

Effect of Ti and multidirectional forging on shear mechanical properties of in-situ ZA22-4Si composite

Davood Yousefi¹, *Reza Taghiabadi², Mohammad Hosein Shaeri³

1- M.Sc. Graduate, Department of Materials Science and Metallurgy, Imam Khomeini International University, Qazvin, Iran.

2- Associate Prof., Department of Materials Science and Metallurgy, Imam Khomeini International University, Qazvin, Iran.

3- Associate Prof., Department of Materials Science and Metallurgy, Imam Khomeini International University, Qazvin, Iran.

Citation: Yousefi D, Taghiabadi R, Shaeri M. H. Effect of Ti and multidirectional forging on shear mechanical properties of in-situ ZA22-4Si composite. Metallurgical Engineering 2021; 24(2): 122-132 <http://dx.doi.org/10.22076/ME.2022.533847.1324>

doi: <http://dx.doi.org/10.22076/ME.2022.533847.1324>

ABSTRACT

Achieving the desired mechanical properties in in-situ composites is governed by morphological modification, refinement, and even distribution of reinforcement particles which are formed during their solidification. This study was aimed to investigate the effect of Ti addition and multidirectional forging (MDF), as an industrially practical process, on microstructure and shear mechanical properties of cast ZA22-4Si composite. The obtained results showed that chemical modification of composite through 0.2 wt. % Ti addition converted the coarse primary grains to the well-refined equiaxed grains and reduced the size of primary Si particle (SiP), and porosities and improved their distribution within the matrix. The image analysis results also indicated that the average size of grains and SiP particles reduced from 750 and 25 μm to about 135 and 15 μm , respectively. Applying MDF at 100 ° C at the different passes breaks the primary dendrite network, decreased the average size of SiP particles, and promoted their even distribution within the matrix. According to the image analysis results in 2- and 5-pass MDFed composite the average size of SiP particles reached to about 8 and 6 μm , respectively. The shear punch tests also indicated that the combined effect of MDF and Ti addition reduced the strength whilst improved the ductility of as-cast composite where the yield and tensile shear strength of 5-pass MDFed sample reduced from 135 and 164 MPa to about 92 and 130 MPa, respectively, and its normal displacement value improved from 0.52 to about 0.72.

Keywords: Zn-22Al alloy, Silicon, Titanium, Multidirectional forging, Shear mechanical properties.

Received: 11 July 2021

Accepted: 15 June 2022

■ ■

* *Corresponding Author:*

Reza Taghiabadi, PhD

Address: Department of Materials Science and Metallurgy, Imam Khomeini International University, Qazvin, Iran.

Tel: +98 (28) 33901143

E-mail: taghiabadi@ikiu.ac.ir

تاثیر تیتانیوم و فرایند فورج چند جهته بر خواص مکانیکی برشی کامپوزیت درجای ZA22-4Si

داوود یوسفی^۱، * رضا تقی آبادی^۲، محمد حسین شاعری^۳

- ۱- کارشناس ارشد، گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه بین‌المللی امام خمینی (ره) قزوین، قزوین، ایران.
 ۲- دانشیار، گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه بین‌المللی امام خمینی (ره) قزوین، قزوین، ایران.
 ۳- دانشیار، گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه بین‌المللی امام خمینی (ره) قزوین، قزوین، ایران.

چکیده

دستیابی به خواص مکانیکی مورد نظر در کامپوزیت‌های درجا، نیازمند بهسازی مورفولوژی، کاهش ابعاد و بهبود شرایط توزیع ذرات تقویت‌کننده‌ای است که هنگام انجماد به صورت درجا در زمینه تشکیل می‌شوند. هدف از انجام تحقیق حاضر بررسی تاثیر افزودن تیتانیوم و فرایند فورج چند جهته (MDF)، به عنوان یک فرایند قابل اجرا در مقیاس صنعتی، بر ریزساختار و خواص مکانیکی برشی کامپوزیت ریختگی ZA22-4Si است. نتایج به‌دست آمده نشان داد که بهسازی شیمیایی کامپوزیت توسط افزودن ۰/۲ درصد تیتانیوم موجب تبدیل دانه‌های دندریتی و بزرگ اولیه به دانه‌های ریز و هم محور، کاهش ابعاد ذرات سیلیسیم اولیه (SIP) و تخلخل‌ها و توزیع یکنواخت آن‌ها در ساختار می‌شود. بر اساس نتایج آنالیز تصویری، اندازه متوسط دانه‌ها و ذرات SIP از حدود ۷۵۰ و ۲۵ میکرومتر به ترتیب به حدود ۱۳۵ و ۱۵ میکرومتر رسید. انجام فرایند فورج در دمای ۱۰۰ درجه سانتیگراد در تعداد پاس‌های مختلف روی نمونه‌ها، علاوه بر درهم آمیختن ساختار دندریتی اولیه، موجب کاهش ابعاد و توزیع یکنواخت‌تر ذرات SIP در زمینه شد. بر اساس نتایج آنالیز تصویری، به ازای ۲ و ۵ پاس فورج، اندازه ذرات سیلیسیم اولیه به ترتیب به حدود ۸ و ۶ میکرومتر رسید. همچنین بر اساس نتایج آزمایش پانچ برشی، پس از MDF و افزودن تیتانیوم، استحکام تسلیم برشی و استحکام برشی نهایی کامپوزیت ریختگی ۵ پاس MDF شده از حدود ۱۳۵ و ۱۶۴ مگاپاسکال به ترتیب به حدود ۹۲ و ۱۳۰ مگاپاسکال کاهش و میزان جابجایی نرمال آن از ۰/۵۲ به حدود ۰/۷۲ افزایش یافت.

واژه‌های کلیدی: آلیاژ Zn-22Al، سیلیسیم، تیتانیوم، فورج چند جهته، خواص مکانیکی برشی.

دریافت: ۱۴۰۰/۰۴/۲۰ | پذیرش: ۱۴۰۱/۰۳/۲۵

۱. مقدمه

یکی از راهکارهای موثر افزایش خواص مکانیکی آلیاژهای Zn-Al، افزودن سیلیسیم به ترکیب شیمیایی آن‌ها است. سیلیسیم عنصری است سخت (KHN > ۱۰۰) با نقطه ذوب بالا (۱۴۱۴ درجه سانتیگراد) که حضور آن می‌تواند موجب بهبود سختی و استحکام و کاهش چگالی آلیاژ شود [۴]. با این حال به دلیل حلالیت حالت جامد بسیار محدود سیلیسیم در زمینه آلیاژهای Zn-Al [۵]، اگر غلظت این عنصر از یک حد بحرانی (حدود ۲ درصد وزنی) فراتر رود، ذرات Si_m با ابعاد بزرگ و مورفولوژی خشن و نامطلوب در ساختار پدید می‌آیند و موجب افت قابل ملاحظه خواص مکانیکی آلیاژ می‌شوند [۶]. علاوه بر این، تشکیل ذرات درشت Si_m به صورت تجمع یافته در ساختار، به واسطه انسداد مسیرهای تغذیه بین‌ذره‌ای، احتمال شکل‌گیری تخلخل‌های میکروسکوپی و جوانه‌زنی و اشاعه ترک‌های میکروسکوپی را افزایش می‌دهد

آلیاژ یوتکتوئید Zn-22Al (موسوم به ZA22) از جمله مهمترین آلیاژهای ریختگی پایه روی به‌شمار می‌آید که به دلیل پایین بودن دمای ذوب، سیالیت و قابلیت ریخته‌گری عالی، مقاومت به خوردگی مناسب و خواص تریبولوژیکی منحصر به فرد، گزینه بسیار مناسبی برای تولید قطعات ریختگی نیازمند خواص سایشی/اصطکاک‌کی بالا در صنایع خودروسازی و هوا فضا است [۱، ۲]. این آلیاژ در شرایط ریختگی، به ویژه در قالب‌هایی که سرعت انجماد کم تا متوسط ارائه می‌نمایند، ساختار دندریتی درشتی دارد که موجب افت استحکام و انعطاف‌پذیری آن می‌شود. علاوه بر این پایین بودن دمای لیکوئیدوس این آلیاژ (حدود ۴۷۰ درجه سانتیگراد) موجب می‌شود که استفاده از آن در کاربردهای با دمای بیش از ۱۰۰ درجه سانتیگراد محدود شود [۳].

