باشد. این سری از نتایج نقش کلیدی و مهم انجام فرایند تاب‌کاری کامل پس از ریخته‌گری و اصلاح ساختار ریخته‌گری با نورد سرد به‌وضوح نشان می‌دهد. با مقایسه‌ی نمونه‌های ریخته‌گری اولیه و نمونه‌ی ۶۸ درصد نورد شده، مشاهده می‌شود که چقرمگی پس از اولین مرحله از فرایند نورد به میزان ۶۸ درصد افزایش یافته است. علت را می‌توان به حذف قابل ملاحظه‌ی حفره‌های ریخته‌گری، شکست خوشه‌های نانوذرات و توزیع مناسب‌تر ذرات حاصل از توده‌های شکسته شده مربوط دانست.

با بررسی خواص مکانیکی نمونه‌های ماده‌ی مرکب ریخته‌گری شده می‌توان به‌طور کلی نتیجه گرفت که نمونه‌های تاب‌کاری شده پس از انجام ۹۰ درصد نورد دارای خواص مکانیکی بهتری نسبت به سایر نمونه‌ها هستند، و تأثیر انجام نورد با میزان قابل ملاحظه کاهش سطح مقطع به‌منظور شکستن توده‌های حجیم محتوی نانوذرات تقویت کننده و ایجاد توزیع مناسب این ذرات درون فاز زمینه، پس از فرایند تاب‌کاری برای حذف اثرات

به نمونه‌ی نورد شده است. با انجام فرایند تاب‌کاری بر روی نمونه‌ی ۹۰ درصد نورد شده، استحکام تسلیم کاهش می‌یابد، ولی استحکام تسلیم آن هنوز هم نسبت به نمونه‌های ریخته‌گری اولیه به‌علت حذف عیوب ریخته‌گری و توزیع مناسب‌تر ذرات با نورد و کاهش اثرات کارسختی ایجاد شده در فرایند نورد، بالاتر است. تنش‌های درونی در ریزساختار، از عوامل دیگر مؤثر بر تغییرات استحکام تسلیم است [۱۷]. با افزایش تعداد مراکز تمرکز تنش در زمینه‌ی ریزساختار نمونه در مناطق نزدیک به ذرات تقویت کننده، فرایند ریزتسلیم شدن (microyielding) زمینه در مقادیر کم‌تری از تنش به‌وقوع می‌پیوندد. از این رو می‌توان علت کاهش استحکام تسلیم نمونه‌ی ۷۷ درصد نورد شده نسبت به نمونه‌ی ۶۸ درصد نورد شده را افزایش نقاط تمرکز تنش به دلیل فشار ناشی از نورد و شکست نانوذرات توده‌ای شده و شکست فاز بین فلزی Al-Fe-Si دانست.

شکل ۶-ب و ۶-ج به ترتیب تغییرات تنش حقیقی در نیروی بیشینه (σ_{II}) و درصد ازدیاد طول کل (انعطاف-پذیری) نمونه‌ها را با کاهش میزان سطح مقطع نشان می‌دهند. تغییرات تنش حقیقی در نیروی بیشینه تقریباً شبیه به تغییرات استحکام تسلیم است. چگونگی این تغییرات را می‌توان از یک طرف به کار سخت شدن نمونه-ها، [۱۸]، و از سوی دیگر، به نقش تقویت کنندگی نانوذرات، توزیع مناسب ذرات و حذف بیش‌تر حفره‌ها با افزایش میزان کاهش سطح مقطع به دلیل سیلان موم‌سان بیش‌تر زمینه در بین خوشه‌های ذرات و فاز بین‌فلزی شکسته شده، مرتبط دانست [۱۵ و ۱۹]. انعطاف‌پذیری نمونه‌ها با افزایش میزان کاهش سطح مقطع که موجب افزایش کار سختی شده است، کاهش یافته است. با مقایسه‌ی نمونه‌ی تاب‌کاری شده پس از ۹۰ درصد نورد با دیگر نمونه‌ها، می‌توان مشاهده کرد که با حذف تقریباً کامل اثرات کارسختی، انعطاف‌پذیری افزایش یافته است. دلیل افزایش انعطاف‌پذیری این نمونه در حالت تاب‌کاری شده (حدوداً ۶ برابر بیش از بالاترین انعطاف‌پذیری نمونه‌ی نورد شده به میزان ۶۸ درصد) علی‌رغم بالاتر بودن استحکام آن نسبت به ماده‌ی مرکب در حالت ریخته‌گری اولیه، علاوه بر تأثیر معمول فرایند تاب‌کاری در

