ISSN: 2476-6909; Modares Mechanical Engineering. 2021;21(10):707-718

# Effect of Severe Plastic Deformation by Multidirectional Forging on Mechanical Properties of Ti Modified SiP/ZA22 Composite

**ARTICLE INFO**

***Article Type***
Original Research

***Authors***
Yoosefi D.[1],
Taghiabadi R.*[1],
Shaeri MH.[1]

**How to cite this article**
Yoosefi D, Taghiabadi R, Shaeri MH. Effect of Severe Plastic Deformation by Multidirectional Forging on Mechanical Properties of Ti Modified SiP/ZA22. Composite Modares Mechanical Engineering. 2021; 21(10): 707-718.

[1] Department of Materials Science and Metallurgy, Imam Khomeini International University, Qazvin, Iran

***Correspondence***
Address: Department of Materials Science and Metallurgy, Imam Khomeini International University, Qazvin, Iran
*Phone*: -
*Fax*: -
taghiabadi@ikiu.ac.ir

***Article History***
Received: 06 March, 2021
Accepted:27 June, 2021
ePublished: 12 August, 2021

**ABSTRACT**

This study investigates the effect of multidirectional forging (MDF) on the microstructure and mechanical properties of Ti-modified SiP/ZA22 composite containing 4 and 8 wt. % Si. The forging process was performed at 100 °C under two and five passes. The results showed that Ti modification refined the coarse primary dendrites, and reduced the size of primary Si (SiP) particle as well as grains. MDF also gradually eliminated the dendritic structure, and promoted the fine distribution of SiP particles, second phases, and porosities in the microstructure. The image analysis of five-pass MDFed composites containing 4 and 8 wt. % Si indicated that the average size of SiP particles in the as-cast composite was reduced from 25 and 30 µm to about 6 and 7 µm, respectively. The mechanical properties result also showed work softening during MDF. For example, after two passes, the hardness and tensile strength of the base sample were reduced by 30 and 25%, while its elongation and toughness were improved by 120 and 325%, respectively. In the MDFed composites, the hardness and strength do not change drastically due to the presence of SiP particles. According to the results, in the case of the two-pass MDFed composite containing 4 wt. % Si the hardness and tensile strength were reduced by 18 and 2%, respectively, but the elongation and toughness were improved by 25 and 175%, respectively.

**Keywords** Zn-22Al Alloy, Composite, Silicon, Titanium, Severe Plastic Deformation, Multidirectional Forging, Mechanical Properties

**CITATION LINKS**

[1] Microstructural evolution of solid-solution-treated Zn–22Al in the semisolid state. [2] Property enhancement by grain refinement... [3] Effect of molybdenum addition to ZA22 grain refined... [4] Casting with zinc alloys. [5] Effects of silicon addition and test parameters... [6] Effects of silicon content on the mechanical and tribological properties... [7] Effects of silicon content on the microstructural features... [8] Variation of the hydrological regime of Bele-Shira... [9] Microstructural evolution and mechanical properties of multi-directionally forged... [10] Effect of multi directional forging on the microstructure and mechanical properties... [11] Microstructure evolution and mechanical behaviour... [12] Utilization of multi directional forging... [13] Effect of Multidirectional Forging on Microstructures and Mechanical Properties... [14] Microstructure, Mechanical, and Electrical Properties of Cu-30Zn Alloys... [15] Effect of Grain Size Reduction thruogh Multi Directional Forging Process... [16] Microstructure and mechanical properties of ZA27 based SiC reinforced composite... [17] Enhancing the Mechanical Properties of Si Particle Reinforced ZA22 Composite... [18] The grain refinement of zinc-aluminum alloys... [19] Uncertainty analysis of metal-casting porosity measurements... [20] Quality index and hot tearing susceptibility... [21] Processing of eutectic Zn–5% Al alloy... [22] Effect of severe plastic deformation on tensile properties and impact toughness... [23] Fabrication and characterization of in situ synthesized SiC/Al composites... [24] Development of an in-situ synthesized multi-component reinforced... [25] The mechanical properties of in-situ composites. [26] The effect of Mg adding order on the liquid structure... [27] A refining mechanism of primary Al3Ti intermetallic particles ... [28] Effects and mechanisms of grain refinement... [29] Effect of Al–5Ti–C master alloy on the microstructure and mechanical properties... [30] Effect of multi directional forging on impression creep... [31] Effect of different processes on lamellar-free ultrafine... [32] Grain boundary sliding in a superplastic zinc-aluminum alloy... [33] Microstructure and mechanical properties of hypo/hyper-eutectic... [34] Aluminum-silicon casting alloys... [35] Refinement of primary Si in hypereutectic Al–Si alloy... [36] The significance of self-annealing in two-phase alloys...

*Copyright© 2020, TMU Press. This open-access article is published under the terms of the Creative Commons Attribution-NonCommercial 4.0 International License which permits Share (copy and redistribute the material in any medium or format) and Adapt (remix, transform, and build upon the material) under the Attribution-NonCommercial terms.*

# تأثیر تغییر شکل پلاستیک شدید به روش فورج چند جهته بر خواص مکانیکی کامپوزیت SiP/ZA22 بهسازی شده توسط تیتانیوم

**داوود یوسفی**
گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه بین‌المللی امام خمینی (ره) قزوین، قزوین، ایران
**رضا تقی‌آبادی***
گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه بین‌المللی امام خمینی (ره) قزوین، قزوین، ایران
**محمدحسین شاعری**
گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه بین‌المللی امام خمینی (ره) قزوین، قزوین، ایران

## چکیده
هدف از انجام تحقیق حاضر، بررسی تأثیر بهسازی شیمیایی توسط تیتانیوم و فرایند فورج چند جهته (MDF)، بر ریز ساختار و خواص مکانیکی کامپوزیت SiP/ZA22 حاوی ۴ و ۸ درصد وزنی سیلیسیم است. فرآیند فورج در دمای ۱۰۰ درجه سانتی‌گراد انجام شد و نمونه‌ها در معرض دو و پنج پاس MDF قرار گرفتند. بر اساس نتایج، بهسازی کامپوزیت توسط تیتانیوم موجب ظریف شدن شبکه دندریتی درشت اولیه، کاهش ابعاد ذرات سیلیسیم اولیه (SiP) و کاهش اندازه دانه آن می‌شود. فرایند MDF نیز ضمن حذف تدریجی ساختار دندریتی، موجب کاهش ابعاد و توزیع ظریف ذرات SiP و تخلخل‌ها در ریز ساختار می‌شود. بر اساس نتایج آنالیز تصویری، در کامپوزیت‌های حاوی ۴ و ۸ درصد وزنی سیلیسیم، اندازه متوسط ذرات SiP پس از ۵ پاس فورج، از حدود ۲۵ و ۳۰ میکرومتر به ترتیب به حدود ۶ و ۷ میکرومتر می‌رسد. نتایج حاصل از خواص مکانیکی نیز حاکی از کار نرمی کامپوزیت‌ها طی MDF است به گونه‌ای که - سختی و استحکام کششی کامپوزیت پایه پس از ۲ پاس MDF به ترتیب حدود ۳۰ و ۲۵ درصد کاهش‌یافته و درصد ازدیاد طول و چقرمگی آن به ترتیب حدود ۱۲۰ و ۳۲۵ درصد افزایش می‌یابند. حضور ذرات سیلیسیم به حفظ سختی و استحکام کامپوزیت پس از MDF کمک می‌کند به گونه‌ای که پس ۲ پاس MDF، میزان افت سختی و استحکام کششی کامپوزیت بهسازی شده حاوی ۴ درصد وزنی سیلیسیم، به ترتیب حدود ۱۸ و ۲ درصد است اما درصد ازدیاد طول و چقرمگی آن به ترتیب حدود ۲۵ و ۱۷۵ درصد بهبود می‌یابند.

**کلیدواژه‌ها**: آلیاژ Zn-22Al، کامپوزیت، سیلیسیم، تیتانیوم، تغییر شکل پلاستیک شدید، فورج چند جهته، خواص مکانیکی

تاریخ دریافت: ۱۳۹۹/۱۲/۱۶
تاریخ پذیرش: ۱۴۰۰/۰۴/۰۶
*نویسنده مسئول: taghiabadi@ikiu.ac.ir

## ۱- مقدمه
آلیاژهای ریختگی بر پایه سیستم آلیاژی دوتایی Zn-Al (موسوم به سری ZA) به دلیل ارائه تلفیق بسیار مناسبی از خواص مختلف مانند دمای ذوب کم، سیالیت و قابلیت ریخته‌گری عالی، مقاومت به خوردگی بالا، قابلیت میرایی ارتعاشات و خواص تریبولوژیکی مناسب، جایگزین بسیار مناسبی برای آلیاژهای آهنی یا غیر آهنی مورد استفاده در کاربردهای نیازمند خواص تریبولوژیکی مناسب در صنایع خودروسازی، هوافضا و صنایع دریایی هستند[1,2]. این جایگزینی از دیدگاه هزینه نیز دارای مزیت‌های قابل‌توجهی است. به عنوان مثال، تحقیقات نشان داده است که جایگزین نمودن یاتاقان‌های برنزی با یاتاقان‌های پایه روی، موجب صرفه‌جویی حدوداً ۵۰ درصدی در هزینه مواد اولیه می‌شود[3]. همچنین نشان داده شده است که علی‌رغم قیمت بالاتر آلیاژهای روی نسبت به چدن و آلیاژهای آلومینیوم، صرفه‌جویی قابل‌توجه در هزینه‌های تولید این آلیاژها، موجب کاهش هزینه کلی تولید آن‌ها می‌شود زیرا ذوب آلیاژهای پایه روی به دلیل دمای ذوب پایین، نیازمند صرف انرژی و هزینه کمتری است و به دلیل بالا بودن فشار بخار روی، بدون گاز زدایی و استفاده از گدازآورها امکان‌پذیر است. علاوه بر این، به سبب قابلیت ریخته‌گری عالی و امکان تولید قطعات ریختگی با دقت ابعادی بسیار بالا، هزینه ماشین‌کاری آلیاژهای پایه روی، معمولاً بسیار کم است[4]. با این وجود، به دلیل ساختار دندریتی درشت، استحکام و انعطاف‌پذیری این آلیاژها نسبتاً کم است و به دلیل پایین بودن دمای ذوب، کاربردشان محدود به تولید قطعاتی است که در دماهای کمتر از ۱۰۰ درجه سانتی‌گراد کار می‌کنند[5].

