



Synthesis, Microstructural Characterization, and Mechanical Properties of a Layered Hybrid Aluminum-Matrix Composite Containing SiC Reinforcements and Iron-Based Amorphous Particles

Mohammad Reza Rezaei^{*}, Reza Nazemnezhad^{*} and Alireza Saravani

School of Engineering, Damghan University, Damghan, Iran

^{*} Corresponding author, Email: m.r.rezaei@du.ac.ir

(Received: 29 October 2025; Revised: 12 January 2026; Accepted: 13 January 2026; Available online: 24 May 2026)

ABSTRACT

Introduction and Objectives: One effective approach for enhancing the mechanical properties of metal matrix composites is the design of architected layered heterogeneous structures. Hence, the present study aimed to develop aluminum matrix hybrid composites reinforced with SiC ceramic particles and iron-based amorphous particles, featuring a heterogeneous layered architecture and to investigate their mechanical properties.

Materials and Methods: The heterogeneous structure comprised alternating layers of pure aluminum and composite material with varying thicknesses, fabricated via powder metallurgy using spark plasma sintering (SPS). The microstructural and phase characteristics of the composites were investigated using scanning electron microscopy (SEM), optical microscopy (OM), and X-ray diffraction (XRD). The relationship between microstructure and mechanical properties was subsequently analyzed.

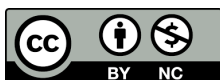
Results: Microstructural analyses, including porosity evaluation and density measurements, demonstrated enhanced densification during sintering with increasing pure aluminum layer thickness. In addition, the distribution of reinforcement particles was improved by increasing the volume fraction of the pure aluminum layers relative to the composite layers. Phase analysis of all sintered samples confirmed the preservation of the amorphous nature of the iron-based reinforcement particles and revealed no evidence of interfacial reaction products at the reinforcement–matrix interfaces. Mechanical experiments showed a favorable combination of high strength and ductility, with a compressive strength of up to 191 MPa and a fracture strain of 20% in samples with a higher volume fraction of composite layers. Furthermore, increased ductility was observed with a higher volume fraction of pure aluminum layers.

Conclusion: The introduction of a layered heterogeneous architecture in the hybrid composite, through modification of consolidation behavior and reinforcement particle distribution, resulted in superior mechanical properties compared to those of the homogeneous composite.

Keywords: Hybrid composite, Powder metallurgy, Layered structure, Microstructure, Mechanical properties.

How to Cite: Rezaei MR, Nazemnezhad R, Saravani A. Synthesis, microstructural characterization, and mechanical properties of a layered hybrid aluminum-matrix composite containing SiC reinforcements and iron-based amorphous particles. J Adv Mater Eng. 2026;45(3):53–68 (In Persian). <https://doi.org/10.47176/jame.45.3.1168>

Copyright © 2026 Isfahan University of Technology, Published by IUT press.



This work is licensed under a Creative Commons Attribution-Noncommercial 4.0 International license (<https://creativecommons.org/licenses/by-nc/4.0/>). Non-commercial uses of the work are permitted, provided the original work is properly cited.



تولید و مشخصه‌یابی ریزساختاری و خواص مکانیکی کامپوزیت هیبریدی لایه‌ای زمینه آلومینیومی شامل تقویت‌کننده‌های ذرات SiC و ذرات آمورف پایه آهن

محمد رضا رضائی*^{id}، رضا ناظم‌نژاد^{id} و علیرضا سراوانی

دانشکده فنی و مهندسی، دانشگاه دامغان، دامغان، ایران

* نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: m.r.rezaei@du.ac.ir

(دریافت: ۱۴۰۴/۸/۷، بازنگری: ۱۴۰۴/۱۰/۲۲، پذیرش: ۱۴۰۴/۱۰/۲۳، انتشار: ۱۴۰۵/۳/۳)

چکیده

مقدمه و اهداف: یکی از روش‌های بهبود خواص مکانیکی کامپوزیت‌های زمینه فلزی، ایجاد ساختار ناهمگن لایه‌ای در آن‌ها است. براین اساس، این پژوهش با هدف توسعه کامپوزیت زمینه آلومینیومی با ساختار لایه‌ای حاوی تقویت‌کننده‌های هیبریدی ذرات سرامیکی SiC و ذرات آمورف پایه آهن و بررسی خواص مکانیکی آن انجام شد.