* نویسنده مسئول:
 دکتر رضا تقی آبادی

نشانی: قزوین، دانشگاه بین‌المللی امام خمینی (ره) قزوین، گروه مهندسی مواد و متالورژی.
 تلفن: ۰۹۸ ۳۳۹۰ ۱۱۴۳ (۲۸)

پست الکترونیکی: taghiabadi@ikiu.ac.ir

نتایج تحقیقات انجان^۶ و همکاران [۱۴] در زمینه تاثیر فرایند MDF بر ریزساختار و خواص مکانیکی کامپوزیت ZA27-SiC حاکی از آن است که این فرایند به واسطه بهبود توزیع ذرات SiC در زمینه، کاهش چگالی آلیاژ از طریق کاهش کسر حجمی تخلخلها و کاهش قابل ملاحظه اندازه دانهها باعث بهبود سختی و استحکام کششی شده و انعطاف پذیری آن را افزایش می دهد. تحقیقات شارث^۷ و همکاران نیز حاکی از تاثیر مثبت فرایند MDF گرم (در دو دمای ۱۰۰ و ۲۰۰ درجه سانتیگراد) بر خواص مکانیکی آلیاژهای Zn-24Al-2Cu است. بر اساس نتایج تحقیقات ایشان، انجام سه پاس فورج در دمای ۱۰۰ درجه سانتیگراد موجب افزایش استحکام کششی از ۱۸۵ به ۲۶۷ مگاپاسکال و ۱۴ درصد ازدیاد طول می شود [۱۵]. همچنین، انجام فرایند تا شش پاس در دمای ۲۰۰ درجه سانتیگراد موجب کسب استحکام کششی معادل ۲۷۶ مگاپاسکال و ۲۱ درصد ازدیاد طول می شود. شارث و همکاران بهبود مشاهده شده در خواص مکانیکی آلیاژ مورد بررسی را به کاهش میزان تخلخلها و اندازه دانهها و همچنین بهبود توزیع ذرات فاز دوم در زمینه نسبت دادند. در تحقیقی دیگر [۱۶]، تاثیر فرایند MDF در دمای محیط (تا ۲۳ پاس) بر ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژ هیپوپوتکتیک Zn-3.8Al-2.3Cu-0.4Mg مورد بررسی قرار گرفت. نتایج حاصل از این تحقیق حاکی از آن است که پس از کارسختی نسبی در پاس نخست، سختی زمینه از حدود ۱۰۸ ویکرز به حدود ۱۳۰ ویکرز در مرکز نمونه افزایش می یابد. علت این افزایش به تشکیل دوقلوییها و باندهای برشی نسبت داده شد. با افزایش تعداد پاس تا ۲۳، کار نرمی به وقوع می پیوندد و سختی زمینه به دلیل کاهش اندازه دانه و فعال شدن مکانیزم لغزش مرزدانه ای تا حدود ۹۰ ویکرز کاهش می یابد. همچنین نتایج مطالعات یوسفی و همکاران [۷] نیز نشان می دهد که اعمال فرایند MDF چندپاسه گرم (در دمای ۱۰۰ درجه سانتیگراد) موجب کاهش ابعاد ذرات سیلیسیم اولیه و بهبود توزیع این ذرات در زمینه کامپوزیت های Si_p/ZA22 می شود. این تغییرات ساختاری موجب افزایش سختی و استحکام کششی کامپوزیت حاوی ۴ درصد وزنی سیلیسیم از ۸۳ ویکرز و ۲۸۰ مگاپاسکال در شرایط ریختگی به ترتیب به حدود ۵۸ ویکرز و ۱۶۰ مگاپاسکال پس از ۵ پاس MDF شده و کرنش شکست آن را حدود ۴۰ درصد افزایش می دهد. بر اساس بررسی های انجام شده، تاکنون تاثیر فرایند MDF بر خواص مکانیکی برشی کامپوزیت های ZA22-SiP مورد بررسی قرار نگرفته است. با توجه به آنکه خواص مکانیکی برشی تاثیر به سزایی بر پایداری لایه تریبولژیکی شکل گرفته روی سطح آلیاژها و کامپوزیت های مهندسی در کاربردهای سایشی دارد [۱۷]، در تحقیق حاضر سعی شده

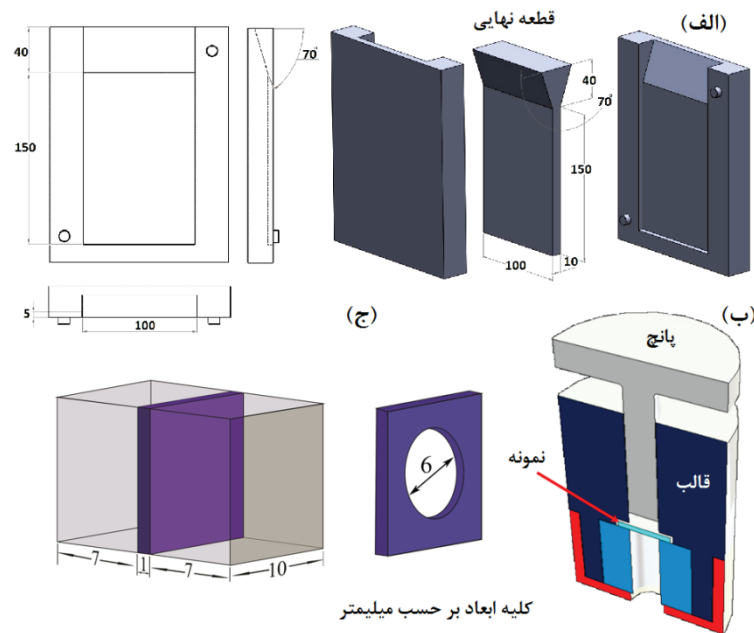
[۷]. بنابراین برای بهره مندی مناسب از مزایای افزایش غلظت سیلیسیم در ترکیب این آلیاژها، باید ابعاد، مورفولوژی و نحوه توزیع ذرات سیلیسیم تشکیل شده در ساختار، به ویژه ذرات خشن اولیه، را کنترل نمود. بهسازی شیمیایی از طریق افزودن عناصر بهساز مانند تیتانیوم، زیرکونیم، وانادیم، لانتانیم و سریم یکی از روش های موثر کاهش ابعاد ذرات سیلیسیم در زمینه آلیاژهای سری ZA است [۸]. تاثیر مثبت افزودن تیتانیوم در بهسازی ساختاری آلیاژهای Zn-(7-24)Al توسط پولارد^۱ و همکاران [۹] اثبات شده است. تحقیقات یوسفی و همکاران نیز حاکی از تاثیر مثبت تیتانیوم در بهسازی ساختار، کاهش ابعاد و بهبود نحوه توزیع ذرات سیلیسیم در ریزساختار کامپوزیت های SiP/ZA22 است. بر اساس نتایج حاصل از تحقیقات ایشان، بهسازی ساختار توسط تیتانیوم ضمن حذف ساختار دندردستی درشت اولیه، اندازه ذرات Si_p را کاهش داده و توزیع آن ها را در زمینه بهبود می بخشد. تحت این شرایط استحکام کششی و کرنش شکست کامپوزیت های حاوی ۴ و ۸ درصد وزنی سیلیسیم به ترتیب حدود ۱۵ و ۵۹ و ۶۰ و ۸۲ درصد افزایش می یابد [۷]. همچنین تحقیقات کراجوسکی^۲ و همکاران حاکی از آن است که افزودن تیتانیوم استحکام کششی آلیاژهای ZA25 و ZA27 را به میزان قابل توجهی افزایش داده اما تاثیر منفی بر شکل پذیری آن ها دارد [۱۰].

اصلاح ریزساختار آلیاژهای ریختگی را می توان از طریق تغییر شکل پلاستیک شدید مثلا پرس در کانال های زاویه دار همسان (ECAP^۳)، اکستروژن داغ و پیچش تحت فشار بالا (HPT^۴) نیز انجام داد. فرایند فورج چند جهته (MDF) نیز روشی مناسب بر مبنای تغییر شکل پلاستیک شدید است که برای بهسازی ساختاری آلیاژهای با انعطاف پذیری کم مانند آلیاژهای با ساختار بلوری HCP^۵ بسیار مناسب است. در این فرایند یک نمونه مکعب مستطیل شکل به طور متوالی در جهات مختلف تحت تغییر شکل (فورج) قرار می گیرد به گونه ای که ابعاد نمونه تغییر نکنند [۱۲ و ۱۱]. در مقایسه با سایر روش های تغییر شکل پلاستیک شدید، امکان اجرای فرایند MDF در صنایع کوچک و متوسط با استفاده از یک دستگاه آهنگری (فورج) معمولی و قالب های ساده کاملاً امکان پذیر است. همچنین مواد ترد و مواد با استحکام تسلیم بالا را می توان در دماهای بالاتر و بارهای اعمالی کمتر، تحت فرآوری قرار داد. با این حال، مهمترین محدودیت این فرایند، غیر یکنواخت بودن تغییر شکل ماده است که با افزایش تعداد پاس و تغییر الگوی چرخش ماده بین پاس های متوالی، می توان تا حد زیادی بر این محدودیت غلبه نمود [۱۳].

