



## بهبود ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژ آلومینیم A۳۵۶ به روش کامپوکستینگ

اسماعیل دماوندی<sup>۱\*</sup>، سلمان نوروزی<sup>۲</sup>، سید محمود ربیعی<sup>۲</sup>

\* نویسنده مسئول: E.damavandi@stu.nit.ac.ir

### چکیده

### واژه‌های کلیدی

کامپوکستینگ، ساختار غیردندردریتی،  
سختی، استحکام فشاری، انرژی شکست

کامپوزیت های آلومینا/آلومینیم به دلیل چگالی پایین و استحکام مکانیکی خوب در صنایعی چون خودروسازی و هوافضا کاربرد دارند. در این پژوهش، اثر همزن مکانیکی در دمای دو فاز مایع-جامد و تزریق ذرات آلومینا با گاز خستی (آرگون) بر ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژ Al-A356 مورد بررسی قرار گرفت. به منظور دستیابی به بهبود ترشوندگی و توزیع ذرات آلومینا در زمینه، عملیات حرارتی ذرات در دمای ۱۱۰۰ درجه سانتی گراد به مدت ۲۰ دقیقه قبل از تزریق به دوغاب انجام شد. در این تحقیق، روش کامپوکستینگ جهت تولید کامپوزیت زمینه آلومینیمی تقویت شده با میکروذرات آلومینا استفاده شد. به منظور ارزیابی خواص مکانیکی آزمون های سختی، فشار و ضربه انجام شد. نتایج مکانیکی نشان داد که همزدن دوغاب و افزودن ذرات آلومینا موجب بهبود سختی، استحکام فشاری و انرژی ضربه می شود. بهترین خواص مکانیکی با استفاده از ذرات آلومینا و فرآیند کامپوکستینگ بدست آمد. در نهایت مقادیر سختی، استحکام فشاری و انرژی شکست نمونه حاصل از فرآیند کامپوکستینگ نسبت به نمونه حاصل از ریخته گری ثقی به ترتیب ۳۷، ۲۳۱ و ۵۱ درصد افزایش یافت.

۱- دانشجوی کارشناسی ارشد مهندسی مواد، دانشکده مکانیک، دانشگاه صنعتی نوشیروانی بابل

۲- دانشیار، دانشکده مکانیک، دانشگاه صنعتی نوشیروانی بابل

## ۱- مقدمه

فرآوری نیمه‌جامد یک فرآیند تهیه فلزات و آلیاژها است که در چند سال اخیر توسعه فراوانی داشته است. در این فرآیند آلیاژ ابتدا تحت شرایط کنترل شده ذوب می‌شود و سپس در دامنه انجماد آلیاژ، به دوغاب حاصل تنش برشی اعمال می‌گردد. نتیجه این تنش برشی در ناحیه دوفازی تبدیل ساختار دندریتی به ساختار غیر دندریتی می‌باشد. این درحالی است که ساختار شمش آلومینیم حاصل از فرآیند ریخته‌گری ثقلی، دندریتی می‌باشد. از معایب عمده ریخته‌گری ثقلی می‌توان به جذب گاز به دلیل دمای کاری بالا و ایجاد تخلخل در شمش تولیدی، وجود حفره‌های انقباضی و کاهش سیالیت به دلیل ساختار دندریتی اشاره کرد [۸ و ۷].

قطعات حاصل به روش شکل‌دهی نیمه‌جامد، به‌طور روزافزون جایگزین قطعات تولیدی با روش ریخته‌گری تحت فشار و آهن‌گری می‌شوند. ریزساختار یکنواخت، خواص مکانیکی برتر و دستیابی به ابعاد قطعات نزدیک به شکل نهایی از مزایای قطعات تولیدی با فرآیندهای شکل‌دهی نیمه‌جامد است [۹].

عزت پور و همکاران [۱۰] روی کامپوزیت زمینه آلومینیمی A356 تقویت‌شده با ذرات آلومینا تولید شده به روش ریخته‌گری کار کردند. در این تحقیق دو فاکتور مهم در توزیع ذرات در زمینه بیان شد:

- ۱- تزریق ذرات به مذاب با استفاده از گاز خنثی
  - ۲- همزدن به‌منظور تولید کامپوزیت زمینه آلومینیمی
- سرعت همزدن در این آزمایش ۳۰۰ دور بر دقیقه انتخاب و درصدهای حجمی مختلفی از میکروذرات آلومینا به‌درون مذاب آلومینیمی تزریق و مذاب درون قالب تعبیه شده اکستروود شد. بررسی ریزساختار کامپوزیت‌های تولید شده در این پژوهش نشان داد که ذرات آلومینا به‌صورت همگن در زمینه توزیع شدند، اما در بعضی از مناطق تجمع ذرات آلومینا نیز مشاهده شد. به‌علاوه تصاویر میکروسکوپی

آلیاژهای آلومینیم به دلیل خواص مطلوبی از قبیل نسبت استحکام به وزن بالا، مقاومت به خوردگی مناسب، وزن مخصوص کم، هدایت الکتریکی و حرارتی زیاد، قابلیت شکل‌پذیری خوب با روش‌های متفاوت، کاربرد وسیعی در صنایع مختلف دارند. آلیاژهای آلومینیم در درجه حرارت-های پایین کارایی خوبی دارند، اما هنگامی که در دماهای بالا قرار می‌گیرند، از استحکام آن‌ها کاسته می‌شود. [۱]. با وجود ویژگی‌های مطلوب، آلومینیم سختی و مقاومت به سایش پایینی دارد که کاربرد این ماده را محدودتر می‌نماید. یکی از راه‌های افزایش استحکام در دمای بالا، سختی و مقاومت به سایشی کامپوزیت‌سازی آلیاژهای آلومینیمی است که در آن از ذرات تقویت‌کننده سرامیکی استفاده می‌شود.