مواد و روش‌ها: ساختار ناهمگن متشکل از لایه‌های متناوب آلومینیوم خالص و کامپوزیت با ضخامت‌های مختلف از طریق روش متالورژی پودر و به‌کارگیری روش تف‌جوشی به‌کمک قوس پلاسما ایجاد شد. ویژگی‌های ریزساختاری و فازی کامپوزیت‌های تولیدی توسط میکروسکوپ الکترونی، میکروسکوپ نوری و پراش پرتو ایکس مورد بررسی قرار گرفت و ارتباط آن‌ها با خواص مکانیکی مشخص شد.

یافته‌ها: مطالعات ریزساختاری شامل بررسی مقدار تخلخل به‌همراه نتایج چگالی‌سنجی، نشان از بهبود رفتار چگالش کامپوزیت‌های لایه‌ای حین فرایند تف‌جوشی با افزایش ضخامت لایه آلومینیوم خالص داشت. همچنین، توزیع ذرات تقویت‌کننده با افزایش کسر حجمی لایه آلومینیوم خالص نسبت به لایه کامپوزیتی بهبود یافت. یافته‌های مربوط به تغییرات فازی در تمام نمونه‌های تف‌جوشی‌شده، نمایانگر عدم تغییر ماهیت ذرات تقویت‌کننده و همچنین عدم تشکیل محصولات شیمیایی در مرز مشترک ذرات تقویت‌کننده و زمینه حین عملیات تف‌جوشی بود. خواص مکانیکی کامپوزیت حاصل نشان از استحکام و انعطاف‌پذیری بالای کامپوزیت‌های تولیدی داشت به‌نحوی که استحکام فشاری ۱۹۱ MPa و کرنش شکست ۲۰ درصد برای نمونه دارای کسر حجمی بالاتر از لایه کامپوزیتی به‌دست آمد.

نتیجه‌گیری: ایجاد ساختار لایه‌ای در کامپوزیت هیبریدی با تغییر رفتار چگالش و توزیع ذرات تقویت‌کننده، موجب بهبود خواص مکانیکی در مقایسه با کامپوزیت همگن شد.

واژه‌های کلیدی: کامپوزیت هیبریدی، متالورژی پودر، ساختار لایه‌ای، ریزساختار، خواص مکانیکی.



۱- مقدمه

هرچند بهبود استحکام و مقاومت سایش کامپوزیت‌های زمینه فلزی تقویت‌شده با ذرات سرامیکی در پژوهش‌های مختلفی به اثبات رسیده است، اما از طرف دیگر طبیعت متفاوت تقویت‌کننده‌های سرامیکی (ساختار کووالانت یا یونی) نسبت به زمینه فلزی کامپوزیت، باعث تشکیل فصل مشترک‌های نامناسب و ضعیف بین زمینه و ذرات تقویت‌کننده می‌شود (۳-۱). همچنین، احتمال وقوع واکنش‌های فصل مشترکی و تشکیل ترکیبات اغلب ترد و مخرب بر خواص کامپوزیت را نباید نادیده گرفت (۴). مجموعه این موارد سبب کاهش انعطاف‌پذیری کامپوزیت می‌شود.

امروزه ذرات آمورف فلزی یا فلزات شیشه‌ای^۱، به‌عنوان تقویت‌کننده در زمینه کامپوزیت‌های زمینه فلزی استفاده می‌شوند (۷-۵). از جمله ویژگی‌های این مواد می‌توان به سختی مناسب و حد الاستیک بالا اشاره کرد (۱۰-۸). این ویژگی‌ها در کنار ساختار فلزی و سازگار با زمینه، آن‌ها را به انتخابی مناسب و قابل جایگزین با تقویت‌کننده‌های رایج جهت تقویت زمینه کامپوزیت تبدیل کرده است. دیتمن و همکاران (۱۱)، کامپوزیت زمینه آلومینیومی با تقویت‌کننده ذرات آمورف $Ni_{60}Nb_{20}Ta_{20}$ را با روش ریخته‌گری تولید کردند. در این پژوهش، رفتار شکست در جای کامپوزیت تولیدی تحت فشار، ناهمسانگردی مقاومت به شکست در جهت‌های مختلف و فصل مشترک تقویت‌کننده/زمینه بررسی شده است. کامپوزیت تولیدی، مقاومت به شکست ناهمسانگرد و فصل مشترک با مکانیزم اتصال مخلوط شیمیایی و مکانیکی، به‌دلیل زبری سطح و انقباض آلومینیوم پس از نفوذ، همراه با برخی اثرات شیمیایی جزئی را نمایش داد. ارتوگروم و همکاران (۱۲)، کامپوزیت زمینه آلومینیوم ۲۰۲۴ را با تقویت‌کننده ذرات آمورف پایه نیکل در مقادیر مختلف با روش متالورژی پودر توسعه دادند و تاثیر عملیات حرارتی پیرسازی مصنوعی را روی ریزساختار و خواص مکانیکی کامپوزیت حاصل بررسی کردند. افزودن ذرات تقویت‌کننده آمورف و عملیات حرارتی پیرسازی، تأثیر مثبت قابل‌توجهی در بهبود استحکام کامپوزیت