سیلیسیم یکی از مهم‌ترین عناصر آلیاژی است که برای بهبود خواص مکانیکی دمای محیط و دما بالای آلیاژهای سری ZA مورد توجه محققان قرار گرفته است. افزودن سیلیسیم باعث بهبود سختی، استحکام مکانیکی و کاهش چگالی آلیاژهای Zn-Al می‌شود[6,7] با این حال به دلیل حلالیت حالت جامد بسیار محدود در زمینه آلیاژهای Zn-Al[8] ، این عنصر به صورت ذرات تقریباً خالص سیلیسیم اولیه/یوتکتیک در زمینه رسوب می‌کند. اگر غلظت سیلیسیم کمتر از غلظت بحرانی (که به ترکیب شیمیایی و سرعت انجماد آلیاژ وابسته است) باشد، اتم‌های این عنصر غالباً به صورت تیغه‌های کوچک در ساختار متبلور می‌شوند اما در غلظت‌های بیش از غلظت بحرانی، سیلیسیم به صورت ذرات درشت اولیه (SiP) با مورفولوژی نامطلوب و فصل مشترک ضعیف در ساختار متبلور می‌شود که می‌توانند به عنوان مکان جوانه‌زنی بالقوه ترک‌های میکروسکوپی عمل کنند[7]. علاوه بر این، تمایل زیاد ذرات SiP به آگلومره شدن، ضمن کاهش همگنی ریز ساختار و افزایش احتمال شکل‌گیری تخلخل‌های میکروسکپی، به واسطه انسداد مسیرهای تغذیه بین ذره‌ای[9] احتمال جوانه‌زنی و اشاعه ترک‌های میکروسکپی را افزایش می‌دهد. بنابراین برای دستیابی به خواص مورد نظر، اصلاح اندازه، مورفولوژی و بهبود توزیع ذرات سیلیسیم به ویژه ذرات SiP، در زمینه آلیاژهای غنی از سیلیسیم ضروری است. در صورت کنترل مناسب شکل، ابعاد و نحوه توزیع این ذرات در ریز ساختار آلیاژهای ZA، این آلیاژها را می‌توان یک کامپوزیت درجای تقویت‌شده توسط ذرات سیلیسیم در نظر گرفت.

یکی از روش‌های پیشنهادشده برای اصلاح ریز ساختار آلیاژهای ریختگی، تغییر شکل پلاستیک شدید است. در میان انواع روش‌های تغییر شکل پلاستیک شدید، فرایند فورج چند جهته (MDF) یک روش مناسب برای توسعه ریز ساختارهای بهسازی شده بدون نقص به ویژه در آلیاژهای با انعطاف‌پذیری کم مانند آلیاژهای با ساختار بلوری HCP است.[9,10] در این فرآیند، یک نمونه مکعب مستطیل شکل به طور متوالی در جهات مختلف تحت تغییر شکل (فورج) قرار می‌گیرد اما علی‌رغم اعمال فشار بسیار زیاد، تغییری در ابعاد سطح مقطع آن ایجاد نمی‌شود[11]. علی‌رغم انجام تحقیقات قابل‌توجه روی سایر آلیاژهای غیر آهنی مانند مطالعه تأثیر MDF بر ریز ساختار و خواص مکانیکی تیتانیوم خالص[12] و نانوکامپوزیت SiC/AZ31[13] ، خواص مکانیکی و الکتریکی برنج Cu-30Zn[14] ، و خواص سایشی و مقاومت به خوردگی تیتانیوم خالص[15] ، تأثیر این فرایند بر ریز ساختار و خواص مکانیکی کامپوزیت‌های با زمینه آلیاژهای ZA کمتر مورد توجه محققان قرار گرفته است. بر اساس نتایج حاصل از تحقیقات انجان (Anjan) و همکاران[16] در زمینه تأثیر MDF بر ریز ساختار و خواص مکانیکی کامپوزیت ZA27-SiC، مشخص شده است که MDF توزیع ذرات SiC را در زمینه بهبود بخشیده، میزان تخلخل‌ها را کاهش داده و منجر به تشکیل ساختار فوق ریزدانه می‌شود. این تغییرات ساختاری باعث ارتقای سختی و استحکام کششی کامپوزیت شده و انعطاف‌پذیری آن را افزایش می‌دهد. در تحقیقی دیگر یوسفی و همکاران[9] تأثیر فرایند MDF چندپاسه را در دمای ۱۰۰ درجه سانتی‌گراد بر ریز ساختار و خواص مکانیکی کامپوزیت SiP/ZA22 مورد بررسی قراردادند. بر اساس نتایج به دست آمده، MDF موجب کاهش ابعاد ذرات SiP و بهبود توزیع این ذرات در زمینه کامپوزیت می‌شود. بررسی خواص مکانیکی نیز حاکی از آن است که سختی و استحکام کششی کامپوزیت ZA22-4Si از ۸۳ ویکرز و ۲۸۰ مگا پاسکال در شرایط ریختگی به ترتیب به حدود ۵۸ ویکرز و ۱۶۰ مگا پاسکال پس از ۵ پاس MDF کاهش‌یافته و کرنش شکست آن از ۱۵ درصد به حدود ۴۰ درصد افزایش یافته است. صرف‌نظر از تأثیر فرایند فورج چند جهته در تغییر شکل پلاستیک شدید و بهسازی ساختار آلیاژهای پایه روی یا سایر آلیاژهای مهندسی، ماهیت این فرایند و نحوه سیلان ماده در قطعات فرآوری شده به این روش به گونه‌ای است که درجه همگنی ساختار حاصله، به میزان قابل‌توجهی کمتر از مقادیری است که در فرایندهایی مانند پرس در کانال‌های زاویه‌دار همسان (Equal channel angular pressing, ECAP)، پیچش تحت فشار (High pressure torsion, HPT) یا فرآوری اصطکاکی اغتشاشی (Friction stir processing, FSP) مشاهده می‌شود. بنابراین به نظر می‌رسد که بهره‌گیری از یک فرایند مکمل در راستای بهبود ابعاد و به ویژه نحوه توزیع ذرات SiP در ساختار بتواند کمک شایانی به بهبود خواص مکانیکی نهایی کامپوزیت‌های SiP/ZA کند.

بهسازی شیمیایی از طریق افزودن عناصری مانند تیتانیوم، بر، زیرکنیوم، وانادیوم، لانتانیوم و سریوم، یکی از روش‌های مناسب برای بهسازی ساختاری، کاهش ابعاد ذرات سیلیسیم و بهبود شرایط توزیع این ذرات در زمینه آلیاژهای ریختگی Zn-Al است[17]. تأثیر مثبت افزودن تیتانیوم در بهسازی ساختاری آلیاژهای Zn-(7-24)Al توسط پولارد (Pollard) و همکاران[18] اثبات شده است. تحقیقات یوسفی و همکاران نیز حاکی از تأثیر مثبت تیتانیوم در بهسازی ساختار کامپوزیت‌های SiP/ZA22 است[9]. بر اساس نتایج حاصل از تحقیقات ایشان، افزودن مقادیر مناسب از عنصر تیتانیوم ضمن حذف ساختار دندریتی درشت اولیه، اندازه ذرات SiP را کاهش داده و توزیع آن‌ها را در زمینه بهبود می‌بخشد. تحت این شرایط استحکام کششی و کرنش شکست در خصوص کامپوزیت حاوی ٤ درصد وزنی سیلیسیم به ترتیب حدود ۱۵ و ٦۰ درصد و در کامپوزیت حاوی ۸ درصد وزنی سیلیسیم به ترتیب حدود ٦۰ و ۸۲ درصد افزایش می‌یابند. با این حال در تحقیقی دیگر نشان داده شده است که افزودن تیتانیوم استحکام کششی آلیاژهای ZA25 و ZA27 را افزایش داده اما تأثیر منفی بر شکل‌پذیری آن‌ها دارد[2]. بر این اساس صرف‌نظر از برخی تناقضات، به نظر می‌رسد که بهسازی ساختاری توسط تیتانیوم موجب دستیابی به ساختاری همگن در آلیاژهای سری ZA و بهبود خواص مکانیکی آن‌ها شود.

نتایج تحقیقات قبلی حاکی از آن است که حداکثر غلظت مجاز سیلیسیم در آلیاژهای سری ZA حدود ۲/۵ درصد وزنی است زیرا افزودن مقادیر بیشتر این عنصر، موجب افت قابل‌ملاحظه سختی و خواص مکانیکی می‌شود. با این حال، همان‌گونه که قبلاً نیز عنوان شد، در صورت کنترل ابعاد، مورفولوژی و توزیع ذرات SiP در زمینه،این آلیاژها به کامپوزیت‌هایی با خواص تریبولوژیکی برتر مبدل می‌شوند. تأثیر مثبت بهسازی شیمیایی و فرایند MDF بر ریز ساختار و خواص مکانیکی کامپوزیت‌های SiP/ZA22 قبلاً مورد بررسی قرار گرفته است[9,17]. در این راستا، در تحقیق حاضر سعی شده است برای نخستین بار تأثیر فرایند MDF چندپاسه بر ریز ساختار و خواص مکانیکی کامپوزیت‌های SiP/ZA22 بهسازی شده توسط افزودن ترکیبات تیتانیوم/بور مورد بررسی قرار گیرد. انتظار می‌رود که انجام بهسازی شیمیایی پیش از فرایند MDF، موجب ارتقای اثربخشی این فرایند در بهبود خواص مکانیکی کامپوزیت‌های مذکور شود.