کامپوزیت‌های زمینه فلزی به سبب حضور ذرات تقویت‌کننده در زمینه، موجب بهبود خواص مکانیکی چون سختی و استحکام بالاتر نسبت به آلیاژ زمینه می‌شوند [۲]. کاربردهای کامپوزیت‌های زمینه آلومینیمی تقویت‌شده با ذرات سرامیکی آلومینا و کاربید سیلیسیم در صنایع خودروسازی و هواپیمایی چون پیستون‌ها، سرسیلندرها و شاتون‌ها که در آن‌ها خواص سطحی<sup>۱</sup> اهمیت زیادی پیدا می‌کند، به تدریج افزایش یافته است [۲-۵].

تولید کامپوزیت در حالت ذوبی به دو روش صورت می‌گیرد که به دمای تزریق ذرات به مذاب بستگی دارد. در فرآیند مایع، ذرات در دمایی بالای دمای لیکوئیدوس به مذاب افزوده می‌شوند، درحالی‌که در فرآیند نیمه‌جامد که به فرآیند کامپوکستینگ<sup>۲</sup> معروف است، تزریق ذرات در دمای دوفازی مایع-جامد صورت می‌گیرد [۶].

1- tribology  
2- Compo-Casting

## ۲- روش انجام آزمایش

در این پژوهش از آلیاژ آلومینیم A356 استفاده شد که ترکیب شیمیایی آن در جدول (۱) درج شده است. ذرات آلومینا استفاده شده به عنوان تقویت کننده دارای اندازه‌ی کمتر از ۲۰ میکرومتر بوده و درصد وزنی ذرات آلومینا ۵ درصد انتخاب شد.

در تحقیق حاضر سه نمونه در شرایط مختلف تولید شد؛ در نمونه اول مذاب ابتدا به دمای ۶۸۰ درجه سانتی‌گراد رسید و به منظور یکنواختی دمایی کل مذاب، ۵ دقیقه در این دما نگهداری و سپس به درون قالب ریخته شد. در نمونه دوم مذاب بعد از رسیدن به دمای ۶۸۰ درجه سانتی‌گراد و ماندگاری در این دما به مدت ۵ دقیقه، به آرامی تا دمای ۶۱۰ درجه سانتی‌گراد کاهش دما یافت و هم‌زدن با همزن مکانیکی صورت گرفت. پس از هم‌زدن، دوغاب به درون قالب ریخته شد. تولید نمونه سوم مطابق نمونه دوم صورت گرفت با این تفاوت که تزریق ذرات آلومینای عملیات حرارتی شده (در دمای ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۲۰ دقیقه قبل از تزریق حرارت داده شد) همراه با هم‌زدن مذاب تا دمای ۶۱۰ درجه سانتی‌گراد انجام شد. در نهایت دوغاب کامپوزیتی جهت بارریزی به دمای ۶۵۰ درجه سانتی‌گراد رسانده و درون قالب ریخته شد.

به منظور تزریق ذرات تقویت کننده به مذاب از سیستم گاز خنثی (آرگون) مطابق شکل (۱) با دبی ۵ لیتر بر دقیقه استفاده شد. زمان تزریق پودر به عواملی همچون دبی گاز آرگون، اندازه و درصد ذرات بستگی داشته و تزریق بین ۱۰-۲۰ دقیقه صورت پذیرفت. جهت جلوگیری از افزایش فشار پشت پودرهای درون محفظه، مسیر فرعی به منظور خروج گاز آرگون تعبیه شد که هم موجب کاهش فشار در پشت پودرها می‌شود و هم به هدایت پودرها در انتهای سیستم تزریق کمک می‌کند.

نشان داد که اندازه دانه‌های آلومینیمی کامپوزیت با افزایش درصد آلومینا به دلیل حضور این ذرات به عنوان مکان‌های جوانه‌زنی کاهش یافت. در حالتی که از ۵ درصد وزنی آلومینا استفاده شد، میزان تجمع ذرات پایین و هنگامی که از ۷ درصد وزنی آلومینا استفاده شد، میزان تجمع ذرات افزایش یافت.

سجادی و همکاران [۴] کامپوزیت زمینه آلومینیمی تقویت شده با ذرات آلومینا تولید شده به روش ریخته‌گری را مورد بررسی قرار داده و سرعت ۳۰۰ دور بر دقیقه را مناسب‌ترین سرعت برای هم‌زدن عنوان کردند. این محققان عملیات حرارتی ذرات آلومینا به مدت ۲۰ دقیقه در دمای ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد را نیز به منظور افزایش ترشوندگی و کاهش تخلخل مورد بررسی قرار داده و استفاده از عملیات حرارتی را موجب بهبود ترشوندگی و کاهش تخلخل عنوان نمودند.