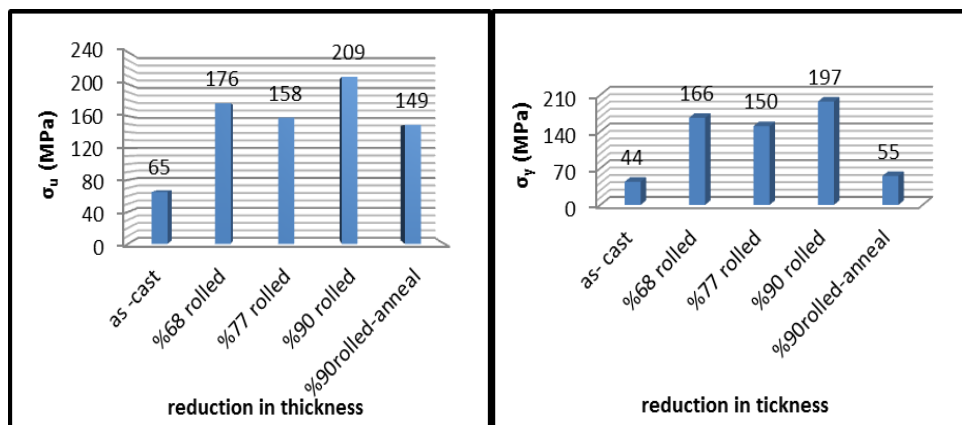
کار سختی قبلی حین مراحل نورد سرد، مطلوب خواهد بود.

بررسی سطح شکست نمونه‌ی ماده‌ی مرکب ۹۰ درصد نورد و تاب‌کاری شده

شکل ۷، تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی مربوط به سطح مقطع شکست نمونه‌ی ماده‌ی مرکب پس از ۹۰ درصد نورد و تاب‌کاری را نشان می‌دهد. همان‌طور که مشاهده می‌شود، سطح شکست این نمونه دارای تعداد زیادی حفره (dimple) می‌باشد که از مشخصه‌های مهم وقوع شکست نرم در آزمون شکست کششی است [۲۱]. همان‌گونه که قبلاً در ریزساختارهای نمونه‌های ماده‌ی مرکب مشاهده شد، ماده‌ی مرکب تولید شده در این تحقیق شامل فاز بین فلزی به‌همراه ذرات آلومینا درون زمینه‌ی فلز آلومینیم می‌باشد. بنابراین، جوانه‌زنی حفره‌ها در نمونه‌های ماده‌ی مرکب به‌صورت ناهمگن صورت می‌گیرد [۲۲]. سطوح شکست مواد مرکب شامل شمار زیادی حفره درون فاز زمینه و جدایش ذرات شکسته شده از زمینه است. جوانه‌زنی حفره‌ها و رشد پیوسته‌ی آن‌ها باید نتیجه‌ی تغییر شکل برشی شدید باشد. شکسته شدن ذرات تقویت کننده به‌علت اعمال نیروی زیاد در فرایند نورد است. از آن‌جا که ذرات آلومینا بسیار مستحکم و ترد هستند، حین تغییر شکل دو نوع ریزترک به‌وسیله‌ی آن‌ها می‌تواند جوانه‌زنی کنند [۱۴ و ۲۵-۲۲]: ۱- اگر فصل مشترک بین ذرات آلومینا و زمینه قوی باشد، ذرات