## ۲- مواد و روش تحقیق

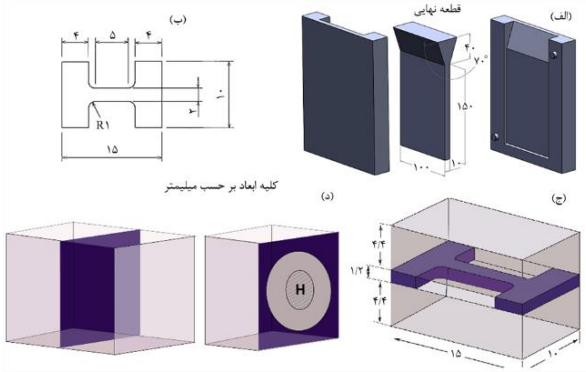
آلیاژهای مورد استفاده در تحقیق حاضر به روش ذوب و با استفاده از شمش روی خالص (۹۹/۵ درصد وزنی)، آلومینیم خالص (۹۹/۹ درصد وزنی) و آمیژان Al-30Si در یک بوته SiC و با بهره‌گیری از یک کوره مقاومتی انجام شد. پس از رسیدن دمای مذاب به حدود ۷۰۰ درجه سانتی‌گراد و سرباره‌گیری، عنصر تیتانیوم به میزان ۰/۲

درصد وزنی و با استفاده از آمیژان Al-5Ti-1B به مذاب افزوده شد. پس از پنج دقیقه، مذاب به آرامی هم زده شد و پس از حذف سرباره، در دمای ٦٥٠ درجه سانتی‌گراد در یک قالب فولادی پیش گرم شده تا حدود ۲۰۰ درجه سانتی‌گراد (شکل ۱-الف) تخلیه شد. ابعاد قطعه نهایی به دست آمده از فرایند ریخته‌گری در شکل ۱-الف ارائه شده است. ترکیب شیمیایی آلیاژهای به دست آمده به همراه کد مربوطه در جدول ۱ ذکر شده است.

قالب مورد استفاده برای انجام MDF با حفره مرکزی با ابعاد ۱۰×۱۵×٤۰ میلی‌متر مکعب از فولاد ابزار گرم H13 با سختی ۲±۵۸ راکول سی ساخته شد. جزئیات بیشتر در مورد این قالب در[11] ارائه شده است. فرایند فورج با استفاده از یک پرس هیدرولیک با ظرفیت ۱۰۰ تن، مجهز به کوره مقاومتی برای گرمایش هم دمای نمونه‌ها تا ۱۰۰ درجه سانتی‌گراد، تحت سرعت ۱/٦ میلی‌متر بر ثانیه انجام شد. نمونه‌های مستطیل شکل مورد استفاده با ابعاد ۱۵×۱۰×۱۰ میلی‌متر مکعب (شکل ۱-ج) با استفاده از دستگاه وایرکات از قطعه ریختگی (شکل ۱-الف) تهیه شدند. کرنش اعمالی در هر پاس از فرآیند MDF با استفاده از معادله زیر محاسبه شد[11]:

$$\varepsilon = \frac{2}{\sqrt{3}} ln \frac{H}{W} \qquad (۱)$$

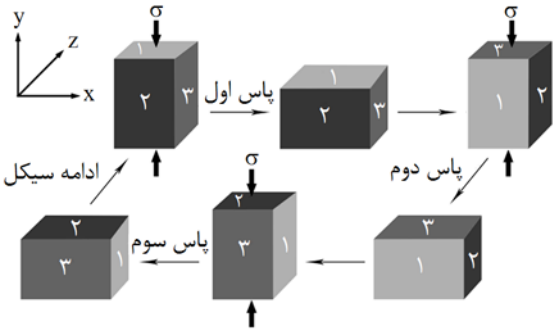
در این معادله H و W به ترتیب ارتفاع و پهنای نمونه هستند. با توجه به شرایط مورد اشاره، کرنش پس از هر پاس حدود ۰/٤۷ برآورد شد. پس از هر پاس MDF، نمونه به میزان ۹۰ درجه به




**شکل ۱)** تصویر طرح‌واره نشان‌دهنده هندسه و ابعاد (الف) قالب مورد استفاده در تحقیق و قطعه نهایی، (ب) نمونه آزمایش کشش، (ج) موقعیت تهیه نمونه آزمایش کشش از نمونه فورج شده و (د) محل انجام آزمایش میکرو سختی (ناحیه H) (کلیه ابعاد بر حسب میلی‌متر)

**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 | ۰/۰۳ | <۰/۰۱ | <۰/۰۱ | <۰/۰۱ | ۰/۰۰۷ | ۰/۰۴ | <۰/۰۱ | ۲۱/۳۰ | باقیمانده |
| | Base-Ti | ۰/۰۵ | <۰/۰۱ | ۰/۲۲ | <۰/۰۱ | ۰/۰۰۵ | ۰/۰۶ | <۰/۰۱ | ۲۱/۵۶ | باقیمانده |
| Zn-22Al-4Si | 4Si | ۳/۸۸ | <۰/۰۱ | <۰/۰۱ | <۰/۰۱ | ۰/۰۰۶ | ۰/۰۵ | <۰/۰۱ | ۲۱/۴۴ | باقیمانده |
| | 4Si-Ti | ۳/۹۶ | <۰/۰۱ | ۰/۲۳ | <۰/۰۱ | ۰/۰۰۷ | ۰/۰۶ | <۰/۰۱ | ۲۱/۲۰ | باقیمانده |
| Zn-22Al-8Si | 8Si | ۷/۹۷ | <۰/۰۱ | <۰/۰۱ | <۰/۰۱ | ۰/۰۰۷ | ۰/۰۳ | <۰/۰۱ | ۲۱/۲۲ | باقیمانده |
| | 8Si-Ti | ۸/۱۴ | <۰/۰۱ | ۰/۲۲ | <۰/۰۱ | ۰/۰۰۷ | ۰/۰۷ | <۰/۰۱ | ۲۳/۱۰ | باقیمانده |




**شکل ۲)** تصویر نمادین فرایند MDF مورد استفاده در تحقیق حاضر

ترتیب در جهت محور Z و محور Y چرخانده شد (شکل ۲). روانکاری قالب و نمونه‌ها توسط یک روان‌ساز بر پایه گرافیت انجام شد و نمونه‌ها تحت ۲ و ۵ پاس MDF قرار گرفتند. به منظور تمایز آسان نمونه‌های MDF شده، در تحقیق حاضر این نمونه‌ها با یک کد nP به دنبال شماره کد مربوطه در جدول ۱، مشخص می‌شوند که در آن n نشان‌دهنده تعداد پاس اعمالی است.

میکرو سختی ویکرز نمونه‌ها توسط دستگاه میکرو سختی سنج HVS-1000A در نزدیک‌ترین منطقه به مرکز مقطع نمونه‌ها (ناحیه H در شکل ۱-د) تحت بار ۵۰۰ گرم و زمان ساکن سازی ۱۵ ثانیه اندازه‌گیری شد و مقدار میانگین شش اندازه‌گیری، به عنوان مقدار نهایی گزارش شد. آزمایش کشش با استفاده از دستگاه کشش یونیورسال زوئیک-روئل زد-۱۰۰ (Zwick / Roell-Z100) با سرعت فک ۰/۱ میلی‌متر بر دقیقه انجام شد. نمونه‌های آزمون کشش با ابعاد نشان داده‌شده در شکل ۱-ب از منطقه فرآوری شده نمونه‌ها (شکل ۱-ج) استخراج شدند. میانگین خواص کششی سه نمونه به عنوان مقدار نهایی گزارش شد.

نمونه‌های متالوگرافی با روش‌های استاندارد متالوگرافی تهیه و با استفاده از یک معرف HF ۲ درصد به مدت ۱۰ ثانیه حکاکی شدند تا ریز ساختار آن‌ها آشکار شود. مشاهده ریز ساختار با استفاده از یک میکروسکپ نوری و یک میکروسکپ الکترونی روبشی نشر میدانی (FESEM) مجهز به دستگاه طیف‌سنجی پراش انرژی پرتو ایکس (EDS) برای آنالیز فازی انجام شد. درصد تخلخل نمونه‌ها با استفاده از روش غوطه‌وری ارشمیدس محاسبه شد[19]. همچنین بررسی‌های آنالیز تصویری با استفاده از نرم‌افزار دیجی‌مایزر (Digimizer) (نسخه ۵/۳/۵) انجام شد. اندازه موثر دانه‌ها با استفاده از معادله زیر تعیین شد:

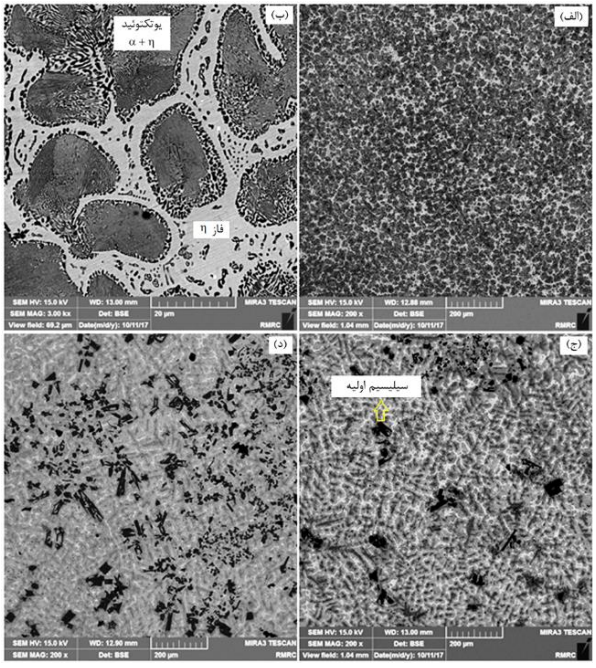
$$d_{eff.} = f_{col.} \cdot d_{col.} + f_{eq.} \cdot d_{eq.} \qquad (۲)$$

در این معادله fcol. و feq. به ترتیب کسر مساحت دانه‌های ستونی و هم محور و dcol. و deq. به ترتیب اندازه موثر دانه‌های ستونی (معادل نیم برابر طول بعلاوه قطر) و دانه‌های هم محور هستند[20]. اندازه موثر دانه‌ها با استفاده از روش تقاطع خطی بر اساس ASTM E112-12 تعیین شد.