سجادی و همکاران [۵] به منظور تکمیل مبحث کامپوزیت‌سازی دو روش ریخته‌گری همزنی و کامپوکستینگ را مورد مقایسه قرار دادند و در نهایت روش کامپوکستینگ موجب بهبود بیشتر خواص مکانیکی نظیر سختی و استحکام فشاری و استحکام کششی کامپوزیت زمینه آلومینیمی نسبت به ریخته‌گری همزنی شد.

هدف از پژوهش حاضر، بهبود ریزساختار و خواص مکانیکی همچون سختی، استحکام فشاری و انرژی شکست آلیاژ آلومینیم ریختگی A356 به روش کامپوکستینگ است. البته در این روش از پره هم‌زن مخصوص که قابلیت اعمال نیروی شعاعی و محوری به مذاب را دارا است استفاده شد. در این راستا سه نمونه در شرایط مختلف تولید شامل؛ نمونه حاصل از ریخته‌گری ثقیلی، نمونه حاصل از ریخته‌گری نیمه‌جامد و نمونه کامپوزیتی حاصل از روش کامپوکستینگ تولید شدند.

در ارتفاع ۲ میلی متر تهیه شد. به منظور دقت در نتایج، هر آزمایش روی سه نمونه مشابه انجام گرفت.



شکل (۲) تصویر پره همزن مورد استفاده

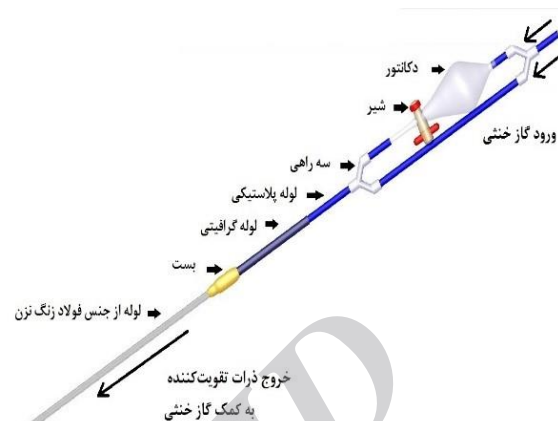
### ۳- مشاهدات و بحث

#### ۳-۱- مشاهدات ریزساختاری

شکل (۳) تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار نمونه-های حاصل از ریخته‌گری ثقلی و نیمه‌جامد را نشان می‌دهد. مطابق شکل (۳) الف) دندریتهای فاز  $\alpha$ -Al اولیه قابل مشاهده است. مکانیزم تشکیل این دندریتهای به این صورت است که اگر آلیاژ آلومینوم A356 (که در دمایی بالاتر از دمای ذوب کامل قرار دارد) به آرامی با از دست دادن حرارت وارد محدوده انجماد گردد، در ابتدا جوانه‌های جامدی از فاز  $\alpha$ -Al اولیه در مذاب تشکیل می‌شوند. با ادامه کاهش دما تعداد جوانه‌های جامد فاز  $\alpha$ -Al اولیه معلق در مذاب، افزایش یافته و جوانه‌های جامد تشکیل شده رشد می‌کنند که سازوکار آن به صورت شاخه‌ای در سه بعد است.

جدول (۱) ترکیب شیمیایی آلیاژ آلومینیم A356 (درصد وزنی).

Al	Si	Mg	Cu	Fe
۹۲/۴۸	۶/۷۱	۰/۴۲	۰/۲۰	۰/۱۹



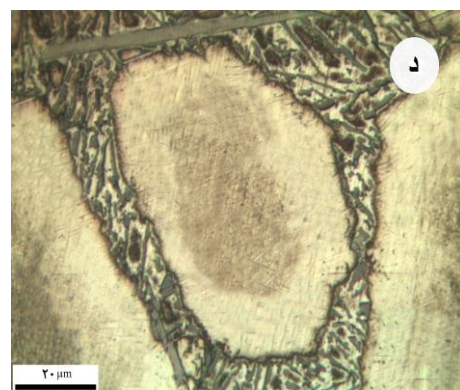
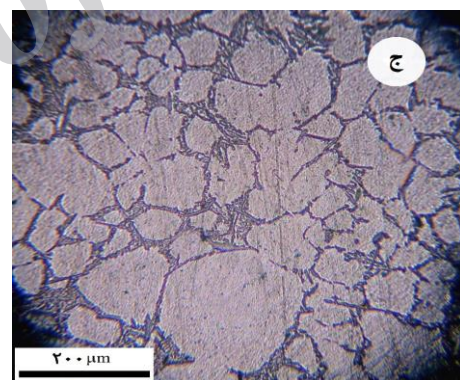
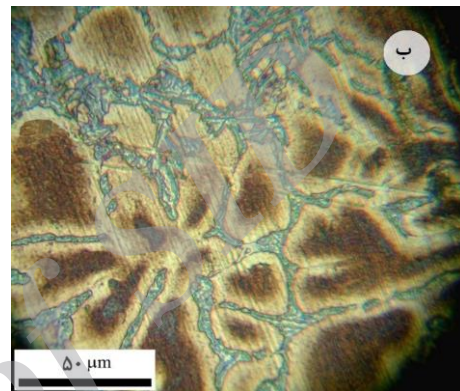
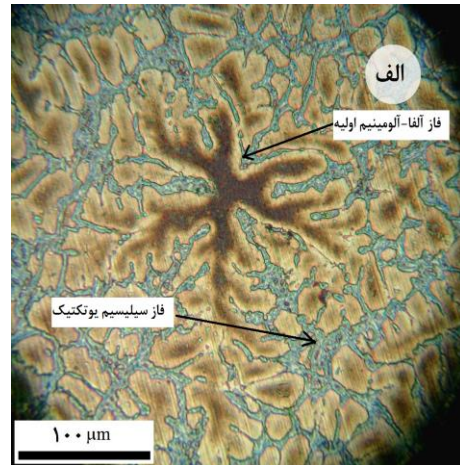
شکل (۱) تصویر شماتیک از سیستم تزریق مورد استفاده