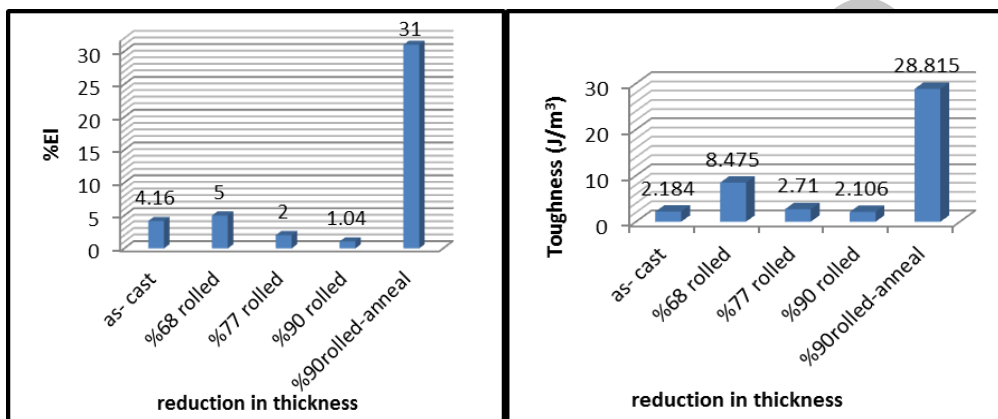
آلومینا شکسته خواهند شد و ریزترک‌ها در شرایطی که کرنش موضعی در نتیجه‌ی تمرکز تنش به مقدار بحرانی خود برسد، جوانه می‌زنند، و ۲- اگر پیوستگی بین ذرات آلومینا و زمینه ضعیف باشد، جدایش فصل مشترک ذرات و زمینه قبل از شکست ذرات آلومینا اتفاق می‌افتد.

شکل ۸، تصویرهای میکروسکوپ الکترونی روبشی در دو حالت الکترون‌های ثانویه (SE) و برگشتی (BE) از سطح مقطع شکست نمونه‌ی شکل ۷ را در بزرگ‌نمایی بالاتر نشان می‌دهد. همان‌طور که مشاهده می‌شود، تشکیل حفره‌ها در سطوح شکست، با توجه به نتایج حاصل از آنالیز EDS مربوط به آن‌ها (شکل ۴-ب)، بیش‌تر در اطراف فاز بین فلزی صورت گرفته است. بنابراین، شکست فاز بین فلزی موجود در مرز دانه‌های نمونه‌ی ماده‌ی مرکب با اعمال میزان بالاتر کاهش سطح مقطع، بیش‌تر صورت گرفته و توزیع این فاز در زمینه بهتر شده است. در نتیجه، جوانه‌زنی حفره‌ها یا ناشی از فاز بین فلزی و یا ناشی از ذرات آلومینای موجود در مرز دانه‌ها و در تماس با فاز بین‌فلزی است که منجر به تشکیل حفره‌هایی در سطح مقطع شکست نمونه شده است. با مقایسه‌ی دو تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی در دو حالت الکترون‌های ثانویه و برگشتی، می‌توان به‌وضوح حضور فاز بین فلزی شکسته شده را در انتهای (ریشه‌ی) حفره‌های تشکیل شده مشاهده کرد. این نتیجه با توجه به نتیجه‌ی آنالیز EDS در شکل ۸-ب تأیید می‌شود.



(ب)

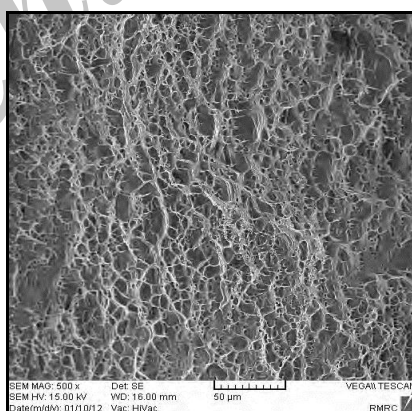
(الف)