1. Pollard
2. Krajewski
3. Equal channel angular pressing
4. High pressure torsion
5. Hexagonal close-packed

6. Anjan

7. Sharath



شکل ۱. تصویر نمادین (الف) قالب فولادی مورد استفاده برای ریخته‌گری و نمونه نهایی، (ب) قالب فولادی آزمایش پانچ برشی و (ج) محل تهیه نمونه پانچ برشی از نمونه فورج شده.

جدول ۱. ترکیب شیمیایی آلیاژهای مورد استفاده در تحقیق (درصد وزنی)

آلیاژ	کد	Si	Sn	Ti	Mg	Pb	Fe	Cu	Al	Zn
Zn-22Al	Base-AC	۰/۰۳	۰/۰۰۱	۰/۰۰۱	۰/۰۰۱	۰/۰۰۷	۰/۰۴	۰/۰۰۱	۲۱/۳۰	باقیمانده
Zn-22Al	Base-Ti	۰/۰۵	۰/۰۰۱	۰/۲۲	۰/۰۰۱	۰/۰۰۵	۰/۰۶	۰/۰۰۱	۲۱/۵۶	باقیمانده
Zn-22Al-4Si	4Si-AC	۳/۸۸	۰/۰۰۱	۰/۰۰۱	۰/۰۰۱	۰/۰۰۶	۰/۰۵	۰/۰۰۱	۲۱/۴۴	باقیمانده
Zn-22Al-4Si	4Si-Ti	۳/۹۶	۰/۰۰۱	۰/۲۳	۰/۰۰۱	۰/۰۰۷	۰/۰۶	۰/۰۰۱	۲۱/۲۰	باقیمانده

پس از افزودن آمیزان، مذاب به آرامی و به مدت ۵ دقیقه هم زده شد و پس از حذف اکسیدهای سطحی، در دمای ۶۵۰ درجه سانتیگراد در یک قالب فولادی پیش‌گرم شده تا ۲۰۰ درجه سانتیگراد، تخلیه شد (شکل ۱-الف). ترکیب شیمیایی ورق‌های کامپوزیت در جدول ۱ ارائه شده است. قالب مورد استفاده برای انجام MDF با حفره مرکزی با ابعاد ۴۰×۱۵×۱۰ میلی‌متر مکعب از فولاد ابزار گرم H13 با سختی ۵۸±۲ راکول سی ساخته شد. جزئیات بیشتر در مورد این قالب در [۱۲] ارائه شده است. فرایند فورج با استفاده از یک پرس هیدرولیک با ظرفیت ۱۰۰ تن، مجهز به کوره مقاومتی برای گرمایش هم‌دمای نمونه‌های مستطیل شکل با ابعاد ۱۰×۱۰×۱۵ میلی‌متر مکعب تا ۱۰۰ درجه سانتیگراد تحت سرعت ۱/۶ میلی‌متر بر ثانیه انجام شد. فشار اعمالی در هر پاس از فرایند MDF با استفاده از معادله زیر محاسبه شد [۱۲]:

$$\varepsilon = \frac{2}{\sqrt{3}} \ln \frac{H}{W} \quad (1)$$

در این معادله H و W به ترتیب ارتفاع و پهنای نمونه

است تاثیر مشترک بهسازی شیمیایی ساختار توسط تیتانیوم و فرایند فورج چند جهته چند پاسه بر خواص مکانیکی برشی آلیاژ (کامپوزیت) غنی از سیلیسیم ZA22-4Si مورد بررسی قرار گیرد. انتظار می‌رود که انجام بهسازی ساختاری قبل از فرایند فورج، تاثیر قابل ملاحظه‌ای بر عملکرد این فرایند در بهسازی ساختاری، به‌ویژه کاهش ابعاد و توزیع مناسب ذرات Si_p و در نتیجه بهبود خواص مکانیکی برشی کامپوزیت ایفا نماید.

۲. مواد و روش تحقیق

کامپوزیت ZA22-4Si به روش ذوبی با استفاده از شمش روی خالص (۹۹/۹۵ درصد وزنی)، آلومینیم خالص (۹۹/۹۱ درصد وزنی) و آمیزان Al-30Si در یک بوتله کاربید سیلیسیم و با استفاده از یک کوره مقاومتی تهیه شد. عملیات بهسازی از طریق افزودن تیتانیوم و بور با استفاده از یک آمیزان Al-5Ti-1B در دمای حدود ۷۰۰ درجه سانتیگراد به مذاب انجام شد. مقدار تیتانیوم باقیمانده ۰/۲ درصد وزنی در نظر گرفته شد.

سطح مقطع نمونه‌ها با استفاده از محلول HF ۲ درصد حجمی به مدت ۱۰ ثانیه حکاکی شد تا ریزساختار آنها آشکار شود. برای مشاهده ریزساختار در این تحقیق از یک میکروسکپ الکترونی روبشی نشر میدانی (FESEM) مجهز به دستگاه طیف‌سنجی پراش انرژی پرتو ایکس (EDS) برای آنالیز فازی استفاده شد. درصد تخلخل نمونه‌ها با استفاده از روش غوطه‌وری ارشمیدس محاسبه شد [۱۸]. بررسی‌های آنالیز تصویری با استفاده از نرم افزار Digimizer (نسخه ۵,۳,۵) انجام شد. همچنین اندازه موثر دانه‌ها [۱۹] توسط یک میکروسکپ Carl Zeiss Axioskop-2-MAT با استفاده از روش تقاطع خطی بر اساس ASTM E112-12 تعیین شد.

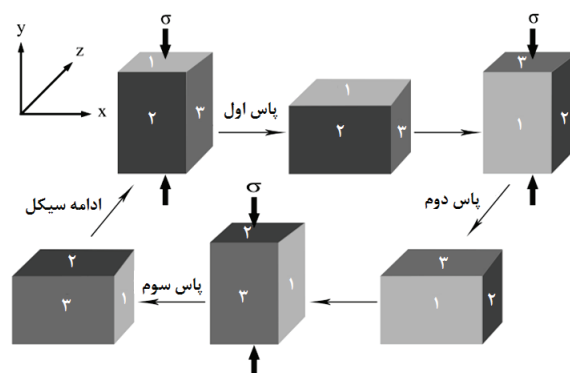
۳. نتایج و بحث

بررسی‌های ریزساختاری

ساختار میکروسکوپی آلیاژ پایه (Base-AC) و کامپوزیت حاوی ۴ درصد وزنی سیلیسیم (4Si-AC) در شکل ۳ نشان داده شده است. با توجه به دیاگرام فازی دوتایی Zn-Al (شکل ۴) ریزساختار آلیاژ پایه (شکل ۳-الف) شامل فاز غنی از روی h و نواحی دندریتی با ساختار یوتکتوئید متشکل از لایه‌های α و η است. آنالیز شیمیایی دو ناحیه h و a+h در جدول ۲ ارائه شده است. جزئیات بیشتر در خصوص نحوه شکل‌گیری ریزساختار در آلیاژهای ZA22 در [۸] ارائه شده است. با توجه به شکل ۳-ب افزودن سیلیسیم به ترکیب آلیاژ پایه موجب شکل‌گیری ذرات سیاه رنگ درشت با مورفولوژی چند وجهی در ساختار می‌شود که با توجه به آنالیز شیمیایی انجام شده (جدول ۲) این ذرات سیلیسیم اولیه هستند که با توجه به حلالیت حالت جامد بسیار کم در زمینه Zn-Al [۵]، به‌صورت ذرات تقریباً خالص در زمینه رسوب می‌کنند. در صورت بهینه‌سازی ویژگی‌های هندسی شامل ابعاد، مورفولوژی و نحوه توزیع در زمینه، ذرات Si_p می‌توانند به‌عنوان تقویت‌کننده‌های درجا، کامپوزیت‌های Si_p -ZA22 را ایجاد نمایند.

تاثیر بهسازی ساختاری توسط تیتانیوم و تعداد پاس MDF بر ریزساختار آلیاژ حاوی ۴ درصد وزنی سیلیسیم در شکل ۵ نشان داده شده است. با توجه به شکل ۵-الف، افزودن تیتانیوم موجب ظریف شدن شبکه دندریتی اولیه (قابل مشاهده در شکل ۳-الف)، کاهش قابل ملاحظه ابعاد و بهبود توزیع ذرات Si_p در ساختار شده است. علاوه بر این، پس از جوانه‌زنی، کسر حجمی فاز غنی از روی h به‌طور نسبی کاهش یافته است. تاثیر ترکیبات غنی از تیتانیوم (و بور) در ایجاد مراکز جوانه‌زنی ناهمگن برای جوانه‌زنی فاز غنی از آلومینیم α -Al قبلاً توسط محققین مختلف به اثبات رسیده است. تحقیقات پولارد روی آلیاژهای Zn-Al حاکی از آن است که ذرات Al_5Ti_2Zn مکان مناسبی برای جوانه‌زنی دندریتهای اولیه α -Al، که در ابتدای انجماد آلیاژ ZA22 تشکیل می‌شوند، به‌شمار می‌آیند

هستند. با توجه به شرایط فوق، میزان کرنش در هر پاس حدود ۰/۴۷ برآورد شد. پس از هر پاس MDF، نمونه ۹۰ درجه در جهت محور Z و سپس محور Y چرخانده شد (شکل ۲). روانکاری قالب و نمونه‌ها توسط یک روان‌ساز پایه گرافیت انجام شد و نمونه‌ها تا ۵ پاس MDF شدند. به منظور تمایز آسان نمونه‌های MDF شده، این نمونه‌ها با یک کد XP به دنبال شماره کد مربوطه در جدول ۱، مشخص شدند. در این کد x نشان دهنده تعداد پاس اعمالی است.