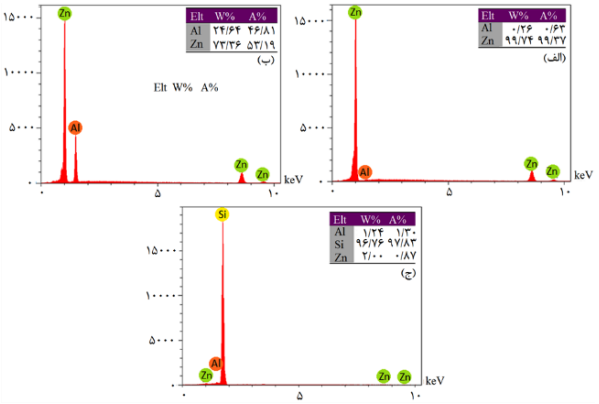
## ۳- نتایج و بحث

### ۳-۱- بررسی‌های ریز ساختاری

ساختار میکروسکپی آلیاژ پایه (Base) و دو نمونه 4Si و 8Si در شکل ۳ نشان داده شده است. با توجه به تصاویر میکروسکپی ۳-الف و ۳-ب، ریز ساختار آلیاژ پایه شامل مناطق روشن متشکل از فاز غنی از روی η (زمینه روشن با آنالیز شیمیایی شکل ٤-الف) و جزیره‌های تیره رنگ متشکل از دو فاز α و η و مناطق تیره رنگ با ساختار دندریتی متشکل از کولونی‌های یوتکتوئید لایه‌ای α+η با آنالیز شیمیایی شکل ٤-ب است. انجماد آلیاژ پایه با شکل‌گیری شبکه دندریتی α-Al آغازشده و با جدایش اتم‌های روی به توده مذاب باقیمانده در نواحی بین دندریتی، استحاله با واکنش پریتکتیک $\alpha + L \rightarrow \beta$ ادامه می‌یابد. در ادامه به دلیل غیر تعادلی بودن فرایند انجماد، مذاب باقیمانده طی واکنش یوتکتیک $L \rightarrow \eta + \beta$ به دو فاز غنی از روی بتا و اتا تبدیل می‌شود. پس از خاتمه انجماد یوتکتیک، با کاهش دما، فاز بتا در نهایت به دو فاز غنی از آلومینیم (آلفا) و فاز غنی از روی (اتا) استحاله می‌یابد. جزئیات بیشتر در خصوص نحوه شکل‌گیری ساختار در[17] ارائه شده است. ریز ساختار دو نمونه 4Si و 8Si در شکل ۳-ج و ۳-د نشان داده شده است. همان‌گونه که مشاهده می‌شود در آلیاژهای حاوی سیلیسیم ذرات سیلیسیم به صورت ذرات سیاه رنگ چندوجهی با اشکال نامنظم در ساختار پدید می‌آیند. با توجه به حلالیت حالت جامد بسیار محدود سیلیسیم در زمینه Zn-Al[8] و نتایج آنالیز عنصری (شکل ٤-ج)، این ذرات را می‌توان ذرات خالص SiP در نظر گرفت که با افزایش غلظت سیلیسیم، اندازه و کسر حجمی آن‌ها در ساختار افزایش می‌یابد.

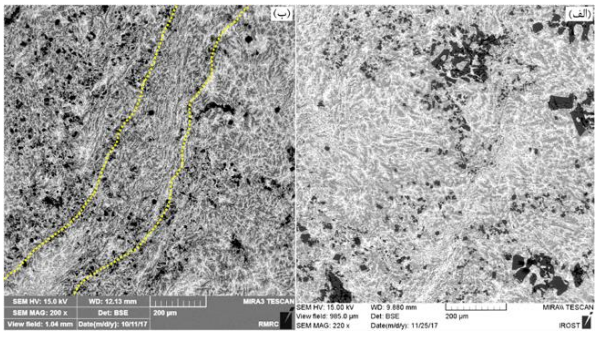



**شکل ۳)** ریز ساختار (الف و ب) آلیاژ پایه (Base)، (ج) کامپوزیت 4Si و (د) کامپوزیت 8Si




**شکل ۴)** نتایج آنالیز EDS نواحی مشخص‌شده در شکل ۳، (الف) فاز η، (ب) یوتکتوئید (α+η) و (ج) ذرات SiP

تأثیر اعمال دو و پنج پاس MDF بر ریز ساختار نمونه غنی از سیلیسیم 8Si در شکل ۵ نشان داده شده است. همان‌گونه که مشاهده می‌شود، در اثر کرنش‌های برشی ناهمگن ناشی از پاس-های اعمالی و ناپایداری پلاستیکی ایجادشده حین فرایند فورج، نوارهای برشی در صفحات مایل نسبت به صفحه فورج در ساختار پدید می‌آیند. این نوارها ماهیت غیر بلورشناسی دارند، از چندین دانه عبور می‌کنند و در کل ساختار توسعه می‌یابند[21,22] و شکل-گیری آن‌ها در نتیجه بروز ناهمگنی کرنش و ناپایداری پلاستیکی در ساختار، حین فرایند فورج است[21]. پیدایش نوارهای برشی میکروسکپی ساختار دندریتی اولیه کامپوزیت را تغییر داده و با افزایش تعداد پاس به تدریج ناپدید می‌کند (شکل ۵-ب). با توجه به ماهیت شکننده ذرات SiP، سیلان ساختار در اثر کرنش‌های شدید وارده طی فرایند فورج همچنین موجب خردایش و کاهش شدید ابعاد این ذرات شده و توزیعشان را در زمینه یکنواخت‌تر می‌کند. بر اساس نتایج حاصل از آنالیز تصویری، اندازه متوسط ذرات SiP از حدود ۲۵ و ۳۰ میکرومتر در دو نمونه 4Si و 8Si به ترتیب به حدود ٦ و ۷ میکرومتر در نمونه‌های 4Si-5P و 8Si-5P کاهش یافته است. علاوه بر این، اعمال MDF به واسطه سیلان پلاستیک شدید در ساختار، موجب افزایش کسر مرزهای α/η می-شود که در مقایسه با مرزهای بین فازی α/α پتانسیل بسیار بالایی برای لغزش مرز دانه‌ای و تسهیل تغییر شکل پلاستیک دارند[9].

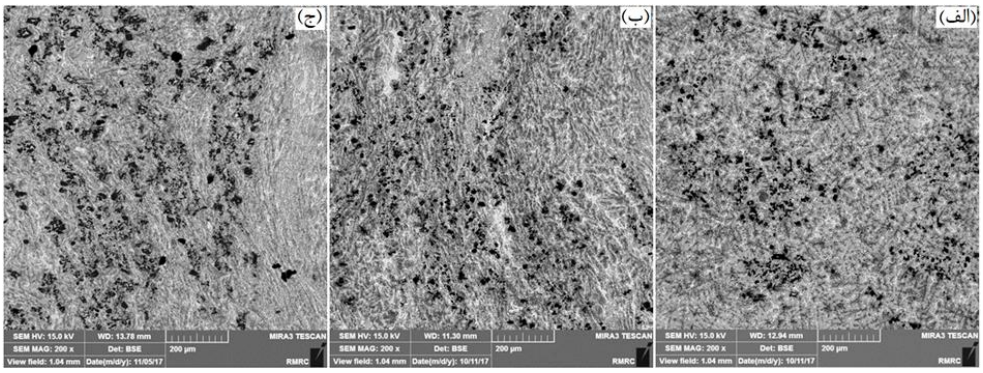



**شکل ۵)** تصویر میکروسکپی نشان‌دهنده ریز ساختار (الف) کامپوزیت 8Si-2P و (ب) کامپوزیت 8Si-5P؛ بخشی از یک نوار برشی میکروسکپی، روی ریز ساختار کامپوزیت 8Si-5P (شکل (ب)) مشخص شده است

افزودن تیتانیوم نیز موجب بروز تغییرات عمده در ریز ساختار کامپوزیت می‌شود. تصویر میکروسکپی مربوط به نمونه کامپوزیتی حاوی ۸ درصد وزنی سیلیسیم بهسازی شده (8Si-Ti) در شکل ٦-الف نشان داده شده است. همان‌گونه که مشاهده می‌شود، شبکه دندریتی درشت مرتبط با ساختار ریختگی اولیه (شکل ۳-الف) ظریف‌تر شده و ریز ساختاری همگن‌تر شامل مقادیر کمتر از فاز غنی از روی η (مناطق روشن) به دست آمده است. کاهش اندازه دانه‌ها و پیرو آن افزایش چگالی مرزهای دانه، موجب توزیع همگن‌تر فازهای مرز دانه‌ای در ساختار شده و به دلیل بهبود شرایط تغذیه مرز دانه‌ای موجب کاهش درصد تخلخل‌های انقباضی در ساختار می‌شوند. در واقع با کاهش اندازه دانه‌ها، ضخامت لایه مذاب بین دانه‌ها در مراحل آخر انجماد، نازک‌تر شده و به واسطه افزایش نیروی مویینگی (Capillary pressure)، شرایط برای تغذیه مرز دانه‌ای بهبود می‌یابد[9]. کاهش کسر حجمی نواحی η پس از جوانه زایی توسط تیتانیوم-بور را می‌توان با توجه به نقش ترکیبات غنی از تیتانیوم و بور در ایجاد بسترهای ناهمگن موثر برای جوانه زنی فاز غنی از آلومینیم α-Al توجیه نمود. به نظر می‌رسد که با کاهش ابعاد جوانه‌های آلفا آلومینیم، واکنش پریتکتیک موثرتر انجام‌شده و میزان α-Al باقیمانده در ساختار و پیرو آن کسر محصولات ناشی از واکنش یوتکتیک (فاز η) کاهش می‌یابد.