داشت؛ هرچند افزایش بیش‌ازحد مقدار ذرات تقویت‌کننده ممکن است به کاهش انعطاف‌پذیری منجر شود. در پژوهشی دیگر گوان و همکاران (۱۳)، کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی تقویت‌شده با ذرات آمورف پایه آهن را با استفاده از روش‌های متالورژی پودر سنتز کردند. با کنترل پارامترهای تف‌جوشی به کمک قوس پلاسمای جرقه‌ای^۲ و نورد گرم، ساختار هسته-پوسته‌ای ناشی از تبلور سطحی ذرات آمورف به‌دست آمد. نتایج نشان داد که این ساختار پوسته‌ای، با انتقال بار از زمینه نرم به پوسته سخت و هسته ذرات آمورف، موجب بهبود استحکام کامپوزیت می‌شود. همچنین، شکل‌پذیری مناسب نیز ناشی از ایجاد پیوند مستحکم بین ذرات آمورف و زمینه آلومینیومی، توسط ساختار پوسته‌ای است. هوانگ و همکاران (۱۴)، تاثیر فشار اعمالی حین تف‌جوشی به‌کمک قوس پلاسمای در خواص مکانیکی کامپوزیت زمینه آلیاژ آلومینیوم ۷۰۵۶ تقویت‌شده با ذرات آمورف پایه زیرکونیوم مورد بررسی قرار دادند. نتایج حاصل‌شده نشان داد که افزایش فشار اعمالی از ۴۵ به ۴۰۰ مگاپاسکال، موجب تشکیل پیوند محکم‌تری بین زمینه و تقویت‌کننده آمورف شده و لایه اکسیدی موجود در فصل مشترک را از بین برد. این امر منجر به افزایش مؤثر استحکام پیوند در فصل مشترک دو فاز شده و خواص مکانیکی را بهبود بخشید. با وجود مطالعات انجام‌شده و نتایج به‌دست آمده، آنچه در موضوع کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی با تقویت‌کننده ذرات آمورف مشهود است، استحکام پایین‌تر آن‌ها نسبت به کامپوزیت‌های با تقویت‌کننده ذرات سرامیکی است.

استفاده از کامپوزیت‌های هیبریدی زمینه آلومینیومی، به‌دلیل برخورداری از خواص مناسبی مانند چگالی کم، استحکام، مقاومت به سایش و مقاومت شیمیایی روبه‌گسترش است (۱۹-۱۵). در این نوع کامپوزیت‌ها، از دو نوع تقویت‌کننده مختلف در کنار هم در زمینه استفاده می‌شود. این موضوع سبب هم‌افزایی ویژگی‌های مثبت دو نوع تقویت‌کننده شده که خواص بهینه‌تری را نسبت به کامپوزیت‌های مرسوم (که از یک نوع تقویت‌کننده در آن‌ها استفاده می‌شود)، نتیجه می‌دهد. بر همین اساس، در سال‌های اخیر استفاده همزمان از ذرات تقویت‌کننده سرامیکی و

به هم متصل شده به گونه‌ای که نفوذ در مقیاس اتمی در عرض فصل مشترک آن‌ها رخ داده و یک اتصال پایدار ایجاد می‌شود (۲۳). در فرایند متالورژی پودر، کنترل اجزای سازنده کامپوزیت نسبت به روش اتصال نفوذی بهتر صورت می‌پذیرد ولی نحوه ساخت کامپوزیت و چیدمان لایه‌ها جهت دستیابی به خواص مکانیکی مطلوب هنوز سوالی بدون پاسخ است.