به منظور اعمال جریان گردابی و همچنین تنش برشی مناسب جهت شکسته شدن دندریتهای پره همزنی مطابق شکل (۲) طراحی و ساخته شد که قابلیت اعمال نیروی شعاعی و محوری به مذاب را دارا است.

جهت مشاهده ریزساختار از میکروسکوپ نوری و از میکروسکوپ الکترونی روبشی جهت مشاهده ذرات آلومینا استفاده شد. پس از مشاهده ریزساختار برای سه نمونه تولید شده آزمون‌های سختی‌سنجی، فشار و ضربه صورت پذیرفت. نمونه‌های آزمون فشار طبق استاندارد جهانی ASTM-E9 با قطر ۱۰ میلی متر و ارتفاع ۱۵ میلی متر تولید و آزمون با استفاده از دستگاه آزمون فشار SANTAM-STM-250 و تحت نرخ کرنش ۰/۰۰۵ بر دقیقه صورت گرفت. به منظور انجام آزمون سختی سنجی برینل با بار ۱۰ کیلوگرم و قطر ساچمه ۲/۵ میلی متر از دستگاه سختی سنجی یونیورسال مدل UVI ساخت شرکت کوپا استفاده شد. نمونه‌های آزمون ضربه شاری نیز طبق استاندارد ASTM A370 در ابعاد سطح مقطع ۱۰ میلی متر در ۱۰ میلی متر و طول ۵۵ میلی متر و زاویه شیار ۴۵ درجه که

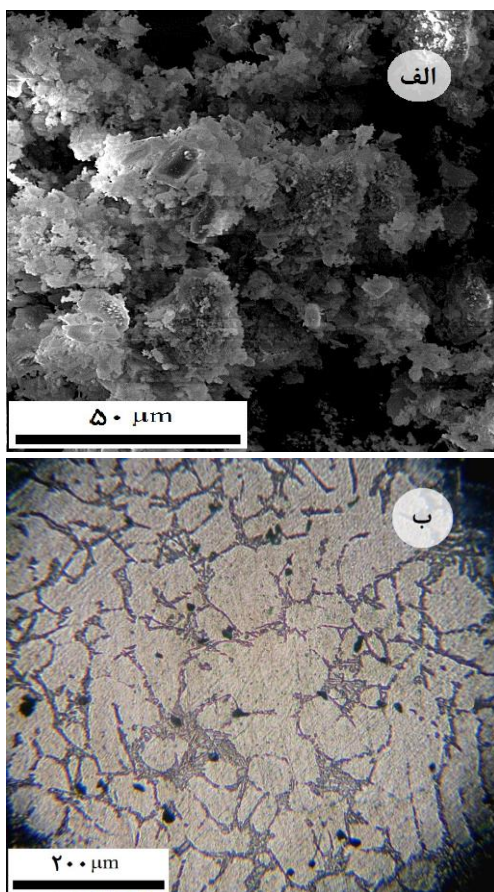
آلیاژ A356 حاوی ۶/۷ درصد سیلیسیم بوده که در حالت مذاب، سیلیسیم کاملاً به صورت محلول درون مذاب است. اما سیلیسیم در دماهای پایین، قابلیت حل شدن در آلومینیوم را ندارد. با کاهش دما، سیلیسیم از فاز  $\alpha$ -Al اولیه به آلیاژ مذابی که در اطراف این فاز قرار دارد، پس زده می شود. با ادامه کاهش دما، انتقال سیلیسیم محلول از فاز  $\alpha$ -Al اولیه به فاز مذاب، افزایش یافته که این موضوع باعث می شود که این فاز از سیلیسیم اشباع شود. در این حالت سیلیسیم اضافی با رسیدن به دمای یوتکتیک در ریزساختار شروع به جوانه زنی و رشد می نماید. تشکیل شدن فاز سیلیسیم یوتکتیک به طور طبیعی به صورت شاخه های سوزنی اتفاق می افتد. مابقی آلیاژ مذاب نیز بین شاخه های سیلیسیم یوتکتیک و دندریت های فاز  $\alpha$ -Al اولیه، منجمد شده و فاز  $\alpha$ -Al ثانویه را تشکیل می دهند. ریزساختار نمونه حاصل از ریخته گری ثقلی با بزرگنمایی بالاتر در شکل (۳) (ب) نشان داده شده است. در این شکل تیغه های بلند سیلیسیم به خوبی قابل مشاهده است.