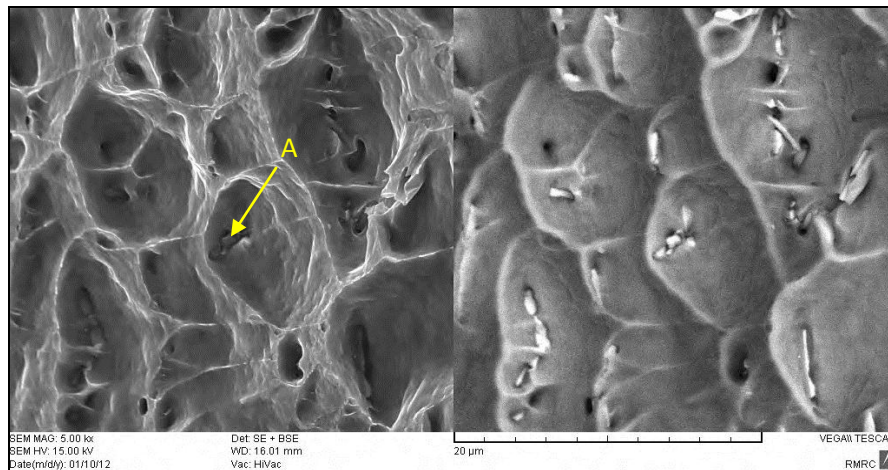
(د)

(ج)

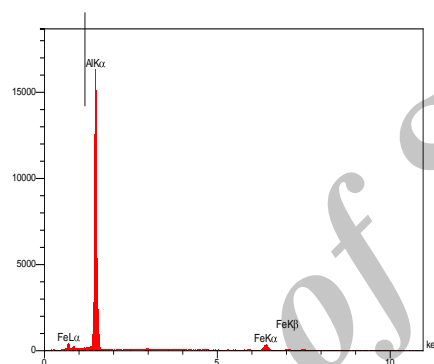
شکل ۶. نتایج کلی آزمون کشش؛ تغییرات استحکام تسلیم (الف)، استحکام کششی (ب)، درصد ازدیاد طول (ج) و چقرمگی (د) بر حسب میزان کاهش سطح مقطع پس از ریخته‌گری و نورد سرد پس از آن.



شکل ۷. تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی مربوط به سطح مقطع شکست نمونه‌ی ماده‌ی مرکب ۹۰ درصد نورد و تاب کاری شده



(الف)



(ب)

شکل ۸. تصویرهای میکروسکوپ الکترونی روبشی در دو حالت الکترون ثانویه و الکترون برگشتی؛ (الف) سطح شکست نمونه‌ی ماده‌ی مرکب با ۹۰ درصد کاهش سطح مقطع و تاب‌کاری شده، (ب) آنالیز EDS از منطقه‌ی مشخص شده با حرف A در تصویر الف.

تشکیل شده بود. این فاز در مرزهای بین دانه‌های زمینه حین انجماد، رسوب کرده بود.
- محل قرارگیری نانوذرات تقویت‌کننده‌ی Al_2O_3 علاوه بر توزیع درون دانه‌ها، در مرز دانه‌ها و در تماس با فاز بین فلزی Al-Fe-Si بود که به چگونگی حرکت جبهه انجماد نسبت داده شد.

- بررسی‌های ریزساختاری نمونه‌های ماده‌ی مرکب تقویت شده با نانوذرات Al_2O_3 ، کاهش میزان حفره‌های (عمدتاً عیوب ریخته‌گری) درون زمینه، شکستن توده‌های نانوذرات و فاز بین فلزی Al-Fe-Si و بهبود توزیع نانوذرات تقویت‌کننده و فاز بین فلزی Al-Fe-Si را با افزایش میزان کاهش سطح مقطع نشان دادند.

- تغییرات استحکام تسلیم و استحکام کششی نمونه‌های ماده‌ی مرکب با افزایش میزان سطح مقطع، روندی

نتیجه‌گیری

استفاده از فرایند نورد سرد به‌عنوان روش شکل‌دهی ثانویه برای نمونه‌های ماده‌ی مرکب بعد از تولید به‌روش ریخته‌گری گردابی موجب شکستن توده‌های حجیم نانوذرات درون زمینه شده و به‌این ترتیب، امکان توزیع یکنواخت‌تر آن‌ها را در زمینه فراهم می‌کند. در این تحقیق، از فرایند نورد سرد به میزان‌های متفاوت کاهش سطح مقطع ۶۸، ۷۷ و ۹۰ درصد استفاده شد. نمونه‌ی نهایی پس از بیش‌ترین میزان کاهش سطح مقطع (۹۰ درصد)، تاب‌کاری کامل شد. نتایج به‌دست آمده در این تحقیق به شرح زیر خلاصه می‌شود:

- در ریزساختار نمونه‌های ریخته‌گری شده، فاز بین فلزی Al-Fe-Si به‌علت وجود آهن و سیلیسیم در مذاب،

- Journal of Materials Processing Technology, 92–93, pp. 1–7. 1999
4. D. Brabazon, D.J. Browne, and A.J. Carr, "Mechanical stir casting of aluminium alloys from the mushy state: process, microstructure and mechanical properties", *Materials Science and Engineering A*, 326, , pp. 370–381. 2002
 5. N.H. Babu, S. Tzamtzis, N. Barekar, J.B. Patel, and Z. Fan, "Fabrication of matrix composites under intensive shearing", *Composites part A*, 40, pp. 144-151. 2009
 6. S. Mula, P. Padhi, S.C. Pabi, and S. Gosh, "On structure and mechanical properties of ultrasonically cast- $2Al_2O_3$ nanocomposite", *Materials Research Bulletin*, 44, pp. 1154–1160. 2009
 7. G.E. Dieter, *Mechanical metallurgy*, 3rd ed, McGraw-Hill Boston, pp. 229-231. 1983
 8. M. Mazaheri, H. Abdizadeh, and H.R. Baharvandi, "Development of high-performance A356/nano- Al_2O_3 composites", *Materials Science and Engineering A*. 518, pp. 61–64. 2009
 9. W. Kalifa, F.H. Samuel, and J.E. Gruzleski, "Iron Intermetallic Phases in the Al Corner of the Al-Si-Fe System", *Metallurgical and Materials Transactions A*, 34, p. 807. 2003
 10. J. A. Taylor, "The Effect of Iron in Al-Si Casting Alloys", *Cooperative Research Centre for Cast Metals Manufacturing (CAST), University of Queensland Brisbane, Australia*.
 11. J. Hashim, L. Looney, and M.S.J. Hashimi, "Particle distribution in cast metal matrix composites-part I", *Journal of Materials Processing Technology*, 123, pp. 251–257. 2002
 12. S.A. Sajjadi, H.R. Ezatpour, H. Beygi, "Microstructure and mechanical properties of Al- Al_2O_3 micro and nano composites fabricated by stir

افزایشی و تغییرات درصد ازدیاد طول کل (انعطاف‌پذیری) روندی کاهشی نشان دادند.

- تأثیر فرایند تاب‌کاری پس از نورد سرد بر نمونه‌های ماده‌ی مرکب با ۹۰ درصد کاهش سطح مقطع، حذف آثار کارسختی و ظاهرشدن تأثیرات اصلی نانوذرات تقویت‌کننده در زمینه‌ی آلومینیم بود. به‌این ترتیب، انعطاف‌پذیری نسبتاً بالایی در سطح قابل قبولی از استحکام به‌دست آمد و درنتیجه‌ی آن، نمونه‌ی فوق چقرمگی بالاتری را نسبت به سایر نمونه‌ها نشان داد.

- در بین نمونه‌های مختلف تهیه شده به‌روش ریخته‌گری گردابی و فرایند نورد سرد بعدی، نمونه‌ی ماده‌ی مرکب با ۹۰ درصد کاهش سطح مقطع با نورد سرد پس از تاب‌کاری، رفتار مطلوب‌تری را نشان داد و این رفتار به اصلاح ریزساختار در جهت بهبود نقش مؤثر نانوذرات تقویت‌کننده‌ی Al_2O_3 درون زمینه‌ی آلومینیم نسبت داده شد.