بهسازی ساختاری توسط ترکیبات تیتانیوم-بور علاوه بر این موجب کاهش اندازه و حجم تخلخل‌های ساختاری شده و توزیع آن‌ها را در زمینه کامپوزیت یکنواخت‌تر می‌کند. بر اساس اندازه‌گیری‌های انجام‌شده، کسر حجمی تخلخل‌ها از ۱/٥٦ درصد در نمونه پایه به ۰/۸۱ و ۰/۷٤ درصد در دو نمونه 4Si-Ti و 8Si-Ti رسیده است. افزودن تیتانیوم همچنین موجب کاهش ابعاد و توزیع بهتر ذرات SiP در زمینه می‌شود (شکل ٦-الف در مقایسه با شکل ۳-ج). با توجه به نتایج آنالیز تصویری، متوسط اندازه ذرات SiP در کامپوزیت 4Si-Ti در مقایسه با نمونه 4Si از حدود ۱۰±۲٥ میکرومتر به حدود ٦±۱٥ میکرومتر کاهش یافته است. همچنین در آلیاژ 8Si-Ti، بهسازی ساختار توسط ترکیبات تیتانیوم-بور موجب کاهش متوسط اندازه ذرات SiP از ۱۱±۳۰ میکرومتر به حدود ٥±۲۰ میکرومتر رسیده است. رسوب ذرات تقویت‌کننده به صورت درجا در ریز ساختار کامپوزیت، دارای مزیت‌های متعددی است که از جمله می‌توان به پایداری ترمودینامیکی ذرات، فصل مشترک تمیز و پیوند نسبتاً مستحکم ذرات با زمینه و توزیع نسبتاً یکنواخت آن‌ها در زمینه اشاره نمود[23,24]. با این وجود، از آنجا که اندازه ذرات در کامپوزیت‌های درجا متأثر از فرایند جوانه زنی و رشد و سینتیک موضعی فرایند در سیستم است، توزیع اندازه ذرات در این کامپوزیت‌ها، نسبتاً گسترده است[25]. با این حال، با توجه به نتایج بررسی‌های ساختاری، به نظر می‌رسد که بهسازی ساختاری قبل از فرایند فورج چند جهته، کمک شایانی به کسب ریز ساختار همگن‌تر حاوی ذرات خردشده سیلیسیم می‌کند.

در خصوص تأثیر افزودن ترکیبات تیتانیوم-بور بر ذرات SiP دو نظریه را می‌توان مطرح نمود: (۱) جوانه زایی ترکیبات تیتانیوم-بور برای ذرات سیلیسیم و (۲) مسموم سازی صفحات رشد مرجع سیلیسیم توسط اتم‌های تیتانیوم. با توجه به تطابق ضعیف شبکه‌ای بین ذرات SiP (با ساختار مکعبی الماسی و پارامتر شبکه a=۰/٥٤۳ نانومتر[26]) با جوانه‌های ناهمگن حاصل از افزودن آمیژان Al-5Ti-1B به مذاب یعنی ذرات Al3Ti (با ساختار تتراگونال و پارامترهای شبکه a = ۰/۳٥۸ نانومتر و c = ۰/۸٥۹ نانومتر[27]) و TiB2 (با ساختار بلوری هگزاگونال و پارامتر شبکه a= ۰/۳۰۳ نانومتر و c= ۰/۳۲۳ نانومتر[28])، دو ذره مذکور نمی‌توانند به عنوان مکان جوانه زنی ناهمگن برای SiP عمل کنند. بنابراین در توافق با نتایج مطالعات دینگ (Ding) و همکاران[29]، به نظر می‌رسد که مکانیزم اصلاح ذرات SiP مسموم شدن فصل مشترک در حال رشد آن‌ها باشد. ایشان در تحقیقات خود در زمینه تأثیر آمیژان Al-5Ti-C بر ریز ساختار و خواص مکانیکی آلیاژ Al-20Si مکانیزم مسموم‌سازی را برای ریز شدن ذرات سیلیسیم پیشنهاد نمودند. به اعتقاد ایشان انحلال ذرات Al3Ti و ایجاد گرادیان غلظتی تیتانیوم درون مذاب موجب می‌شود که اتم‌های این عنصر به سمت سطوح در حال رشد ذرات SiP نفوذ نموده و با تجمع و جذب بر روی این سطوح، ادامه جذب اتم‌های سیلیسیم و رشد ذرات را مختل نمایند.

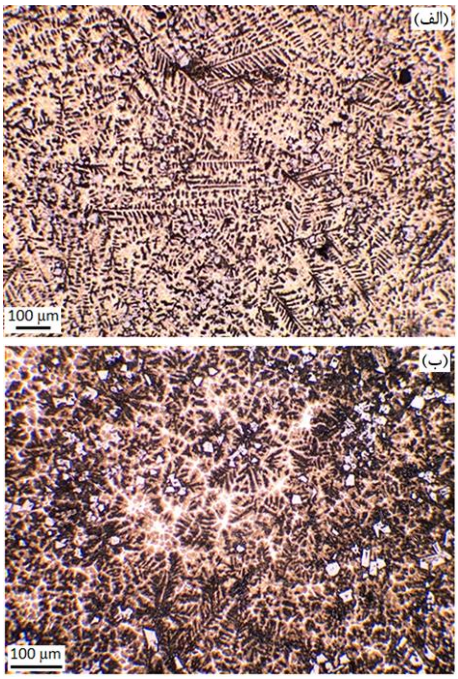



**شکل ۶)** تصویر میکروسکپی نشان‌دهنده ریز ساختار (الف) کامپوزیت 8Si-Ti، (ب) کامپوزیت 8Si-Ti-2P و (ج) کامپوزیت 8Si-Ti-5P

ریز ساختار دو کامپوزیت 8Si و 8Si-Ti نشان‌دهنده مورفولوژی دندریت‌ها در شکل ۷ نشان داده شده است. همان‌گونه که مشاهده می‌شود، افزودن تیتانیوم موجب حذف دندریت‌های درشت و تشکیل دانه‌های دندریتی با رشد مستقل (هم محور) با ابعاد کوچک‌تر در ساختار شده است. بر اساس نتایج آنالیز تصویری اندازه متوسط دانه‌ها از حدود ۳۱٤±۸۰۷ میکرومتر در آلیاژ پایه به حدود ۲۰۸±۷٤۷ میکرومتر در نمونه 4Si می‌رسد. کاهش اندازه دانه در این نمونه احتمالاً ناشی از افزایش میزان تحت تبرید غلظتی در مذاب مجاور جبهه انجماد به واسطه افزایش غلظت سیلیسیم است. افزودن تیتانیوم به ترکیب شیمیایی موجب کاهش مجدد اندازه دانه‌ها می‌شود به گونه‌ای که اندازه متوسط دانه‌ها در دو نمونه 4Si-Ti و 8Si-Ti به ترتیب به حدود ۳۹±۱۳٦ و ۳۵±۱۲۷ میکرومتر است. اگرچه برخی محققان تغییر مورفولوژی و کاهش اندازه متوسط دانه‌ها پس از افزودن ترکیبات حاوی تیتانیوم را به جوانه زنی غیر همگن فاز α-Al روی ذرات TiAl3 نسبت داده‌اند[18] اما با توجه به تقارن مکعبی و کم بودن فاکتور عدم تطابق (کمتر از ۲ درصد)، به نظر می‌رسد که جوانه زنی دندریت‌های α-Al احتمالاً روی ذرات مکعبی Al5Ti2Zn (Å ۰/۰٤±۳/۹۹ = a) رخ می‌دهد[18].

تصویر میکروسکپی نمونه‌های 8Si-Ti-2P و 8Si-Ti-5P به ترتیب در شکل ٦-ب و ٦-ج نشان داده شده است. همان‌گونه که انتظار می‌رود در مقایسه با ریز ساختار دو نمونه 8Si-2P (شکل ٥-الف) و 8Si-5P (شکل ٥-ب)، علاوه بر کاهش ابعاد ذرات SiP، توزیع این ذرات در ریز ساختار کامپوزیت به میزان قابل‌ملاحظه‌ای همگن‌تر شده است. نتایج آنالیز تصویری نیز کاملاً موید این مطلب است به گونه‌ای که علاوه بر درهم آمیختگی شدید ساختار دندریتی اولیه، اندازه متوسط ذرات SiP در نمونه‌های 4Si-Ti-2P و 4Si-Ti-5P در مقایسه با نمونه‌های مشابه در حالت ریختگی (بدون بهسازی توسط تیتانیوم) به ترتیب حدود ٦۸ و ۷۵ درصد کاهش یافته است.

به طور مشابه اندازه متوسط ذرات SiP در نمونه‌های 8Si-Ti-2P و 8Si-Ti-5P در مقایسه با نمونه‌های ریختگی مشابه بدون بهسازی توسط ترکیبات تیتانیوم-بور به ترتیب حدود ٦۳ و ۷۵ درصد کاهش می‌یابد. فشار وارده طی فرایند MDF گرم علاوه بر این موجب افزایش چگالی نمونه‌ها از طریق فورج نمودن تخلخل‌های میکروسکپی می‌شود. وقوع این پدیده در نمونه‌های فورج شده پایه یا حاوی ٤ درصد وزنی سیلیسیم به نسبت مشهودتر است. با توجه به نتایج آنالیز تصویری، درصد تخلخل نمونه‌های فورج شده Base-Ti-5P و 4Si-Ti-5P به ترتیب حدود ٦۰ و ٦۵ درصد کمتر از نمونه‌های Base-Ti و 4Si-Ti است. با این حال در مورد نمونه‌های حاوی ۸ درصد وزنی سیلیسیم میزان کاهش تخلخل مقداری کمتر است. به عنوان مثال درصد تخلخل نمونه 8Si-Ti پس از ۵ پاس MDF حدود ٤۰ درصد کاهش می‌یابد که علت آن احتمالاً خرد شدن