شکل ۲. تصویر نمادین فرایند MDF مورد استفاده در تحقیق حاضر.

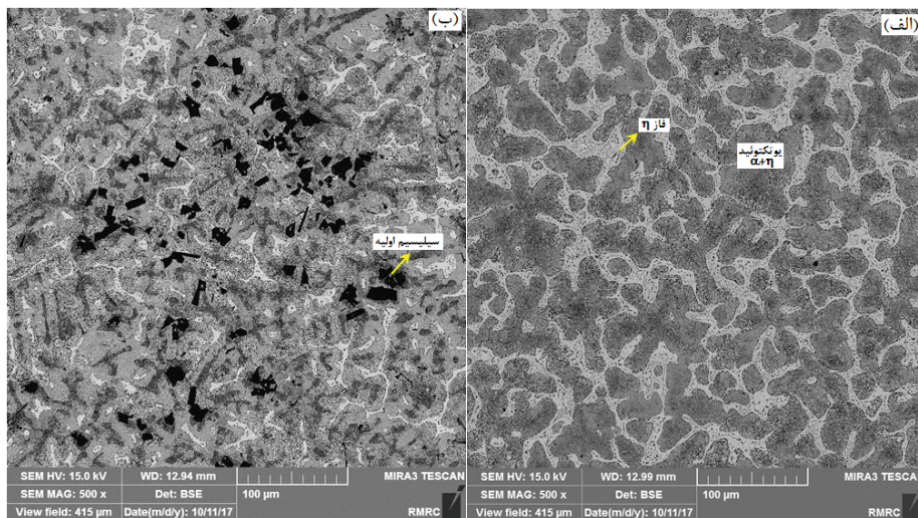
میکروسختی ویکرز نمونه‌ها توسط دستگاه میکروسختی سنج HVS-1000A در نزدیک‌ترین منطقه به مرکز مقطع نمونه‌ها تحت بار ۵۰۰ گرم و زمان ساکن‌سازی ۱۵ ثانیه اندازه‌گیری شد و میانگین شش اندازه‌گیری به‌عنوان مقدار نهایی گزارش شد. آزمایش پانچ برشی^۸ برای ارزیابی خواص مکانیکی کامپوزیت در حالت بارگذاری برشی انجام شد. نمونه‌های پانچ برشی از نمونه‌های ریختگی و MDF شده با ضخامت ۰/۷ میلی‌متر تهیه شدند. تصویر نمادین قالب و نمونه آزمایش پانچ برشی و موقعیت تهیه نمونه از نمونه فورج شده به ترتیب در شکل ۱-ب و ۱-ج نشان داده شده است. آزمون پانچ برشی با استفاده از یک دستگاه آزمون کشش یونیورسال Zwick / Roell-Z100 با سرعت فک ۰/۰۰۱ میلی‌متر بر ثانیه انجام شد. نیروی P در کلیه آزمایش‌ها، با توجه به میزان جابجایی پانچ (h) تعیین شد و با استفاده از معادلات (۲) و (۳) به تنش برشی (τ , MPa) و جابجایی نرمال (mm/mm, x) تبدیل شد [۱۲]. در این معادلات، t ضخامت نمونه (بر حسب میلی‌متر) و d میانگین قطر پانچ و قالب (بر حسب میلی‌متر) است:

$$\tau = \frac{P}{\pi dt} \quad (۲)$$

$$x = \frac{h}{t} \quad (۳)$$

عملیات آماده‌سازی نمونه‌ها برای بررسی‌های متالوگرافی با بهره‌گیری از روش‌های استاندارد متالوگرافی انجام شد.

8. Shear punch

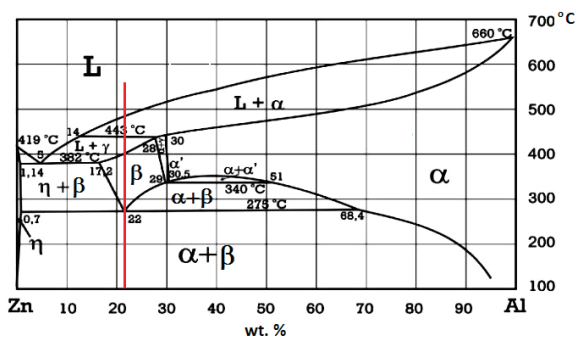


شکل ۳. تصویر میکروسکوپی ریزساختار (الف) آلیاژ پایه (Base-AC) و (ب) کامپوزیت 4Si-AC.

[۹]. بنابراین حذف دندریته‌های درشت و تشکیل دانه‌های هم محور با ابعاد به مراتب کوچک‌تر در ساختار نمونه‌های بهسازی شده (شکل ۵-الف) را می‌توان با تشکیل ترکیبات اندازه متوسط دانه‌ها از حدود 314 ± 80.7 میکرومتر در آلیاژ پایه به حدود 208 ± 74.7 میکرومتر در نمونه 4Si-AC می‌رسد. کاهش نسبی اندازه دانه‌ها در نمونه کامپوزیتی احتمالاً ناشی از افزایش تحت تبرید غلظتی در مذاب مجاور جبهه انجماد به واسطه افزایش غلظت سیلیسیم است. افزودن تیتانیوم به ترکیب شیمیایی کامپوزیت موجب کاهش قابل توجه اندازه دانه‌های آن می‌شود به گونه‌ای که اندازه متوسط دانه‌ها در نمونه 4Si-Ti حدود 39 ± 13.6 میکرومتر است.

با کاهش ابعاد جوانه‌های α -Al و پیرو آن کاهش فاصله نفوذ، انتظار می‌رود که واکنش پریکتیک روی سطح این جوانه‌ها (واکنش بین مذاب و فاز α و تشکیل فاز واسطه بتا) به نحو موثرتری انجام شود. بر این اساس در تطابق با مشاهدات ساختاری (شکل ۵-الف) میزان α -Al باقیمانده و کسر حجمی محصولات ناشی از واکنش یوتکتیک (یعنی فاز η) در ساختار کاهش می‌یابد.

افزودن تیتانیوم علاوه بر این موجب بهسازی شیمیایی ذرات Si_p و کاهش ابعاد و توزیع یکنواخت‌تر این ذرات در زمینه می‌شود (شکل ۵-الف). با توجه به نتایج آنالیز تصویری (جدول ۳)، اندازه متوسط ذرات Si_p در آلیاژ 4Si-Ti در مقایسه با شرایط قبل از بهسازی، حدود ۴۰ درصد کاهش یافته است. اثر بهسازی ترکیبات تیتانیوم-بور بر ذرات Si_p را می‌توان ناشی از مسموم شدن سطوح رشد این ذرات به دلیل جذب اتم‌های عناصر بهساز دانست زیرا با توجه به تطابق شبکه‌ای بسیار ضعیف بین ساختار بلوری ذرات Si_p (مکعب الماسی با پارامتر شبکه $a = 0.356 \text{ nm}$) و جوانه‌های



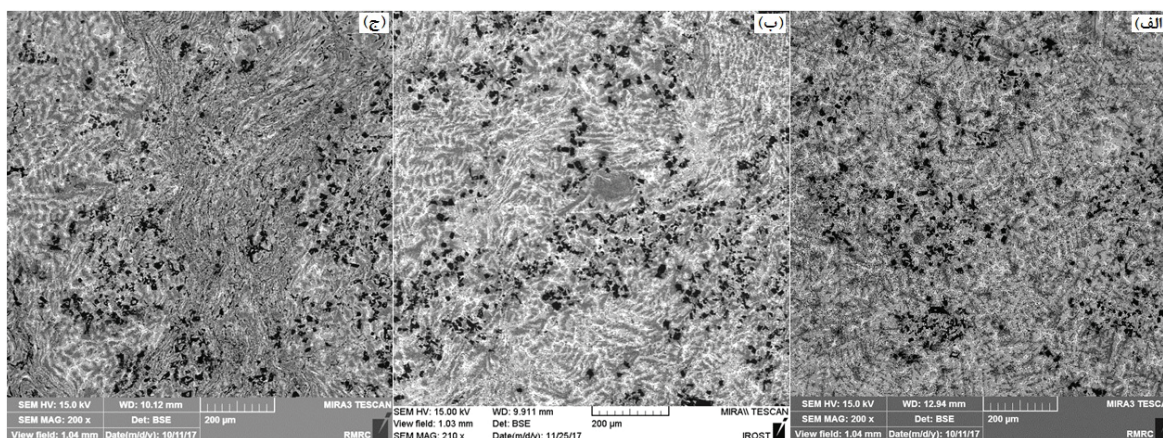
شکل ۴. نمودار فازی دوتایی Zn-Al، مسیر انجماد آلیاژ مورد بررسی روی شکل نشان داده شده است [۱].