شکل (۳) (ج) ریز ساختار نمونه حاصل از فرآیند ریخته گری در حالت نیمه جامد را نشان می دهد. در این شکل مشاهده می شود که ساختار فاز جامد  $\alpha$ -Al اولیه، غیر دندریتی است. این ساختار، موسوم به گل بوته ای (رزتی) است که ناشی از شکسته شدن دندریت ها و تبدیل آن به ذرات غیر شاخه ای می باشد. در واقع فاز جامد  $\alpha$ -Al اولیه به وسیله فاز یوتکتیک احاطه شده و به صورت مجزا و بوته ای شکل در ساختار پراکنده می باشد. با اعمال تنش برشی به آلیاژی که در محدوده انجماد قرار دارد، بازوهای دندریتی فاز جامد  $\alpha$ -Al اولیه موجود در مذاب شکسته شده که مکانیزم این شکست، ترکیبی از خم شدن بازوها بر اثر اعمال تنش برشی و ذوب موضعی بازوها در نواحی ضعیف تر است. در بزرگنمایی بالاتر و البته با دقت بیشتر



شکل (۳) تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار (الف) نمونه حاصل از ریخته گری ثقلی، (ب) نمونه حاصل از ریخته گری ثقلی با بزرگنمایی بالاتر از شکل (۲) (الف)، (ج) نمونه حاصل از ریخته گری نیمه جامد و (د) بزرگنمایی بالاتر از ریزساختار شکل (۲) (ج)



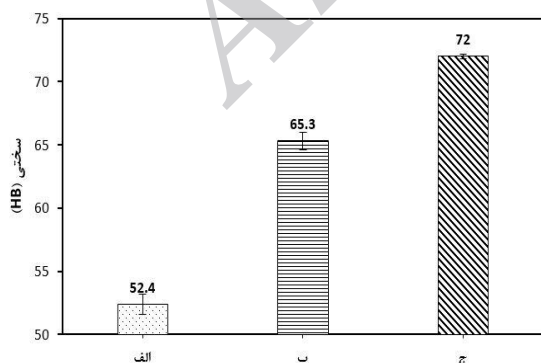


شکل (۴) الف) تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از ذرات آلومینا و ب) تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار نمونه کامپوزیتی تقویت شده با ذرات آلومینا عملیات حرارتی شده

### ۳-۲- خواص مکانیکی

#### ۳-۲-۱- آزمون سختی

شکل (۵) نمودار مقدار سختی نمونه‌ها را در شرایط مختلف تولید نشان می‌دهد.



شکل (۵) نمودار مقدار سختی نمونه‌های تولید شده در شرایط مختلف. الف) ریخته‌گری ثقلی، ب) ریخته‌گری نیمه‌جامد و ج) روش کامپوستینگ

همان‌طور که در شکل (۳) (د) نشان داده شده، ساختار غیردندریتی فاز  $\alpha$ -Al اولیه به خوبی قابل مشاهده است. تیغه‌های سیلیسیم موجود نیز شکسته شده و ابعاد آن نسبت به تیغه‌های سیلیسیم موجود در ریخته‌گری ثقلی کاهش یافته است که این امر به دلیل ایجاد تنش برشی در دمای نیمه‌جامد می‌باشد. تیغه بزرگ به رنگ خاکستری موجود در شکل ترکیب بین فلزی<sup>۱</sup> می‌باشد. منشا این ترکیبات بین فلزی متعلقات کوره و پره همزن بوده که موجب ورود این ناخالصی‌ها به مذاب شده است.

شکل (۴) الف) تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از ذرات آلومینا مورد استفاده در این پژوهش را نشان می‌دهد. ترشوندگی ضعیف ذرات آلومینا از مهم‌ترین مشکلات تولید کامپوزیت زمینه آلومینیمی است. یکی از راه‌های افزایش ترشوندگی عملیات حرارتی ذرات آلومینا قبل از تزریق است. پس از عملیات حرارتی مورفولوژی ذرات اولیه آلومینا اصلاح شده و از شکل نامنظم به کروی تبدیل می‌شود. همین‌طور سطح فعال ذرات افزایش یافته که این امر می‌تواند ترشوندگی را افزایش دهد [۱۱].

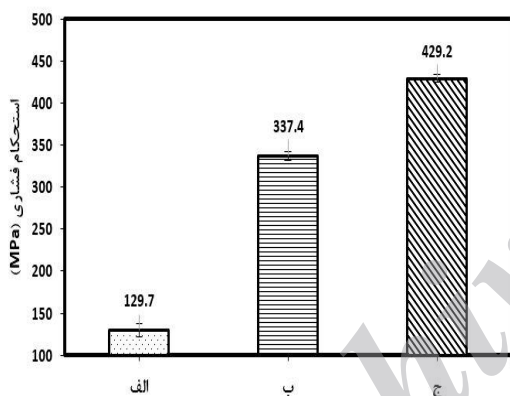
شکل (۴) ب) تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار کامپوزیت زمینه آلومینیمی تقویت شده با ذرات آلومینای عملیات حرارتی شده را نشان می‌دهد.