به‌عنوان جمع‌بندی می‌توان گفت تمرکز پژوهش‌های صورت گرفته تاکنون در زمینه کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی چه با تقویت‌کننده‌های مرسوم و چه با تقویت‌کننده‌های هیبریدی، روی افزایش استحکام آن‌ها بوده است. اما موضوع کاهش انعطاف‌پذیری زمینه با افزودن ذرات تقویت‌کننده کمتر مورد توجه قرار گرفته است. این درحالی است که کاربرد این نوع کامپوزیت‌ها در زمینه‌های مهندسی مختلف، با کاهش انعطاف‌پذیری آن‌ها محدود می‌شود. لذا، پژوهش حاضر با هدف توسعه ساختارهای لایه‌ای جهت غلبه بر کاهش انعطاف‌پذیری کامپوزیت‌های زمینه آلومینیوم با تقویت‌کننده هیبریدی در مقایسه با آلیاژهای آلومینیوم برنامه‌ریزی و انجام شده است. برای ساخت کامپوزیت هیبریدی حاوی ذرات سرامیکی و آمورف با ساختار لایه‌ای، از روش متالورژی پودر شامل آلیاژسازی مکانیکی، مخلوط‌سازی و تفجوشی به کمک قوس پلاسما استفاده شده است. چندین چیدمان مختلف لایه‌ای در ساختار کامپوزیت ایجاد شده و رابطه بین ویژگی‌های ریزساختاری و فازی (مانند نحوه توزیع ذرات تقویت‌کننده، چگالی نایجایی‌ها و مقدار تخلخل) و خواص مکانیکی کامپوزیت حاصل، مورد مطالعه و بررسی قرار گرفته است.

۲- مواد و روش تحقیق

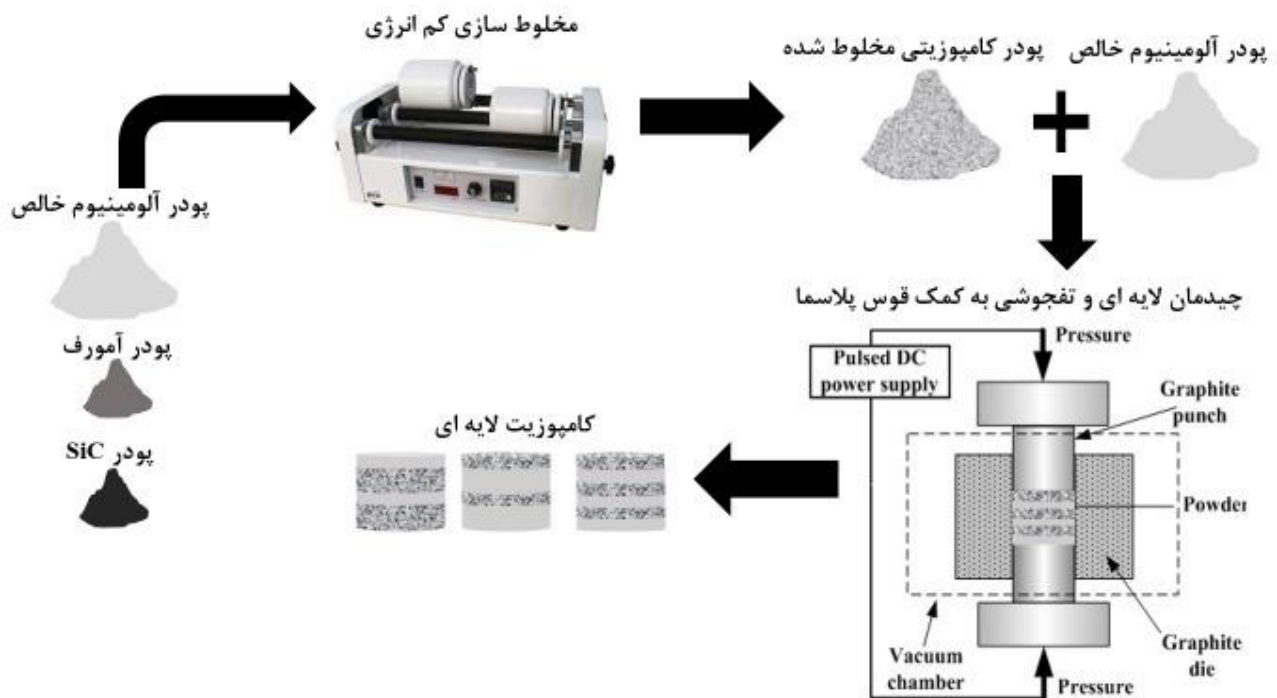
۲-۱- آماده‌سازی پودرهای اولیه

در کامپوزیت هیبریدی توسعه داده شده، دو نوع تقویت‌کننده ذره‌ای آمورف غنی از آهن و ذرات سرامیکی SiC استفاده شدند. برای تولید ذرات آمورف پایه آهن $Fe_{75}Si_{15}B_5Zr_5$ ، ذرات پودر عناصر تشکیل‌دهنده ترکیب با خلوص بالای ۹۹٪ در درصدی