جدول ۲. آنالیز EDS نواحی مشخص شده در شکل ۳

غلظت، درصد اتمی			
Si	Zn	Al	
--	۹۹/۳۷	۰/۶۳	فاز h
--	۵۳/۱۹	۴۶/۸۱	پوتکتوئید a+h
۹۷/۸۳	۰/۸۷	۱/۳۰	ذرات سیلیسیم اولیه (Si_p)

جدول ۳. نتایج آنالیز تصویری ریزساختار نمونه‌های بهسازی شده توسط تیتانیوم و فورج چند جهته (۲ و ۵ پاس)

کد نمونه	ابعاد متوسط ذرات Si_p میکرومتر	میزان تخلخل، درصد حجمی
Base-AC	--	۱/۵۶
Base-Ti	--	۰/۶۷
4Si-AC	25 ± 10	۱/۱۲
4Si-Ti	15 ± 6	۰/۸۱
4Si-Ti-2P	8 ± 3	۰/۳۷
4Si-Ti-5P	6 ± 2	۰/۲۲



شکل ۵. تصویر میکروسکوپی ریزساختار آلیاژ (الف) Ti-4Si، (ب) Ti-2P-4Si و (ج) Ti-5P-4Si.

۱۰±۲۵ میکرومتر در نمونه 4Si-AC به حدود ۶±۱۵ میکرومتر در نمونه Ti-4Si و سپس به ترتیب تا حدود ۸ و ۶ میکرومتر در نمونه‌های Ti-2P-4Si و Ti-5P-4Si کاهش یافته است. همچنین درصد تخلخل نمونه‌های فورج شده Ti-2P-4Si و Ti-5P-4Si به ترتیب حدود ۳۷ و ۵۴ درصد کمتر از نمونه Ti-4Si و حدود ۶۷ و ۸۰ درصد کمتر از درصد تخلخل در نمونه 4Si-AC است (جدول ۳).

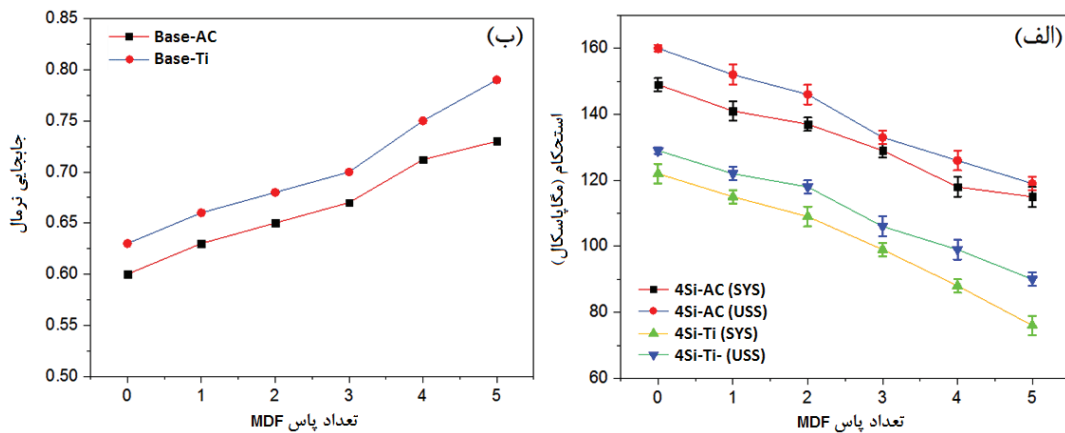
بررسی خواص مکانیکی

نمودار تغییرات استحکام تسلیم برشی (SYS)، استحکام برشی نهایی (USS) و جابجایی نرمال آلیاژ پایه قبل و بعد از بهسازی شیمیایی توسط تیتانیوم بر حسب تعداد پاس MDF، در شکل ۶ ارائه شده است. همچنین نمودار تغییرات استحکام برشی بر حسب جابجایی نرمال آلیاژهای Base-Ti و Base-AC قبل و بعد از فرآوری MDF در تعداد پاس‌های مختلف در شکل ۷ نشان داده شده است. با توجه به نمودارهای ارائه شده، صرف نظر از تعداد پاس MDF اعمالی، بهسازی شیمیایی به‌طور کلی موجب کاهش استحکام و بهبود انعطاف‌پذیری آلیاژ پایه می‌شود. با توجه به شکل ۶-الف استحکام تسلیم و استحکام کششی آلیاژ Base-Ti به ترتیب حدود ۸ و ۶ درصد کمتر از مقادیر مربوطه در آلیاژ Base-AC است در حالی که انعطاف‌پذیری آن حدود ۵ درصد بیشتر است. همچنین صرف نظر از انجام یا عدم انجام بهسازی شیمیایی، افزایش تعداد پاس MDF از ۱ تا ۵، موجب کاهش استحکام برشی آلیاژ پایه و افزایش انعطاف‌پذیری آن می‌شود. به عنوان مثال، USS آلیاژ Base-Ti پس از ۵ پاس MDF از حدود ۱۶۰ مگاپاسکال به حدود ۱۲۲ مگاپاسکال کاهش یافته اما انعطاف‌پذیری آن افزایش حدوداً ۲۵ درصدی را تجربه نموده است.

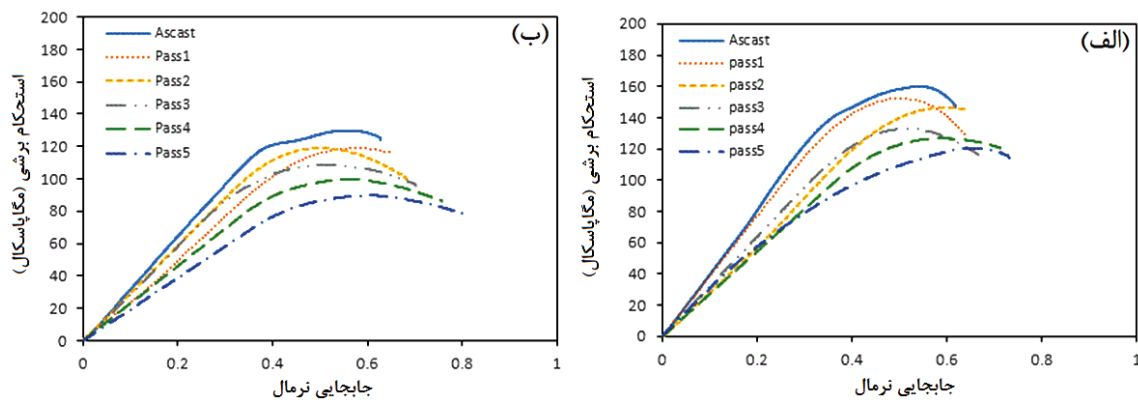
پدیده کار نرمی در اثر تغییر شکل پلاستیک شدید قبلاً در برخی دیگر از فرایندهای تغییر شکل پلاستیک شدید مانند HPT [۲۴] و ECAP [۲۵] نیز گزارش شده و با توجه به

ناهمگن حاصل از افزودن آمیزان Al-5Ti-1B به مذاب یعنی ذرات Al_3Ti (تتراگونال با پارامتر شبکه $a = 0.385 \text{ nm}$ و $c = 0.859 \text{ nm}$) و TiB_2 (هگزاگونال با پارامتر شبکه $a = 0.303 \text{ nm}$ و $c = 0.323 \text{ nm}$) ترکیبات بین فلزی غنی از تیتانیوم (یا تیتانیوم-بور) قادر به ایفای نقش به‌عنوان بسترهای مناسب برای جوانه‌زنی ذرات Si_p نیستند. این فرضیه در توافق با نتایج گزارش‌های قبلی در خصوص جذب اتم‌های تیتانیوم روی سطح ذرات TiC و مختل نمودن رشد این ذرات در آلیاژهای هایپرپروتکتیک Al-20Si است [۲۳]. کاهش ابعاد و توزیع یکنواخت ذرات Si_p در اثر بهسازی شیمیایی، موجب کاهش کسر حجمی و توزیع ظریف تخلخل‌ها در زمینه می‌شود (جدول ۳). به نظر می‌رسد که علت این امر کاهش مراکز تجمع ذرات اولیه یا کاهش تمایل این ذرات به آگلومره شدن طی فرایند انجماد باشد.