همزدن علاوه بر ایجاد تنش برشی جهت شکستن دندریت‌ها موجب توزیع ذرات در زمینه می‌شود. مطابق این شکل توزیع ذرات آلومینا در زمینه، کاهش اندازه دانه‌های آلومینیم نسبت به حالت ریخته‌گری نیمه‌جامد و ریز شدن تیغه‌های سیلیسیم قابل مشاهده است.

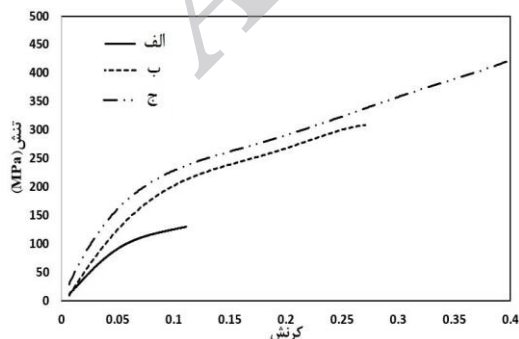
<sup>1</sup> FeSiAl<sub>5</sub>

## ۳-۲-۲- آزمون فشار

شکل (۶) و شکل (۷) به ترتیب نمودار مقدار استحکام فشاری و نمودار تنش- کرنش نمونه‌های تولیدی حاصل از آزمون فشار را نشان می‌دهد. مطابق با این دو شکل استحکام فشاری نمونه آلیاژی ریخته‌گری نیمه‌جامد بیشتر از نمونه تولید شده با ریخته‌گری ثقلی است. در نمونه تولیدی با ریخته‌گری ثقلی شکست در سطح پایینی از تنش صورت گرفته ولی با تبدیل ریزساختار دندریتی به ریزساختاری غیردندریتی و با دانه بندی ریز و همگن‌تر، چقرمگی شکست و همچنین استحکام فشاری افزایش یافت. بیشترین استحکام فشاری در نمونه کامپوزیتی حاصل از روش کامپوکستینگ به دست آمد.

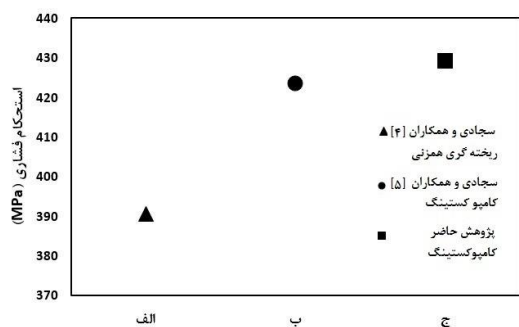


شکل (۶) نمودار مقدار استحکام فشاری نمونه‌های تولید شده در شرایط مختلف (الف ریخته‌گری ثقلی، ب ریخته‌گری نیمه‌جامد و ج روش کامپوکستینگ)



شکل (۷) نمودار تنش- کرنش نمونه‌های تولید شده در شرایط مختلف حاصل از آزمون فشار (الف ریخته‌گری ثقلی، ب ریخته‌گری نیمه‌جامد و ج روش کامپوکستینگ)

مطابق این شکل کمترین مقدار سختی مربوط به نمونه حاصل از ریخته‌گری ثقلی به دلیل ریزساختار دندریتی است. سختی نمونه ریخته‌گری نیمه‌جامد بیشتر از سختی نمونه حاصل از ریخته‌گری ثقلی است. این افزایش مقدار سختی را می‌توان با ریزتر شدن ساختار و یکنواخت‌تر شدن توزیع دانه‌ها مرتبط دانست. در واقع با شکستن بازوهای دندریتی و ریز شدن دانه‌ها، تعداد مرزدانه‌ها افزایش می‌یابد. مرزدانه‌ها سدهای محکمی در برابر حرکت نابجایی‌ها است. بنابراین ریز شدن دانه‌ها و افزایش مرزدانه‌ها منجر به افزایش موانع در مقابل تحرک نابجایی‌ها و در نتیجه موجب افزایش سختی نمونه می‌شود. با توجه به این شکل، بالاترین مقدار سختی مربوط به نمونه کامپوزیتی است. بالا بودن مقدار سختی را می‌توان به حضور ذرات آلومینا نسبت داد که با توزیع مناسب خود در زمینه فاصله لغزش را کاهش داده و موجب افزایش نرخ کارسختی می‌شوند. از طرف دیگر این ذرات از حرکت مرز دانه‌ها جلوگیری کرده و از این طریق نیز سختی کامپوزیت را افزایش می‌دهند. مزیت مهم روش کامپوکستینگ دمای کاری پائین آن می‌باشد. به این طریق که هم‌زدن هم موجب توزیع ذرات سخت سرامیکی در زمینه شده و هم موجب ایجاد تنش برشی و شکسته شدن بازوهای دندریتی می‌شود. در نتیجه ریز شدن اندازه دانه هم به واسطه هم‌زدن و هم به واسطه حضور ذرات از یک سو و از سوی دیگر حضور ذرات سخت سرامیکی که با زمینه پیوند خوبی برقرار کردند موجب افزایش سختی این نمونه نسبت به سایر نمونه‌ها شده است. نتایج آزمون سختی با نتایج مربوط به پژوهش سجادی و همکاران [۵] مطابقت دارد. در واقع با هم‌زدن دوغاب در دمای نیمه جامد و افزودن ذرات آلومینا به زمینه مقادیر سختی افزایش می‌یابد.