- تشکیل تعداد بسیار زیادی حفره (dimple) در سطح مقطع شکست نمونه‌ی ماده‌ی مرکب با ۹۰ درصد کاهش سطح مقطع پس از تاب‌کاری، می‌تواند به‌دلیل وجود فصل مشترک ضعیف بین فاز بین فلزی و زمینه‌ی آلومینیم و یا فصل مشترک ضعیف بین ذرات آلومینا و فاز بین فلزی Fe-Al-Si و یا شکست آن‌ها باشد که جوانه‌زنی حفره‌ها را در سطح مقطع شکست حین فرایند شکست کششی نتیجه داده است.

Refrencde

1. Y. Yang, J. Lean, and X. Li, "Study on bulk aluminum nano-composite fabricated by ultrasonic dispersion of nano-size particles in molten aluminum alloy", *Materials Science and Engineering A*, 380, pp. 378–383. 2004
2. Z. Razavi Hesabi, A. Simchi, and S. M. Seyed Reihani, "Structural evolution during mechanical milling of nanometric and micrometric Al_2O_3 reinforced Al matrix composites", *Sharif University of Technology, Iran*, 2006.
3. J. Hashim, L. Looney, and M.S.J. Hashmi, "Metal matrix composites: production by the stir casting method",

- نورد"، نشریه مواد نوین، دوره اول، شماره ۳، ص ۲۳-۳۲، بهار ۱۳۹۰.
19. R. Jamaati, M.R. Toroghinejad, "Manufacturing of high-strength aluminum/alumina composite by accumulative roll bonding", *Materials Science and Engineering A*, 527 pp. 4146-4151. (2010)
 20. S. Min, "Effects of volume fraction of SiC particles on mechanical properties of SiC/Al composites", *Transactions of Nonferrous Metals*, 19, pp. 1400-1404. 2009
 ۲۱. ع. عبداللهی، ع. علیزاده، "تولید نانو کامپوزیت فوق مستحکم زمینه آلومینیمی به روش آلیاژسازی مکانیکی و اکستروژن داغ و بررسی خواص مکانیکی آن"، *مجله مواد نوین*، جلد ۴، شماره ۱، ص ۸۳-۹۸، پاییز ۱۳۹۲.
 22. R.H. Van-Ston, *Microstructure Aspect of Fracture by Dimple Rapture*, Vol. 30, pp. 157-179. 2001
 23. P.F. Thomason, "Ductile Fracture of Metals", Saltford, Pergamon Press, 1990.
 24. J.Kim, G.Zhang, and X.Gao, "Modeling of ductile fracture: Application of The Mechanism-Based Concept", *International Journal of Solids and Structures*, 44, pp. 1844-1862. 2007
 25. G.J. Fan, H. Choo, "Plastic deformation and fracture of ultrafine-grained Al-Mg alloys with a bimodal grain size distribution", *Acta Materialia*, 54, pp. 1759-1766. 2006
 - casting", *Materials Science and Engineering A*, 528, pp. 8765- 8771.
 13. H.R. Ezatpor, S.A. Sajjadi, H.R. 2011Ezatpour, and M. Torabi Parizi, "Comparison of microstructure and mechanical properties of A356 aluminum alloy/ Al₂O₃ composites fabricated by stir and compo-casting processes", *Materials and Design*, 34, pp. 106-111. 2012
 14. C.G. Kang, and S.W. Youn, "Mechanical properties of particulate reinforced metal matrix composites by electromagnetic and mechanical stirring and reheating process for thixoforming", *Journal of Materials Processing Technology*, 147, pp. 10-22. 2004
 15. S. Amirkhanlou, M.R. Rezaei, B. Niroumand, and M.R. Toroghinejad, "High-strength and highly-uniform composites produced by compocasting and cold rolling process", *Materials and Design*, 32, pp. 2085-2090. 2011
 16. N. Chawla, and Y.L. Shen, "Mechanical behaviore of particle rainforced metal matrix composites", *Advanced Engineering Materials*, 6, pp. 1438-1656. 2001
 17. P. Mummery and B. Derby, "The influence of microstructure on the fracture behaviour of particulate metal matrix composites", *Materials Science and Engineering, A* 135, pp. 221-224. 1991
 ۱۸. ع. یزدانی، "تولید کامپوزیت های نانوساختار آلومینیوم-کاربید بور به روش اتصال تجمعی