تاثیر مشترک بهسازی شیمیایی و فورج چند جهته چند پاسه بر ریزساختار آلیاژ حاوی سیلیسیم در شکل‌های ۵-ب و ۵-ج نشان داده شده است. طی فرایند MDF، در ناحیه تغییر شکل آسان نمونه که در مرکز آن واقع شده است، ماده در اثر تنش‌های وارده سیلان نموده و تغییر شکل پلاستیک شدید را تجربه می‌کند. تحت این شرایط، سیلان پلاستیک به صورت نوارهای برشی در صفحات مایل نسبت به صفحه فورج در ساختار پدید آمده، با افزایش تعداد پاس در کل ساختار توسعه یافته و موجب بروز تغییرات اساسی در ریزساختار می‌شود که از جمله می‌توان به شکسته شدن ساختار دندردیتی اولیه، سیلان فازهای α و η و ذرات سیلیسیم در راستای نوارهای برشی، همگن شدن ساختار و فورج شدن تخلخل‌های میکروسکوپی اشاره نمود. افزایش تعداد پاس فرایند به‌واسطه افزایش میزان کرنش تجمعی در نمونه، ضمن تشدید خردایش ساختار دندردیتی و ذرات سیلیسیم، توزیع اجزای فازی را در زمینه یکنواخت‌تر می‌کند. بر اساس نتایج حاصل از آنالیز تصویری، اندازه متوسط ذرات Si_p از حدود



شکل ۶. نمودار تغییرات (الف) استحکام برشی نهایی و استحکام تسلیم برشی و (ب) جابجایی نرمال آلیاژ پایه (قبل و بعد از بهسازی شیمیایی توسط تیتانیوم) بر حسب تعداد پاس MDF.

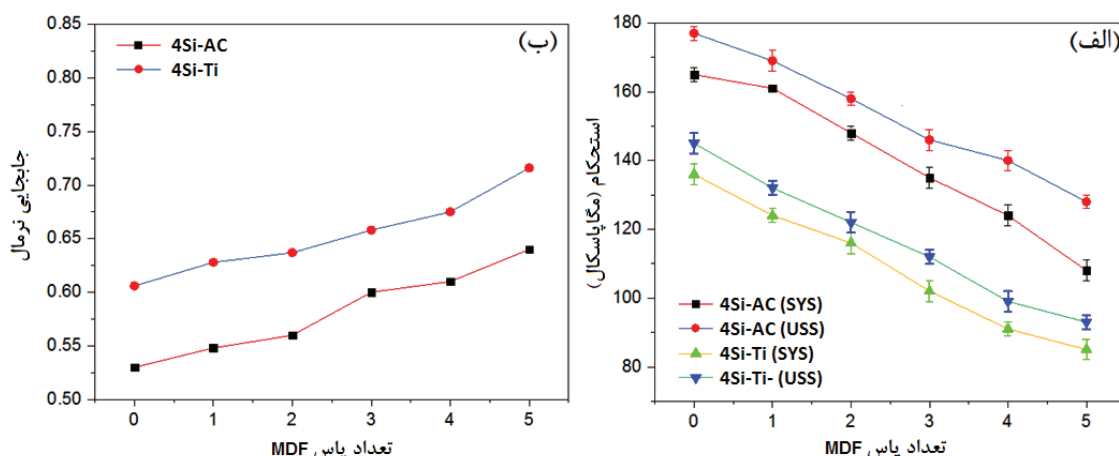


شکل ۷. نمودار تغییرات استحکام برشی بر حسب جابجایی نرمال (الف) آلیاژ Base-AC و (ب) آلیاژ Base-Ti قبل و بعد از فرآوری MDF در تعداد پاس‌های مختلف.

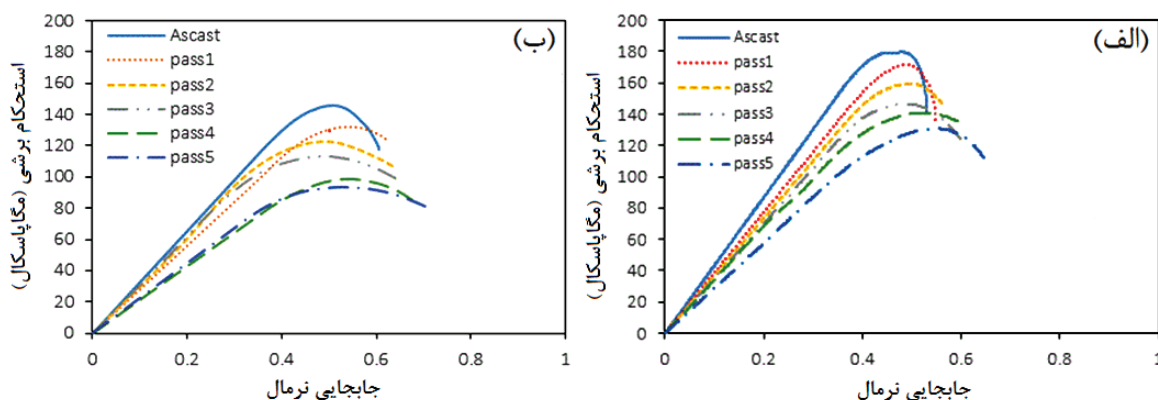
نقص در چیده شدن کم مانند آلیاژهای Zn-Al و لغزش مرز دانه‌ای نیز جزء مکانیزم‌های مهمی هستند که تاثیرشان در بهبود شکل‌پذیری و کار نرمی آلیاژهای سری ZA گزارش شده است. فعال‌سازی مکانیزم لغزش مرز دانه‌ای به دلیل تسهیل لغزش مرز دانه‌ها و افزایش چرخش دانه‌ها به واسطه تبلور مجدد دینامیکی و تراکم بیشتر مرزهای دانه بزرگ زاویه در ریزساختار آلیاژهای Zn-Al پس از فورج چند جهت است [۲۴]. علاوه بر این نشان داده شده است که تغییر شکل شدید آلیاژ Zn-22Al منجر به توزیع مناسب دانه‌های α و در نتیجه افزایش مرزهای فاز η/α می‌شود که لغزش مرز دانه‌ای را در مرزهای تصادفی تسهیل می‌کند [۲۷].

نمودار تغییرات SYS، USS و جابجایی نرمال نمونه‌های 4Si-Ti و 4Si-AC بر حسب تعداد پاس MDF در شکل ۸ ارائه شده است و نمودارهای تغییرات استحکام برشی بر حسب جابجایی نرمال آلیاژهای مذکور در شکل ۹ نشان داده شده‌اند. در صورت مقایسه این نمودارها با نمودارهای مربوط به آلیاژ پایه (شکل‌های ۶ و ۷)، مشاهده می‌شود که حضور سیلیسیم به طور کلی و صرف نظر از تعداد پاس MDF، باعث

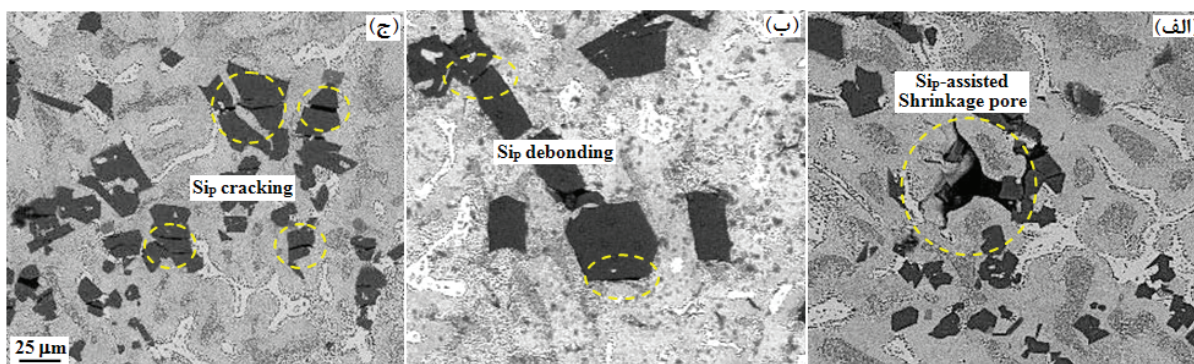
تحقیقات قبلی [۱۶] به نظر می‌رسد عوامل مختلفی در بروز کرنش نرمی در نمونه‌های فورج شده تحقیق حاضر دخیل هستند. از جمله این عوامل می‌توان به همگن شدن ریزساختار در اثر سیلان پلاستیک ماده، کاهش کسر حجمی تخلخل‌ها در اثر فشارهای وارده طی فرایند فورج و توزیع ریزجدایش‌ها اشاره نمود. انجام بهسازی شیمیایی قبل از MDF نیز بر خلاف انتظار موجب تقویت اثرگذاری عوامل فوق شده است. در واقع علی‌رغم کاهش اندازه دانه‌ها و میزان تخلخل‌های ساختاری، به نظر می‌رسد که افزودن تیتانیوم به واسطه حذف شبکه دندریتی درشت اولیه و همچنین کاهش کسر حجمی فاز سخت a باقیمانده در مراکز دندریت‌ها، موجب کاهش سختی و افزایش انعطاف‌پذیری آلیاژ می‌شود. بر اساس نتایج سختی سنجی میکروسکوپی، احتمالاً به دلیل سختی بالاتر فاز سختی a، سختی نواحی دوفازی a+n در نمونه‌های جوانه‌زایی شده (۵/۵±۴/۵ ویکرز) حدود ۲۰ درصد کمتر از سختی نواحی مشابه در آلیاژهای جوانه‌زایی نشده (۶۴±۲/۷ ویکرز) است. با این وجود، وقوع پدیده‌هایی نظیر «خود بازپخت» (نرم شدن بدون عملیات حرارتی یا بارگذاری) [۲۶] در آلیاژهای با انرژی



شکل ۸. نمودار تغییرات استحکام برشی نهایی و استحکام تسلیم برشی (الف) و انعطاف پذیری (ب) آلیاژهای 4Si-Ti و 4Si-AC بر حسب تعداد پاس MDF.