آمورف در زمینه آلومینیوم مورد توجه قرار گرفته است. لذا، با جایگزینی بخشی از ذرات سرامیکی با ذرات آمورف و تولید کامپوزیت‌های هیبریدی، می‌توان کاهش انعطاف‌پذیری کامپوزیت را به حداقل رساند. با این وجود کماکان مشکل کاهش انعطاف‌پذیری وجود دارد. در پژوهشی که توسط رضائی و همکاران (۲۰) انجام شده است، کامپوزیت زمینه آلومینیومی با تقویت‌کننده هیبریدی ذرات آمورف پایه آهن و سرامیکی، انعطاف‌پذیری بالاتری را نسبت به کامپوزیت با تقویت‌کننده سرامیکی نشان داد درحالی‌که استحکام کامپوزیت هیبریدی کاهش قابل توجهی را نشان نداد.

در سال‌های اخیر، یکی از روش‌هایی که برای غلبه بر دوگانه متضاد استحکام و انعطاف‌پذیری در کامپوزیت‌ها استفاده شده است، ایجاد ساختارهای ناهمگن لایه‌ای با الهام از طبیعت است. شن و همکاران (۲۱)، ساختار لایه‌ای را در کامپوزیت زمینه آلومینیومی با تقویت‌کننده ذرات نانولوله پایه کربنی^۳ با روش متالورژی پودر ایجاد کرده و بهبود خواص مکانیکی، شامل انعطاف‌پذیری و استحکام را در کامپوزیت لایه‌ای نسبت به کامپوزیت همگن مشاهده کردند. همچنین، مکانیزم‌های استحکام‌بخشی موثر در افزایش استحکام کامپوزیت تولیدی مورد بررسی قرار گرفت و کرنش سختی، به‌عنوان موثرترین مکانیزم در افزایش استحکام معرفی شد. لیو و همکاران (۲۲)، ساختار لایه‌ای ناهمگن را در کامپوزیت زمینه آلومینیوم ۲۰۲۴ با تقویت‌کننده ذرات SiC با موفقیت ایجاد کردند. تبدیل کنترل‌پذیر از ساختار دانه‌ای همگن به ناهمگن، از طریق تغییر موضعی ساختار دانه‌ها که توسط توزیع غیریکنواخت نانوذرات SiC ایجاد شد، باعث افزایش همزمان مدول یانگ، استحکام کششی و ازدیاد طول یکنواخت گردید. به‌ویژه در مقایسه با کامپوزیت‌های همگن، بهبودی معادل حداقل ۱۴۵ درصد در شکل‌پذیری و حداقل ۱۷۵ درصد در چقرمگی مشاهده شد.

مهم‌ترین روش‌های تولید کامپوزیت‌های زمینه فلزی با ساختار لایه‌ای، فرایندهای متالورژی پودر و اتصال نفوذی هستند. در فرایند اتصال نفوذی، دو ماده مختلف تحت اعمال فشار و دما



شکل ۱- مراحل ساخت قطعات حجیم کامپوزیتی.

داخل قالب ریخته شدند. به منظور اینکه ضخامت کلی نمونه‌های متراکم‌سازی شده یکسان باشند، در مجموع بیست لایه یک میلی‌متری با چیدمان مورد نظر برای هر نمونه در نظر گرفته شد. در ادامه، متراکم‌سازی پودرهای مخلوط‌شده توسط روش تفجوشی به کمک قوس پلازما در دمای 500°C انجام شد. سرعت حرارت دهی $50^{\circ}\text{C}/\text{min}$ ، فشار اعمالی 40 MPa و مدت زمان انجام فرایند 10 min در نظر گرفته شد.

مشخصات و کد سه نمونه ناهمگن مختلف که بر اساس چیدمان متفاوت لایه‌ها تولید شدند، در جدول (۱) ارائه شده است. همچنین، تصویر تهیه‌شده از مقطع نمونه‌های تفجوشی‌شده در شکل (۲) نمایش داده شده است. لازم به ذکر است که جهت مقایسه، نمونه همگن با درصد‌های تقویت‌کننده مشابه با نمونه‌های ناهمگن ولی با ساختار غیرلایه‌ای تولید شد.