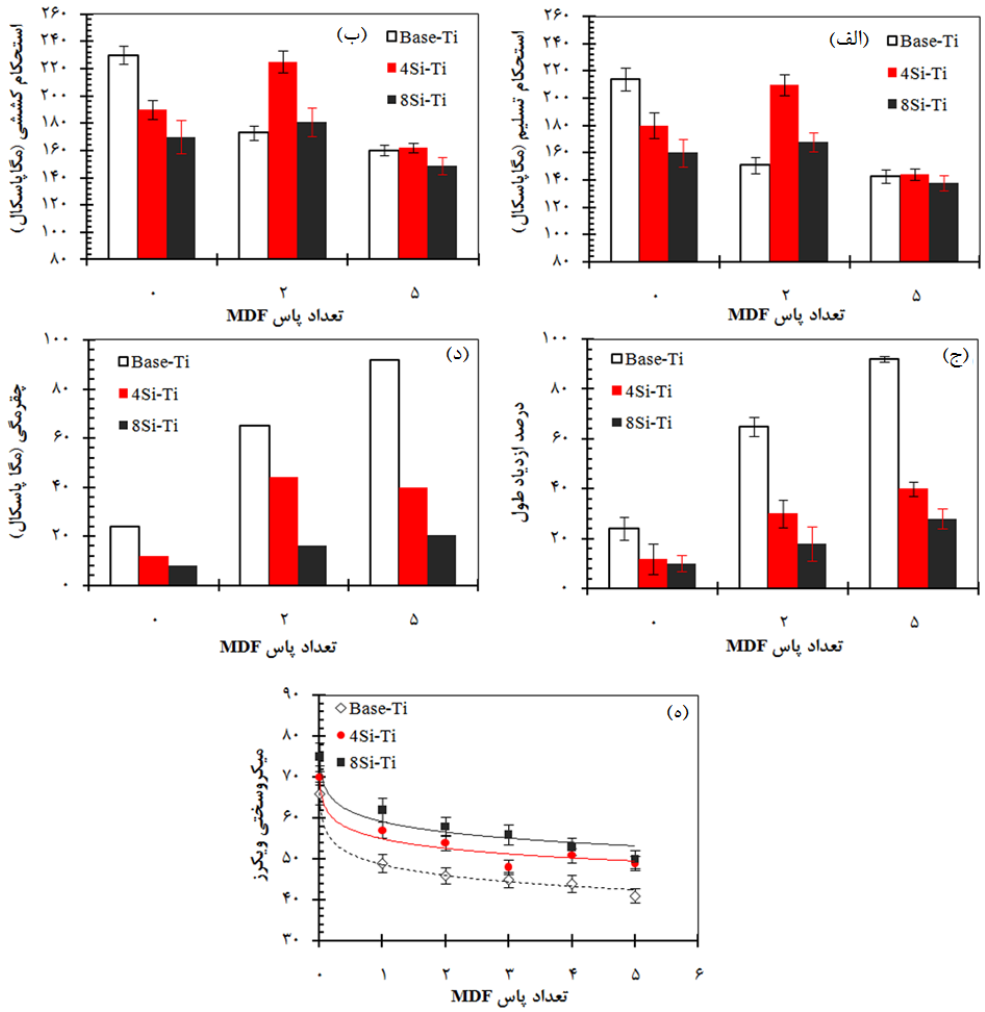

**شکل ۷)** تأثیر بهسازی ساختاری توسط تیتانیوم بر ریز ساختار (الف) نمونه 4Si و (ب) نمونه 4Si-Ti

ذرات شکننده سیلیسیم اولیه و تشکیل ریز ترک‌ها/ریز حفره‌ها در اطراف ذرات سیلیسیم در این نمونه‌ها است.

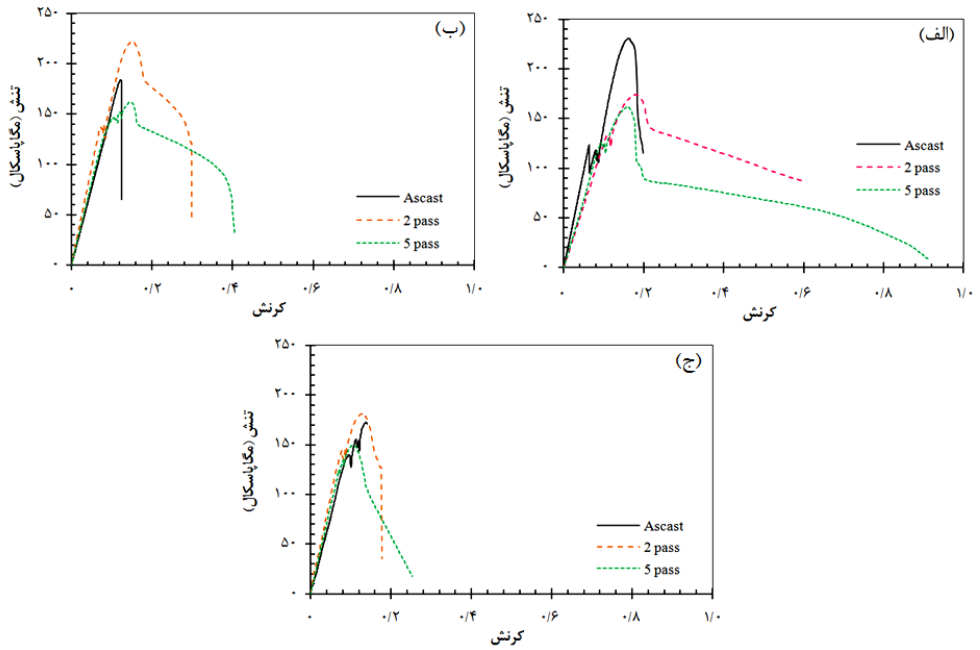
**۲-۳- بررسی خواص مکانیکی**

تأثیر فرایند MDF بر استحکام کششی، استحکام تسلیم، درصد ازدیاد طول، چقرمگی و سختی نمونه‌های بهسازی شده به ترتیب در شکل‌های ۸-الف تا ۸-ه نشان داده شده است. همچنین منحنی‌های تنش-کرنش مهندسی نمونه‌های مذکور قبل و پس از ۲ و ۵ پاس MDF در شکل ۹ ارائه شده است. همان طور که مشاهده می‌شود، اعمال ۲ پاس MDF موجب کار نرمی و افت قابل‌ملاحظه استحکام و بهبود انعطاف‌پذیری نمونه Base-Ti شده است. با افزایش تعداد پاس MDF تا ۵، روند کار نرمی آلیاژ پایه ادامه می‌یابد اما مقدار آن به میزان قابل‌ملاحظه‌ای کمتر است زیرا در شرایطی که اعمال ۲ پاس MDF موجب کاهش ۳۰ درصدی استحکام کششی نمونه Base-Ti شده است، استحکام کششی نمونه Base-Ti-5P تنها ۵ درصد کمتر از نمونه Base-Ti-2P است. هم‌زمان، کرنش شکست نمونه Base-Ti-5P و Base-Ti-2P به ترتیب حدود ۲۳۰ و ۱۲۰ درصد بیشتر از کرنش شکست نمونه Base-Ti است. اعمال MDF همچنین موجب کاهش سختی نمونه پایه می‌شود (شکل ۸-ه) به گونه‌ای که سختی نمونه Base-Ti-5P حدود ٦۰ درصد کمتر از نمونه Base-Ti است.

با توجه به مشاهدات ریز ساختاری، کاهش استحکام و سختی و بهبود انعطاف‌پذیری در نمونه‌های بهسازی شده را می‌توان با شکستن ساختار دندریتی درشت اولیه غنی از آلومینیم در ساختار، کاهش کسر حجمی تخلخل‌ها در اثر جوانه زایی و فشارهای وارده طی فرایند فورج، همگن شدن ریز ساختار و توزیع ریزجدایش‌ها و




**شکل ۸)** تأثیر بهسازی توسط تیتانیوم و فورج چند جهته بر خواص مکانیکی نمونه‌های مورد تحقیق (الف) استحکام تسلیم و (ب) استحکام کششی، (ج) درصد ازدیاد طول، (د) چقرمگی و (ه) میکرو سختی ویکرز




**شکل ۹)** نمودارهای تنش-کرنش مهندسی نمونه‌های بهسازی شده توسط تیتانیوم، (الف) نمونه پایه، (ب) نمونه حاوی ۴ درصد وزنی سیلیسیم و (ج) نمونه حاوی ۸ درصد وزنی سیلیسیم

کاهش کسر حجمی فاز α توجیه نمود. همان‌گونه که قبلاً نیز عنوان شد در اثر جوانه زایی ترکیبات غنی از تیتانیوم، تعداد جوانه‌های فاز α در مذاب افزایش‌یافته و ابعاد آن‌ها کاهش می‌یابد. تحت این شرایط واکنش پریتکتیک L+α→β به نحو موثرتری انجام‌شده و کسر حجمی فاز آلفای باقیمانده در مراکز دندریت‌ها کاهش می‌یابد. نتایج سختی سنجی میکروسکپی نیز حاکی از آن است که به دلیل سختی بالاتر فاز α، سختی نواحی دو فازی α+η در نمونه‌های جوانه زایی شده (۵۱±٤/۵ ویکرز) حدود ۲۰ درصد کمتر از سختی نواحی مشابه در آلیاژهای جوانه زایی نشده (٦٤±۲/۷ ویکرز) است.

با این وجود، به نظر می‌رسد که تغییر مکانیزم تغییر شکل آلیاژ پس از MDF، عامل اصلی افت استحکام و سختی و بهبود انعطاف‌پذیری آن با مکانیزم کرنش نرمی است. با توجه به محدود بودن تعداد سیستم‌های لغزش، تغییر شکل آلیاژهای روی، به ویژه اگر اندازه دانه‌های آن‌ها بزرگ باشد، عمدتاً با مکانیزم دوقلویی کنترل می‌شود[21]. همچنین با افزایش تعداد پاس در فرایند MDF، به دلیل افزایش چگالی مرزهای بین فازی α/η، لغزش مرز دانه‌ای نیز یک مکانیزم تغییر شکل غالب شده و شکل‌پذیری آلیاژ را افزایش می‌دهد[30] زیرا تحقیقات انجام‌شده روی فولادهای زنگ نزن نشان داده است که سرعت لغزش مرزهای بین فازی (مثلاً مرزهای فریت/آستنیت) حدود ۲۰۰ برابر سریع‌تر از سرعت لغزش مرز دانه‌های فریت/فریت است[31]. بررسی‌های انجام‌شده بر روی آلیاژهای Zn-22Al نیز حاکی از آن است که حداکثر لغزش در مرزهای بین فازی α/η و نیز η/η رخ می‌دهد و با کاهش چگالی مرزهای α/α، می‌توان در نرخ‌های کرنش بالا خاصیت سوپر پلاستیکی آلیاژ را بهبود بخشید[30]. وقوع تبلور مجدد دینامیکی و در نتیجه افزایش تراکم مرزهای دانه بزرگ زاویه در ریز ساختار آلیاژهای MDF Zn-Al شده نیز لغزش مرز دانه‌ها را تسهیل کرده، چرخش دانه‌ها را افزایش داده و موجب کار نرمی می‌شود[32].