شکل ۹. نمودار تغییرات استحکام برشی بر حسب جابجایی نرمال (الف) آلیاژ 4Si-AC و (ب) آلیاژ 4Si-Ti قبل و بعد از فرآوری MDF در تعداد پاس های مختلف.



شکل ۱۰. تصاویر میکروسکوپی نشان دهنده چگونگی تاثیر ذرات سیلیسیم اولیه (SiP) در تسهیل جوانه زنی ترک های میکروسکوپی (الف) تسهیل تشکیل تخلخل های انقباضی، (ب) جدا شدن ذرات از زمینه و (ج) شکستن ذرات.

[۲۸]، طی بارگذاری برشی به عنوان مکان های تمرکز تنش بالقوه در ریزساختار عمل نموده و با ممانعت از حرکت نابجایی ها به عنوان ذرات تقویت کننده درجا، موجب افزایش سختی و استحکام بخشی زمینه می شوند [۲۹]. با این وجود ذرات Si_p به دلیل پیوندهای کوالانت، ترد هستند [۳۰]، به دلیل آنتروپی ذوب بالا [۳۱] فصل مشترکشان با زمینه از

افزایش استحکام و افت انعطاف پذیری شده است. بهبود نسبی استحکام کامپوزیت حاوی سیلیسیم در مقایسه با آلیاژ پایه را می توان به حضور ذرات سخت Si_p در ریزساختار آن نسبت داد (شکل ۳).
 ذرات Si_p به دلیل سختی و مدول یانگ بالا و نامنطبق بودن خصوصیات تغییر شکل پلاستیک نسبت به فاز زمینه

اولیه در آلیاژ 4Si-Ti در مقایسه با شرایط قبل از بهسازی، حدود ۴۰ درصد کاهش یافته است. کاهش ابعاد و توزیع یکنواخت ذرات سیلیسیم اولیه در اثر بهسازی شیمیایی، موجب کاهش کسر حجمی و توزیع ظریف تخلخل‌ها در زمینه می‌شود.

۲- تاثیر مشترک بهسازی شیمیایی و فورج چند جهته چند پاسه تغییرات اساسی در ریزساختار ایجاد می‌کند شامل شکسته شدن ساختار دندریتی اولیه، سیلان فازهای α و η و ذرات سیلیسیم در راستای نوارهای برشی، همگن شدن ساختار و فورج شدن تخلخل‌های میکروسکوپی. بر اساس نتایج آنالیز تصویری، اندازه متوسط ذرات سیلیسیم اولیه از ۲۵ میکرومتر در نمونه 4Si-AC به حدود ۱۵ میکرومتر در نمونه 4Si-Ti و سپس به ترتیب تا حدود ۸ و ۶ میکرومتر در نمونه‌های 4Si-Ti-2P و 4Si-Ti-5P کاهش یافته است. همچنین درصد تخلخل نمونه فورج شده 4Si-Ti-5P به ترتیب حدود ۶۷ و ۸۵ درصد کمتر از دو نمونه 4Si-Ti و 4Si-AC است.

۳- انجام ۵ پاس MDF استحکام نهایی برشی کامپوزیت حاوی ۴ درصد سیلیسیم را ۳۵ درصد کاهش داده و انعطاف‌پذیری آن را حدود ۲۰ درصد بهبود می‌بخشد. بهسازی آلیاژ مذکور توسط تیتانیوم قبل از MDF موجب بهبود خواص می‌شود به گونه‌ای که پس از ۵ پاس MDF، میزان افت استحکام نهایی برشی و بهبود انعطاف‌پذیری نسبت به حالت بهسازی نشده به ترتیب به حدود ۲۱ و ۳۷ درصد می‌رسد.

References

- [1] Arif MAM, Omar MZ, Muhamad N, Syarif J, Kapranos P. Microstructural Evolution of Solid-solution-treated Zn-22Al in the Semisolid State. *Journal of Materials Science & Technology*. 2013;29(8):765-74. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmst.2013.04.003>
- [2] Krajewski WK, Greer AL, Piwowarski G, Krajewski PK. Property enhancement by grain refinement of zinc-aluminium foundry alloys. *IOP Conf Ser: Materials Science and Engineering*. 2016;117:012004. <http://dx.doi.org/10.1088/1757-899X/117/1/012004>
- [3] Prasad BK. Effects of Silicon Addition and Test Parameters on Sliding Wear Characteristics of Zinc-Based Alloy Containing 37.5% Aluminium. *Materials Transactions, JIM*. 1997;38(8):701-6. <http://dx.doi.org/10.2320/matertrans1989.38.701>
- [4] Rajabi F, Taghiabadi R, Shaeri MH. Tribology of Si-rich TiG-deposited coatings on Zn-40Al-2Cu alloy. *Surface Engineering*. 2020;36(7):735-44. <http://dx.doi.org/10.1080/02670844.2020.1728909>
- [5] Berent K, Pstruś J, Gancarz T. Thermal and Microstructure Characterization of Zn-Al-Si Alloys and Chemical Reaction with Cu Substrate During Spreading. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2016 28;25(8):3375-83. <http://dx.doi.org/10.1007/s11665-016-2074-8>

نوع پخ‌دار (یا هموار) است و تمایل زیادی به تجمع و آگلومره شدن در ساختار دارند لذا طی بارگذاری برشی حضور این ذرات با تسهیل جوانه‌زنی و اشاعه ترک‌های میکروسکوپی در زمینه می‌تواند موجب افت انعطاف‌پذیری شود. تصاویر میکروسکوپی نشان‌دهنده نقش ذرات سیلیسیم در جوانه‌زنی ترک‌های میکروسکوپی در ناحیه‌ای دقیقاً زیر سطح شکست برشی در شکل ۱۰ نشان داده شده‌اند. بنابراین با توجه به تاثیر مثبت بهسازی تیتانیوم بر ابعاد و نحوه توزیع ذرات Si_m در ساختار کامپوزیت 4Si-Ti (شکل ۵-الف) انتظار می‌رود که این کامپوزیت در مقایسه با آلیاژ 4Si-AC خواص مکانیکی بهتری ارائه نماید. بررسی‌های انجام شده نیز حاکی از آن است که استحکام برشی نهایی و جابجایی نرمال کامپوزیت 4Si-Ti به ترتیب ۸ و ۱۶ درصد بیشتر از نمونه 4Si-AC است.

مشابه آلیاژ پایه، انتظار می‌رود که اعمال فرایند MDF موجب کار نرمی کامپوزیت نیز شود. با توجه به نمودارهای ارائه شده در شکل‌های ۸ و ۹، استحکام برشی نهایی و جابجایی نرمال نمونه 4Si-AC پس از ۵ پاس MDF به ترتیب حدود ۱۱۰ مگاپاسکال و ۰/۶۲ است که بیانگر افت حدوداً ۳۵ درصدی استحکام و رشد حدوداً ۲۰ درصدی انعطاف‌پذیری در این نمونه است. همانگونه که مشاهده شد، بهسازی ساختاری توسط تیتانیوم موجب ارتقای خواص مکانیکی کامپوزیت می‌شود. بررسی نمودارهای ارائه شده در شکل‌های ۸ و ۹ نیز حاکی از آن است که تاثیر مشترک بهسازی شیمیایی و MDF، ارتقای خواص برشی کامپوزیت است. بر اساس نتایج آزمایش‌های انجام شده، پس از اعمال ۵ پاس MDF روی کامپوزیت بهسازی شده، انعطاف‌پذیری آن مجدداً بهبود یافته (رشد جابجایی نرمال از حدود ۰/۶۴ تا ۰/۷۲) و استحکام برشی نهایی آن از ۱۱۰ به حدود ۱۳۰ مگاپاسکال افزایش می‌یابد. به عبارت دیگر، در ازای افت حدوداً ۲۰ درصدی استحکام برشی نهایی، انعطاف‌پذیری کامپوزیت 4Si-Ti-5P نسبت به کامپوزیت ریختگی 4Si-AC حدوداً ۳۷ درصد رشد می‌نماید. البته با توجه به شکل ۸ و روند به ترتیب کاهش و افزایش استحکام برشی نهایی و انعطاف‌پذیری، این امکان وجود دارد که با تنظیم تعداد پاس MDF، بهترین تلفیق خواص برشی را در کامپوزیت مورد بررسی ایجاد نمود.