۲-۳- مشخصه‌یابی




چگالی و درصد تخلخل نمونه‌های متراکم‌سازی‌شده، به کمک روش ارشمیدسی مطابق با استاندارد ASTM B311-93 تعیین شد (۲۴).

وزنی مناسب در آسیای گلوله‌ای پرانرژی (سیاره‌ای) مخلوط شدند. نسبت وزنی گلوله به پودر ۱۵، سرعت چرخش 300 دور در دقیقه و قطر گلوله 10 میلی‌متر لحاظ شد. محیط انجام آلیاژسازی گاز خنثی (آرگون) بود و پودرها به مدت 30 ساعت مخلوط شدند. آسیاکاری به صورت تر در محیط بنزن، به عنوان عامل کنترل‌کننده واکنش، صورت گرفت. برای تهیه پودر کامپوزیتی، پودر آلومینیوم خالص، به عنوان زمینه کامپوزیت، به مقدار 90 درصد حجمی همراه با پودر SiC به مقدار سه درصد حجمی و همچنین پودر آمورف سنتز شده به اندازه هفت درصد حجمی در آسیای کم‌انرژی افقی (جارمیل)، مخلوط شدند. مخلوط‌سازی در سرعت 100 دور در دقیقه به مدت دو ساعت انجام شد.

۲-۲- تهیه نمونه‌های حجیم

نمونه‌های کامپوزیت حجیم با ساختار ناهمگن لایه‌ای، با توجه به شکل (۱) تهیه شدند. پودر آلومینیوم خالص و پودر کامپوزیتی تولیدشده به صورت لایه‌های متناوب با ضخامت یک میلی‌متر

جدول ۱- کد و مشخصات نمونه‌های کامپوزیتی مختلف

کد نمونه	نحوه چیدمان لایه‌ها	شکل شماتیک نمونه‌ها
1P/1C	یک لایه آلومینیوم خالص یک لایه کامپوزیت	
2P/1C	دو لایه آلومینیوم خالص یک لایه کامپوزیت	
1P/2C	یک لایه آلومینیوم خالص دو لایه کامپوزیت	

$$\beta \cos \theta = \frac{K\lambda}{D} + 4\varepsilon \sin \theta \quad (1)$$

در این رابطه β پهنای بیشینه در نیمه ارتفاع^۱، θ زاویه پراش، K ثابت و λ طول موج اشعه ایکس است. عبارت $\beta \cos \theta / \lambda$ در محور Y برحسب عبارت $4\varepsilon \sin \theta / \lambda$ در محور X برای صفحات کریستالی آلومینیوم (فاز زمینه) ترسیم می‌شود. سپس، یک خط مستقیم به داده‌ها فیت شده و میکرو کرنش و اندازه کریستالیت به ترتیب از شیب و عرض از مبدا نمودار به دست می‌آید. چگالی نابجایی‌های ذخیره شده در زمینه (ρ)، با داشتن مقادیر میکرو کرنش و اندازه کریستالیت از رابطه (۲) قابل محاسبه است (۲۷).

$$\rho = \frac{2\sqrt{3}\varepsilon}{Db} \quad (2)$$

در این رابطه b اندازه بردار برگز فلز آلومینیوم است. آزمون فشار تک‌محوری روی نمونه‌های با قطر چهار میلی‌متر و ارتفاع هشت میلی‌متر (نسبت ارتفاع به قطر = ۲) در نرخ کرنش $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ با استفاده از دستگاه آزمون ستنام صورت پذیرفت. آزمون‌ها تا شروع شکست نمونه‌ها (اولین نشانه‌های ترک خوردگی) ادامه یافت. آزمون فشار به تعداد سه مرتبه روی هر نمونه صورت پذیرفت و مقادیر مستخرج به صورت میانگین سه اندازه‌گیری مستقل به همراه انحراف معیار گزارش گردید. تهیه نمونه‌ها و انجام آزمون مطابق با استاندارد ASTM-E9 صورت پذیرفت (۲۸).