یکی از راهکارهای جبران افت استحکام در اثر کار نرمی، افزودن عناصری مانند سیلیسیم به ترکیب شیمیایی آلیاژهای ZA22 است. با این حال، افزودن سیلیسیم، علی‌رغم افزایش سختی نمونه‌ها نسبت به آلیاژ پایه (شکل ۸-ه)، باعث کاهش استحکام و شکل‌پذیری می‌شود (شکل ۹) که آن را می‌توان با افزایش کسر حجمی ذرات درشت SiP نامنظم در ساختار ریز توضیح داد (شکل ۳-ج و ۳-د). ذرات SiP به دلیل مورفولوژی نامنظم، لبه‌های تیز و نامنطبق بودن خصوصیات شکل‌پذیری‌شان نسبت به فاز زمینه[33] ، به عنوان مکان‌های تمرکز تنش در ریز ساختار عمل می‌کنند اما به دلیل ماهیت شکننده (ناشی از پیوندهای کووالانسی[34]) و فصل مشترک ضعیف پخدار (ناشی از آنتروپی ذوب زیاد[35])، اگر به لحاظ ابعاد، مورفولوژی و نحوه توزیع در زمینه بهسازی نشوند، می‌توانند در نقش مکان‌های بالقوه جوانه زنی و انتشار ترک، موجب افت خواص کششی شوند. علاوه بر این تمایل زیاد ذرات SiP به آگلومره شدن در ساختارهای ریختگی، از یک سو فاصله بین ذرات و از سوی دیگر احتمال تشکیل تخلخل‌های میکروسکپی را در ریز ساختار را افزایش می‌دهد. افزایش فاصله بین ذرات، تنش مورد نیاز برای حرکات نابجایی‌ها را کاهش داده و تأثیر منفی بر سختی و استحکام دارد[7]. افزایش کسر حجمی تخلخل‌ها نیز سطح مقطع موثر تحمل‌کننده بار را کاهش می‌دهد که منجر به افزایش شدت تمرکز تنش و افت استحکام می‌شود.

بهسازی شیمیایی توسط تیتانیوم، ضمن کاهش اندازه دانه‌ها، ابعاد ذرات SiP را کاهش داده، توزیعشان را در زمینه کامپوزیت یکنواخت‌تر می‌کند و با کاستن از اثرات منفی آن‌ها، اثرات مثبت ناشی از حضورشان در ساختار را تقویت می‌کند. بر اساس بررسی‌های انجام‌شده، بهسازی شیمیایی، استحکام کششی آلیاژ پایه را از حدود ۲۹۸ مگاپاسکال به حدود ۲۳۰ مگاپاسکال کاهش داده و انعطاف‌پذیری آن را از ۲٦ به حدود ۳۷ درصد افزایش می‌دهد. انجام بهسازی شیمیایی همچنین در یک روند مشابه، استحکام کششی و درصد ازدیاد طول کامپوزیت حاوی ٤ درصد وزنی سیلیسیم را به ترتیب از حدود ۲۵۰ مگاپاسکال و ۱۰/٤ درصد به حدود ۲۲٤ مگاپاسکال و ۱۸/۳ درصد تغییر می‌دهد اما در مورد کامپوزیت حاوی ۸ درصد وزنی سیلیسیم استحکام کششی را از حدود ۱۲۰ مگاپاسکال به حدود ۱۸۰ مگاپاسکال افزایش داده و درصد ازدیاد طول آن را از ٤/۸ درصد به ۹/٦ درصد افزایش می‌دهد. این تغییرات حاکی از تأثیر قابل‌توجه افزودن ترکیبات تیتانیوم-بور در بهبود انعطاف‌پذیری کامپوزیت‌ها است که می‌تواند کمک شایانی به ارتقای کار پذیری آن‌ها در فرایندهایی مانند MDF کند.

نتایج مربوط به تأثیر فرایند MDF چند پاسه بر خواص مکانیکی نمونه‌های بهسازی شده در شکل‌های ۸ و ۹ نشان داده شده است. همان‌گونه که مشاهده می‌شود علی‌رغم بروز کار نرمی و افت سختی و استحکام به میزان ۱۸ و ۲ درصد، درصد ازدیاد طول و چقرمگی کامپوزیت 4Si-Ti-2P نسبت به آلیاژ پایه بهسازی شده، به ترتیب حدود ۲۵ و ۱۷۵ درصد بیشتر است. کسب این نتایج از دیدگاه صنعتی اهمیت بسیار زیادی دارد زیرا حضور ذرات سخت سیلیسیم موجب افزایش سختی زمینه کامپوزیت شده و به شرط عدم تضعیف سایر ویژگی‌های مهم آن زمینه مانند انعطاف‌پذیری و چقرمگی، که در تعیین خواص سایشی/اصطکاکی نقش مهمی دارند، کمک شایانی به کاهش وزن و بهبود خواص تریبولوژیکی می‌کند. افزایش مجدد غلظت سیلیسیم، موجب افزایش سختی کامپوزیت می‌شود اما صرف‌نظر از تعداد پاس MDF، خواص کششی کامپوزیت، احتمالاً در اثر حضور ذرات SiP درشت و خشن در ساختار، آگلومره شدن ذرات SiP و افزایش فاصله بین این ذرات و همچنین افزایش احتمال تشکیل تخلخل‌های میکروسکپی در

کولونی‌های SiP، کاهش می‌یابد (شکل ۸ و ۹) و موجب افت خواص تریبولوژیکی می‌شود.

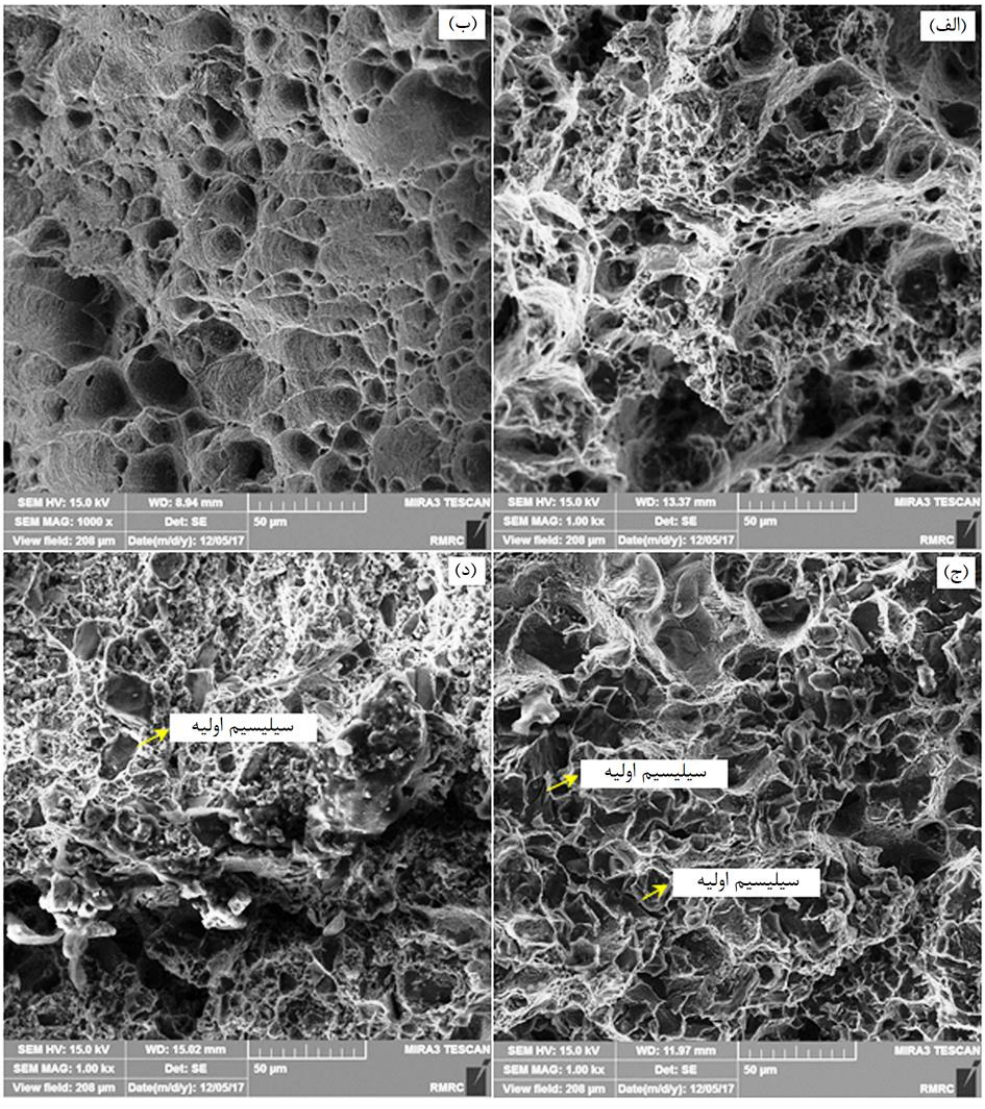
**۳-۳- بررسی سطوح شکست**

تصویر سطح شکست نمونه Base-Ti و Base-Ti-5P به ترتیب در شکل‌های ۱۰-الف و ۱۰-ب نشان داده شده است. حضور نواحی گسترده دیمپلی روی سطح شکست نمونه Base-Ti نشان‌دهنده وقوع شکست نرم با جذب انرژی بالا در این نمونه است. در تطابق با نتایج خواص مکانیکی (شکل ۸)، اعمال پنج پاس MDF گرم بر روی نمونه پایه بهسازی شده، منجر به شکل‌گیری گسترده دیمپل-های ریز و درشت روی سطح شکست شده است. همچنین به نظر می‌رسد که لغزش مرز دانه‌ای در اثر شکل‌گیری حفرات در نرخ کرنش کم، رشد آن‌ها در مرز دانه‌ها و تشکیل ترک‌های میکروسکپی، یکی از مکانیزم‌های اصلی شکست در این نمونه باشد. پدیده‌ای که قبلاً توسط دمیرتاس (Demirtas) و همکاران[36] و کاوازاکی (Kawasaki) و همکاران[31] در مواد سوپر پلاستیک گزارش شده است.