۴. نتیجه گیری

۱- افزودن تیتانیوم موجب ظریف شدن شبکه دندریتی اولیه و کاهش قابل ملاحظه ابعاد دانه‌ها می‌شود. علاوه بر این کسر حجمی فاز غنی از روی η پس از جوانه‌زنی کاهش نسبی را تجربه می‌کند. افزودن تیتانیوم همچنین موجب بهسازی شیمیایی ذرات سیلیسیم اولیه و کاهش ابعاد و توزیع یکنواخت‌تر این ذرات در زمینه می‌شود. با توجه به نتایج آنالیز تصویری، اندازه متوسط ذرات سیلیسیم

- [6] Savaşkan T, Aydımer A. Effects of silicon content on the mechanical and tribological properties of monotectoid-based zinc-aluminium-silicon alloys. *Wear*. 2004;257(3-4):377-88. <http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2004.01.007>
- [7] Yousefi D, Taghiabadi R, Shaeri MH, Ansarian I. Microstructural evolution and mechanical properties of multi-directionally forged SiP/ZA22 composite. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*. 2020;20(4). <http://dx.doi.org/10.1007/s43452-020-00124-z>
- [8] Yousefi D, Taghiabadi R, Shaeri MH, Abedinzadeh P. Enhancing the Mechanical Properties of Si Particle Reinforced ZA22 Composite by Ti-B Modification. *International Journal of Metalcasting*. 2020;15(1):206-15. <http://dx.doi.org/10.1007/s40962-020-00447-w>
- [9] Pollard WA, Pickwick KM, Jubb JT, Packwood RH. The grain refinement of zinc-aluminum alloys by titanium. *Canadian Metallurgical Quarterly*. 1974;13(4):535-43. <http://dx.doi.org/10.1179/cm.1974.13.4.535>
- [10] Krajewski, W., Zak, P., Orava, J., Greer, A., & Krajewski, P. (2012). Structural Stability of the High-Aluminium Zinc Alloys Modified with Ti Addition. *Archives of Foundry Engineering*, 12(1). <https://doi.org/10.2478/v10266-012-0012-2>
- [11] Sharath PC, Udupa KR, Kumar GVP. Effect of Multi Directional Forging on the Microstructure and Mechanical Properties of Zn-24 wt% Al-2 wt% Cu Alloy. *Transactions on Indian Institute of Metals*. 2016 29;70(1):89-96. <http://dx.doi.org/10.1007/s12666-016-0863-2>
- [12] Ansarian I, Shaeri MH, Ebrahimi M, Minárik P, Bartha K. Microstructure evolution and mechanical behaviour of severely deformed pure titanium through multi directional forging. *Journal of Alloys and Compounds*. 2019;776:83-95. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.10.196>
- [13] Sharath PC. Multi directional forging: an advanced deforming technique for severe plastic deformation. In *Advanced Welding and Deforming*, Elsevier, 2021, 529-556. <https://doi.org/10.1016/b978-0-12-822049-8.00017-7>
- [14] Anjan BN, Preetham Kumar GV. Microstructure and mechanical properties of ZA27 based SiC reinforced composite processed by multi directional forging. *Materials Research Express*. 2018 31;5(10):106523. <http://dx.doi.org/10.1088/2053-1591/aadb02>
- [15] Sharath PC, Udupa KR, Kumar GVP. Effect of multi directional forging on the microstructure and mechanical properties of Zn-24 wt% Al-2 wt% Cu alloy, *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 2017, 70: 89-96.
- [16] Neres DA Silva, Pereira PHR, Siqueira Correa EC, Paulino Aguiar MT, Cetlin PR. Microstructural evolution and mechanical properties in a Zn-Al-Cu-Mg hypoeutectic alloy processed by multi-directional forging at room temperature, *Materials Science and Engineering: A*, 2021, 801: 140420, <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140420>.
- [17] Yousefi D, Taghiabadi R, Shaeri MH. Effect of multi-pass multi-directional forging on tribological properties of Si-rich eutectoid ZA alloys. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2021, 31(7), 2024-2038. [https://doi.org/10.1016/s1003-6326\(21\)65635-2](https://doi.org/10.1016/s1003-6326(21)65635-2)
- [18] Taylor RP, McClain ST, Berry JT. Uncertainty analysis of metal-casting porosity measurements using Archimedes' principle. *International Journal of Cast Metals Research*. 1999;11(4):247-57. <http://dx.doi.org/10.1080/13640461.1999.11819281>
- [19] Pekguleryuz, M. O., Lin, S., Ozbakir, E., Temur, D., & Aliravci, C. (2010). Hot tear susceptibility of aluminium-silicon binary alloys. *International Journal of Cast Metals Research*, 23(5), 310-320. <https://doi.org/10.1179/136404610x12738456167267>
- [20] Zhu X, Jiang W, Li M, Qiao H, Wu Y, Qin J, et al. The Effect of Mg Adding Order on the Liquid Structure and Solidified Microstructure of the Al-Si-Mg-P Alloy: An Experiment and ab Initio Study. *Metals*. 2014 ;5(1):40-51. <http://dx.doi.org/10.3390/met5010040>
- [21] Wang F, Eskin D, Mi J, Connolley T, Lindsay J, Mounib M. A refining mechanism of primary Al₃Ti intermetallic particles by ultrasonic treatment in the liquid state. *Acta Materialia*. 2016;116:354-63. <http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2016.06.056>
- [22] Kashyap KT, Chandrashekar T. Effects and mechanisms of grain refinement in aluminium alloys. *Bulletin of Materials Science*. 2001;24(4):345-53. <http://dx.doi.org/10.1007/BF02708630>
- [23] Ding W, Xia T, Zhao W, Xu Y. Effect of Al-5Ti-C Master Alloy on the Microstructure and Mechanical Properties of Hypereutectic Al-20%Si Alloy. *Materials*. 2014;7(2):1188-200. <http://dx.doi.org/10.3390/ma7021188>
- [24] Edalati K, Hashiguchi Y, Iwaoka H, Matsunaga H, Valiev RZ, Horita Z. Long-time stability of metals after severe plastic deformation: Softening and hardening by self-annealing versus thermal stability. *Materials Science and Engineering: A*. 2018;729:340-8. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2018.05.079>
- [25] Lapovok R, Tóth LS, Molinari A, Estrin Y. Strain localization patterns under equal-channel angular pressing. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. 2009;57(1):122-36. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmps.2008.09.012>
- [26] Zhang NX, Kawasaki M, Huang Y, Langdon TG. The significance of self-annealing in two-phase alloys processed by high-pressure torsion. *IOP Conf Ser: Materials Science and Engineering*. 2014;63:012126. <http://dx.doi.org/10.1088/1757-899X/63/1/012126>
- [27] Demirtas M, Purcek G, Yanar H, Zhang ZJ, Zhang ZF. Effect of different processes on lamellar-free ultrafine grain formation, room temperature superplasticity and fracture mode of Zn-22Al alloy. *Journal of Alloys and Compounds*. 2016;663:775-83. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.12.142>
- [28] Gupta M, Ling S. Microstructure and mechanical properties of hypo/hyper-eutectic Al-Si alloys synthesized using a near-net shape forming technique. *Journal of Alloys and Compounds*. 1999;287(1-2):284-94. [http://dx.doi.org/10.1016/S0925-8388\(99\)00062-6](http://dx.doi.org/10.1016/S0925-8388(99)00062-6)
- [29] Ahn, S.-S., Pathan, S., Koo, J.-M., Baeg, C.-H., Jeong, C.-U., Son, H.-T., Kim, Y.-H., Lee, K.-H., & Hong, S.-J. (2018). Enhancement of the Mechanical Properties in Al-Si-Cu-Fe-Mg Alloys with Various Processing Parameters. *Materials*, 11(11), 2150. <https://doi.org/10.3390/ma11112150>
- [30] Warmuzek M, *Aluminium-Silicon Casting Alloys: Atlas of Microfractographs*, Materials Park, OH, USA: ASM Int.; 2004.
- [31] Lu D, Jiang Y, Guan G, Zhou R, Li Z, Zhou R. Refinement of primary Si in hypereutectic Al-Si alloy by electromagnetic stirring. *Journal of Materials Processing Technology*. 2007;189(1-3):13-8. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2006.12.008>