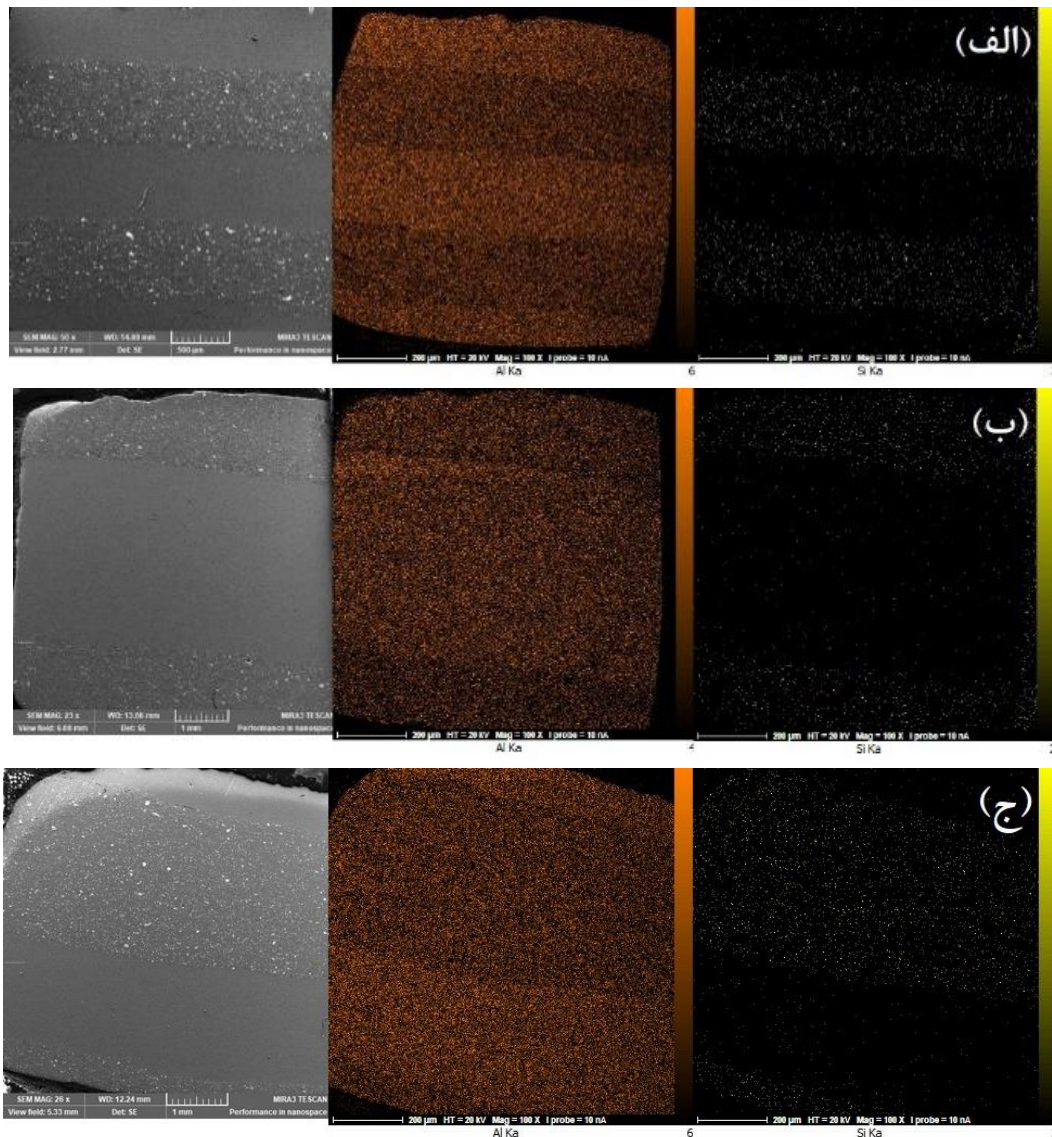
۳- نتایج و بحث

در شکل (۳)، تصاویر FESEM حاصل از نمونه‌های مختلف



شکل ۲- تصاویر مقطع نمونه‌های حجیم تولیدی.

چگالی‌سنجی برای هر نمونه پنج مرتبه صورت پذیرفت و جهت تعیین پراکندگی داده‌ها، انحراف معیار آن‌ها تعیین شد. برای بررسی ریزساختار نمونه‌های متراکم‌سازی شده، پس از انجام عملیات استاندارد متالوگرافی، اچ با کمک محلول کلر^۴ در دمای محیط روی نمونه‌ها انجام شد. بررسی ریزساختار توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی نشر میدانی^۵ مجهز به دستگاه طیف‌سنجی پراش انرژی پرتو ایکس^۶ صورت گرفت. جهت شناسایی فازهای موجود در نمونه‌های پودری و حجیم، از آنالیز پراش پرتو ایکس^۷ استفاده شد. آنالیز پراش پرتو ایکس با استفاده از دستگاه دیفرکتومتر مدل Jeol-JDX-8030 و با استفاده از تابش $\text{Cu K}\alpha$ در جریان 20 mA و ولتاژ 30 kV انجام گردید. زاویه تابش 2θ در محدوده 15° تا 80° درجه تنظیم و آنالیز با اندازه گام 0.02° انجام شد. برای تعیین کمی چگالی نابجایی‌ها از الگوهای پراش نمونه‌ها، رابطه ویلیامسون-هال (رابطه ۱) مورد استفاده قرار گرفت. اندازه کریستالیت (D) و مقدار میکرو کرنش ذخیره شده (ε) توسط رابطه (۱) تعیین می‌شود (۲۵ و ۲۶).