شکل (۸) استحکام فشاری نمونه‌های کامپوزیتی در شرایط مختلف؛ الف) ریخته‌گری همزنی - سجادی و همکاران [۴]؛ ب) کامپوکستینگ - سجادی و همکاران [۵]؛ ج) کامپوکستینگ - پژوهش حاضر

در اثر همزدن در حالت نیمه‌جامد بازوهای دندریتی شکسته شده، این بازوهای شکسته شده خود منشأ جوانه‌زنی می‌شوند و به این ترتیب ساختاری با فاز  $\alpha$ -Al اولیه تقریباً کروی شکل ایجاد می‌نماید. البته این همزدن همان‌طور که در شکل (۳) (د) نشان داده شده است موجب خرد شدن تیغه‌های سیلیسیم نیز می‌شود که تاثیر مستقیمی بر انرژی شکست دارد. تغییر شکل فاز سیلیسیم یوتکتیک از حالت سوزنی بلند به حالت تقریباً کروی، موجب انتقال شکست از نواحی تماس بین فازهای سیلیسیم یوتکتیک و فاز اولیه آلومینیم، به نواحی درون فاز اولیه آلومینیم می‌گردد. دلیل این امر کاهش و یا از بین رفتن تمرکز تنش در اطراف فاز سیلیسیم یوتکتیک می‌باشد. انتقال ناحیه شکست به درون فاز اولیه، منجر به تغییر حالت شکست ترد به شکست نرم می‌گردد و به تبع موجب بهبود مقادیر انرژی شکست و درصد ازدیاد طول می‌شود [۱۳].

مطابق شکل (۹) بیشترین مقدار انرژی شکست در نتایج نمونه کامپوزیتی با ذرات آلومینای عملیات حرارتی شده مشاهده شد. توزیع ذرات آلومینا در زمینه آلومینیمی و پیوستگی مناسب این ذرات با زمینه، کاهش اندازه دانه زمینه آلومینیمی از جمله مهمترین دلایل افزایش مقدار انرژی شکست نمونه کامپوزیتی نسبت به سایر نمونه‌ها شد.

مطابق شکل (۷) در نمونه کامپوزیتی ترک در کرنش بیشتری نسبت به دو نمونه دیگر مشاهده شده و سطح تنش بالا است. این افزایش استحکام فشاری در شکل (۶) نیز نشان داده شده است. حضور ذرات آلومینا، پیوستگی این ذرات با زمینه و توزیع همگن موجب شد تا بار انتقالی حاصل از آزمون فشار از زمینه به طور همگن بین ذرات توزیع شود و در نتیجه تمرکز تنش کاهش یابد. از طرف دیگر اصلاح دانه زمینه و ممانعت حرکتی نابجایی‌ها و افزایش دانسیته آن‌ها به واسطه حضور ذرات از دیگر عوامل افزایش مقدار استحکام فشاری نمونه کامپوزیتی است. در شکل (۸) استحکام فشاری نمونه کامپوزیتی تولیدی به روش کامپوکستینگ در پژوهش حاضر با استحکام فشاری نمونه مشابه کامپوزیتی تقویت‌شده با ذرات آلومینا عملیات حرارتی شده در پژوهش سجادی و همکاران [۴ و ۵] مقایسه شده است. در این شکل افزایش استحکام فشاری در تحقیق حاضر به خوبی نشان داده شده است.

### ۳-۲-۳- آزمون ضربه

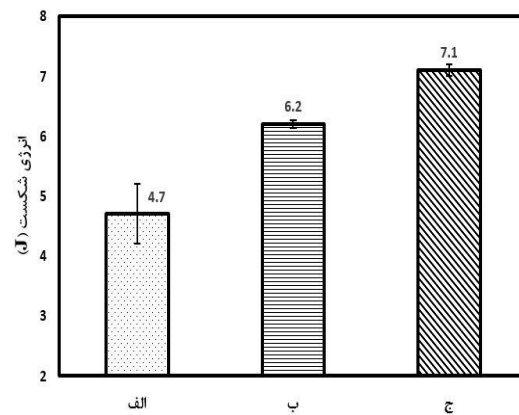
استحکام ضربه‌ای مقاومت در برابر بار ضربه‌ای و چقرمگی آن ماده تحت بار دینامیکی است. مقدار انرژی جذب شده مشخصه‌ی ماهیت فیزیکی آن ماده است. به عنوان مثال نمونه ترد به آسانی شکسته شده و انرژی کمتری را جذب می‌کند در حالی که نمونه انعطاف‌پذیر به انرژی بیشتری جهت شکست نیاز دارد [۱۲].