تصویر میکروسکپی سطح شکست دو نمونه 8Si-Ti و 8Si-Ti-5P به ترتیب در شکل‌های ۱۰-ج و ۱۰-د نشان داده شده است. علی‌رغم وجود نواحی با شکست نرم و دیمپلی به دلیل شکست نرم فاز η، ظاهر سطح شکست و حضور ذرات شکسته شده SiP روی سطح حاکی از شکست شبه ترد این نمونه است. در توافق با نتایج خواص مکانیکی (شکل ۸)، فرایند MDF مکانیزم شکست این نمونه ترد را نیز تا حد زیادی تغییر می‌دهد. کاهش ابعاد و توزیع یکنواخت‌تر ذرات SiP بر روی سطح شکست نمونه 8Si-Ti-5P (شکل ۱۰-د) و شکل‌گیری دیمپل‌های ریز از مهم‌ترین ویژگی‌های سطح شکست این نمونه هستند.

## ۴- نتیجه‌گیری

بهسازی شیمیایی توسط تیتانیوم موجب ظریف شدن شبکه دندریتی ساختار ریختگی اولیه، کسب ریز ساختاری همگن‌تر شامل مقادیر کمتر از فاز غنی از روی η و کاهش اندازه و حجم تخلخل‌های ساختاری می‌شود به گونه‌ای که کسر حجمی تخلخل‌ها




**شکل ۱۰)** تصاویر سطح شکست نمونه (الف) Base-Ti، (ب) Base-Ti-5P، (ج) 8Si-Ti و (د) 8Si-Ti-5P

از ۱/۵٦ درصد در نمونه پایه به ترتیب به حدود ۰/۸۱ و ۰/۷٤ درصد در دو نمونه 4Si-Ti و 8Si-Ti می‌رسد. افزودن تیتانیوم همچنین موجب کاهش ابعاد و توزیع بهتر ذرات SiP در زمینه می‌شود. متوسط اندازه ذرات SiP در کامپوزیت 4Si-Ti در مقایسه با نمونه 4Si-AC از حدود ۱۰±۲۵ میکرومتر به حدود ٦±۱۵ میکرومتر کاهش یافته است. همچنین در آلیاژ 8Si-Ti، بهسازی ساختار توسط ترکیبات تیتانیوم-بور موجب کاهش متوسط اندازه ذرات SiP از ۱۱±۳۰ میکرومتر به حدود ۵±۲۰ میکرومتر رسیده است.

فرایند MDF ساختار دندریتی اولیه کامپوزیت را به تدریج محو نموده، ابعاد ذرات SiP را کاهش داده و توزیعشان در زمینه را یکنواخت‌تر می‌کند. بر اساس نتایج حاصل از آنالیز تصویری، اندازه متوسط ذرات SiP از حدود ۲۵ و ۳۰ میکرومتر در دو نمونه 4Si و 8Si به ترتیب به حدود ٦ و ۷ میکرومتر در نمونه‌های 4Si-5P و 8Si-5P کاهش یافته است. علاوه بر این، اعمال MDF موجب افزایش کسر مرزهای $\alpha/\eta$ می‌شود.

فورج چند جهته کامپوزیت‌های بهسازی شده علاوه بر کاهش ابعاد ذرات SiP توزیعشان را در ریز ساختار به نحو موثری همگن می‌سازد. اندازه متوسط ذرات SiP در نمونه‌های 4Si-Ti-2P و 4Si-Ti-5P در مقایسه با نمونه‌های مشابه در حالت ریختگی (بدون بهسازی توسط تیتانیوم) به ترتیب حدود ٦۸ و ۷۵ درصد کاهش یافته است. همچنین درصد تخلخل نمونه 4Si-Ti-5P حدود ٦۰ درصد کمتر از نمونه 4Si-Ti است.

فرایند فورج چندجهته علی‌رغم بروز کار نرمی و افت نسبی سختی و استحکام به میزان ۱۸ و ۲ درصد، درصد ازدیاد طول و چقرمگی کامپوزیت 4Si-Ti-2P را نسبت به آلیاژ پایه بهسازی شده، به ترتیب حدود ۲۵ و ۱۷۵ درصد افزایش می‌دهد.

**تشکر و قدردانی:** نویسندگان این مورد را بیان نکردند.

**تأییدیه اخلاقی:** این مقاله تاکنون در نشریه دیگری به چاپ نرسیده است. همچنین برای بررسی یا چاپ به نشریه دیگری ارسال نشده است. محتویات علمی مقاله حاصل فعالیت علمی نویسندگان بوده است.

**تعارض منافع:** هیچ‌گونه تعارض منافع با سازمان یا اشخاص حقیقی و حقوقی وجود ندارد.

**سهم نویسندگان**: نویسندگان این مورد را بیان نکردند.

**منابع مالی:** بخشی از منابع مالی از محل پژوهانه نویسندگان توسط دانشگاه بین‌المللی امام خمینی تأمین شده است.

## منابع

1- Arif MA, 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.

2- Krajewski W, Greer A, Piwowarski G, Krajewski P, editors. Property enhancement by grain refinement of zinc-aluminium foundry alloys. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering; 2016;117:012004.

3- Zaid AI, Al-Hunetti N, Eyal-Awwad K, editors. Effect of molybdenum addition to ZA22 grain refined by titanium in the cast and after pressing by ECAP. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering; 2016; 146:012024.

4- Apelian D, Paliwal M, Herrschaft DC. Casting with zinc alloys. Jom. 1981;33(11):12-20.

5- BK P. 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.

6- Savaşkan T, Aydıner 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.

7- Savaşkan T, Bican O. Effects of silicon content on the microstructural features and mechanical and sliding wear properties of Zn–40Al–2Cu–(0–5) Si alloys. Materials Science and Engineering: A. 2005;404(1-2):259-69.

8- Babushkina EA, Belokopytova LV, Grachev AM, Meko DM, Vaganov EA. Variation of the hydrological regime of Bele-Shira closed basin in Southern Siberia and its reflection in the radial growth of Larix sibirica. Regional Environmental Change. 2017;17(6):1725-37.

9- Yousefi D, Taghiabadi R, Shaeri MH, Ansarian I. Microstructural evolution and mechanical properties of multi-directionally forged Si P/ZA22 composite. Archives of Civil and Mechanical Engineering. 2020;20(4):1-3.

10- Sharath PC, Udupa KR, Kumar GP. 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(1):89-96.

11- 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.

12- Ebrahimi M. Utilization of multi directional forging for fabrication of ultrafine-grained pure titanium. Modares Mechanical Engineering. 2018;18(2):371-82.

13- Mozafary H, Akbaripanah F, Nourbakhsh S. Effect of Multidirectional Forging on Microstructures and Mechanical Properties of Nano-SiC Reinforced AZ31 Nanocomposites. Modares Mechanical Engineering. 2019;19(4):981-9.

14- Zarei Z, Talafi Noghni M, Shaeri MH, Ansarian I. Microstructure, Mechanical, and Electrical Properties of Cu-30Zn Alloys Produced by Multi-Directional Forging. Modares Mechanical Engineering. 2019;19(8):1943-52.

15- Ansarian I, Shaeri MH. Effect of Grain Size Reduction thruogh Multi Directional Forging Process on Corrosion and Wear Properties of Commercially Pure Titanium. Modares Mechanical Engineering. 2020;20(3):623-36.

16- Anjan BN, Kumar GP. Microstructure and mechanical properties of ZA27 based SiC reinforced

composite processed by multi directional forging. Materials Research Express. 2018;5(10):106523.
17- 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. 2021;15(1).
18- 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.
19- 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.
20- Taghiabadi R, Fayegh A, Pakbin A, Nazari M, Ghoncheh MH. Quality index and hot tearing susceptibility of Al–7Si–0.35 Mg–xCu alloys. Transactions of Nonferrous Metals Society of China. 2018;28(7):1275-86.
21- Purcek G, Altan BS, Miskioglu I, Ooi PH. Processing of eutectic Zn–5% Al alloy by equal-channel angular pressing. Journal of Materials Processing Technology. 2004;148(3):279-87.
22- Purcek G, Saray O, Karaman I, Kucukomeroglu T. Effect of severe plastic deformation on tensile properties and impact toughness of two-phase Zn–40Al alloy. Materials Science and Engineering: A. 2008;490(1-2):403-10.
23- Yang H, Dong E, Zhang B, Yuan Y, Shu S. Fabrication and characterization of in situ synthesized SiC/Al composites by combustion synthesis and hot press consolidation method. Scanning. 2017;2017:1-11
24- Das B, Roy S, Rai RN, Saha SC. Development of an in-situ synthesized multi-component reinforced Al–4.5% Cu–TiC metal matrix composite by FAS technique–Optimization of process parameters. Engineering Science and Technology, an International Journal. 2016;19(1):279-91.
25- Aikin RM. The mechanical properties of in-situ composites. JOM. 1997;49(8):35-9.
26- Zhu X, Jiang W, Li M, Qiao H, Wu Y, Qin J, Liu X. 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. 2015;5(1):40-51.
27- 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.
28- Kashyap KT, Chandrashekar T. Effects and mechanisms of grain refinement in aluminium alloys. Bulletin of Materials Science. 2001;24(4):345-53.
29- 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.
30- Sharath PC, Udupa KR, Kumar GP. Effect of multi directional forging on impression creep behavior of Zn-24Al-2Cu alloy. Materials Today: Proceedings. 2018;5(9):18211-20.
31- Demirtas MU, Purcek G, Yanar HA, 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.
32- Kawasaki M, Langdon TG. Grain boundary sliding in a superplastic zinc-aluminum alloy processed using severe plastic deformation. Materials transactions. 2008:0710090218.
33- 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.
34- Warmuzek M, editor. Aluminum-silicon casting alloys: an atlas of microfractographs. ASM international; 2004.
35- 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.
36- Zhang NX, Kawasaki M, Huang Y, Langdon TG, editors. The significance of self-annealing in two-phase alloys processed by high-pressure torsion. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering; 2014;63:012126.