شکل (۹) نمودار مقدار انرژی شکست نمونه‌های تولید شده را در شرایط مختلف نشان می‌دهد. مطابق این شکل، انرژی شکست نمونه حاصل از ریخته‌گری ثقلی به دلیل وجود بازوهای دندریتی و سیلیسیم‌های سوزنی شکل بلند پایین‌تر از انرژی شکست نمونه ریخته‌گری نیمه‌جامد است.



## مراجع

- [1] Lapkowski W., Some studies regarding thixoforming of metal alloys, *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 80–81, 1998, pp. 463-468.
- [2] Vencel A., Bobic I., Arostegui S., Bobic B., Structural, mechanical and tribological properties of A356 aluminium alloy reinforced with  $Al_2O_3$ , SiC and SiC + graphite particles. *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 506, 2010, pp. 631-639.
- [3] Mazahery A., Abdizadeh H., Baharvandi H.R., Development of high-performance A356/nano- $Al_2O_3$  composites, *Materials Science Engineering A*, vol. 518, 2009, pp. 61-64.
- [4] Sajjadi S.A., Ezatpour H.R., Beygi H., Microstructure and mechanical properties of Al- $Al_2O_3$  micro and nano composites fabricated by stir casting, *Proceedings of 14th national conference on Materials Science and Engineering*, 2010, Tehran, Iran. pp. 325-332.
- [5] Sajjadi S.A., Torabi Parizi M., Ezatpour H.R., Sedghi A., Fabrication of A356 composites reinforced with micro and nano  $Al_2O_3$  particles by a developed compocasting method and study of their properties, *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 511, 2012, pp. 226-231.
- [6] Sevik H., Can Kurnaz S., Properties of alumina particulate reinforced aluminum alloy produced by pressure die casting, *Journal of Materials Design*, vol. 27, 2006, pp. 676-683.
- [7] Kirkwood D. H., Suery M., Kapranos P., Atkinson H. V., Young K. P., *Semi-Solid Processing of Alloys*, Springer Series in materials science, 2009, Cambridge, MA.
- [8] Spencer D.B., PhD thesis, MIT, 1971, Cambridge, MA.
- [9] Kamarei A., Nourouzi S., Bakhshi M., Gorji A. H., An investigation on the effect of mechanical stirring parameters on mechanical properties of A360 aluminum alloy in semi-solid forming, *Journal of Tehran Uni. Engineering Faculty* (in Persian), vol. 43, 2009, pp.751.759.
- [10] Ezatpour H.R., Torabi-Parizi M., Sajjadi S.A., Microstructure and mechanical properties of extruded Al/ $Al_2O_3$  composites fabricated by stir-casting process, *Transaction of Nonferrous Metal Society of China*, vol. 23, 2013, pp. 1262-1268.



شکل (۹) نمودار مقدار انرژی شکست نمونه‌های تولید شده در شرایط مختلف. الف) ریخته‌گری ثقلی، ب) ریخته‌گری نیمه‌جامد و ج) روش کامپوکستینگ

## ۴- نتیجه‌گیری

- ۱- هم‌زدن در دمای نیمه‌جامد موجب شکسته شدن دنداریت‌ها، ریز شدن دانه‌ها، افزایش مرزدانه‌ها و همچنین بهبود خواص مکانیکی نسبت به نمونه حاصل از ریخته‌گری ثقلی شد.
- ۲- ریخته‌گری در دمای نیمه‌جامد و هم‌زدن دوغاب حاصل، خواص مکانیکی این نمونه چون سختی، استحکام فشاری و ضربه را نسبت به نمونه ریخته‌گری ثقلی به ترتیب ۲۵، ۱۶۰ و ۳۲ درصد افزایش داد.
- ۳- کامپوزیت‌سازی به روش کامپوکستینگ با ذرات آلومینای عملیات حرارتی شده و همچنین دمای کاری پایین‌تر از ریخته‌گری ثقلی موجب بهبود ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژ A356 شد.
- ۴- بهترین خواص مکانیکی از قبیل سختی، استحکام فشاری و انرژی شکست در نمونه کامپوزیتی حاصل از روش کامپوکستینگ به ترتیب با مقادیر ۷۲ برینل، ۴۲۹/۱ مگاپاسکال، ۷/۱ ژول بدست آمد.

- [11] Hossein-Zadeh M., Mirzaee O., Saidi P., Structural and mechanical characterization of Al-based composite reinforced with heat treated Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> particles, *Journal of Materials and Design*, vol. 54, 2014, pp. 245-250.
- [12] Kannikeswaran K., Lin R.Y., Trace element effects on aluminium silicon carbide interfaces. *Springer*, vol. 39, 1987, pp. 17-19.
- [13] Parka C., Kima S., Kwon Y., Lee Y., Lee J., Mechanical and corrosion properties of rheocast and low-pressure cast A356-T6 alloy, *Materials Science and Engineering A*, vol. 391, 2005, pp. 86-94.

Archive of SID