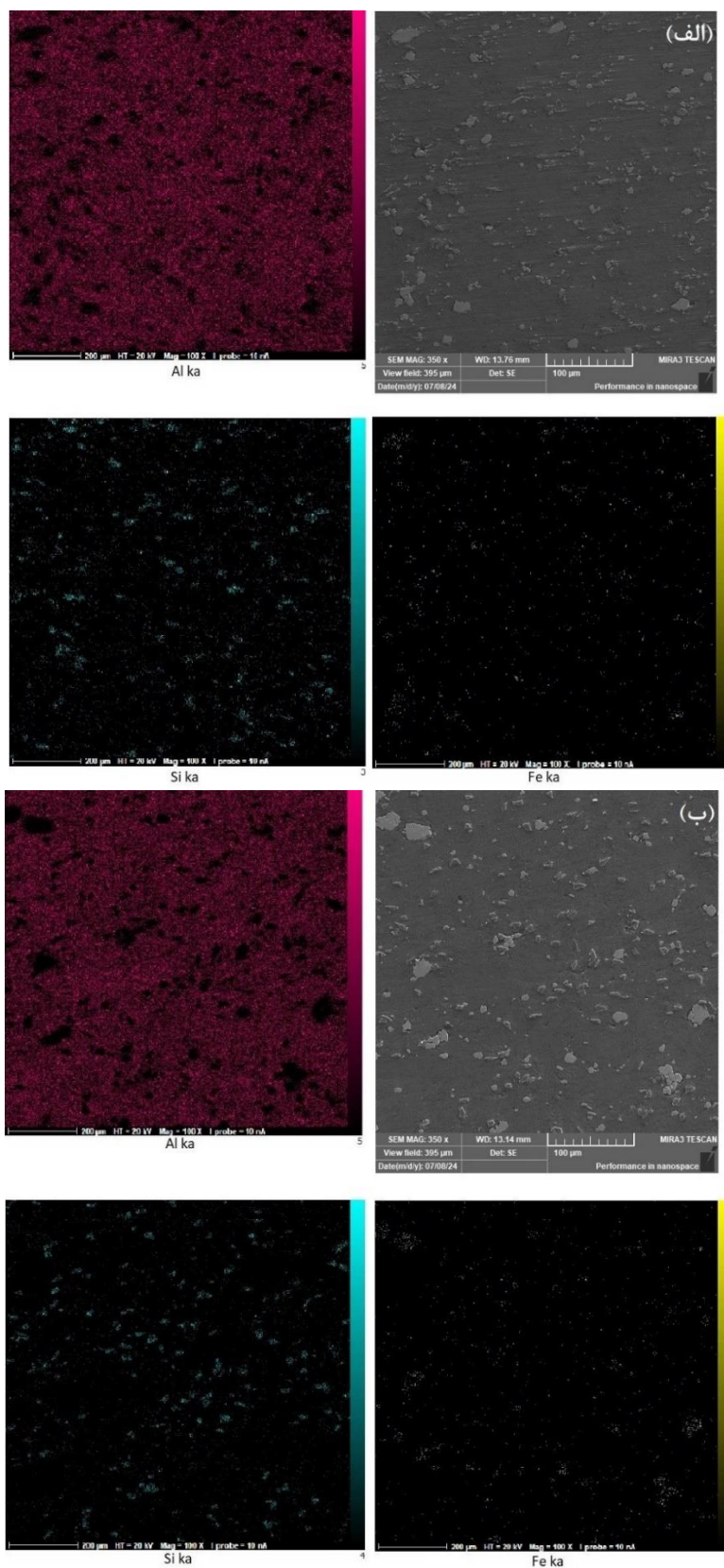
شکل ۳- تصاویر FESEM و نقشه‌های عنصری از نمونه

(الف) 1P/1C (مقیاس ۵۰۰ میکرومتر)، (ب) 2P/1C (مقیاس ۱ میلی‌متر) و (ج) 1P/2C (مقیاس ۱ میلی‌متر).

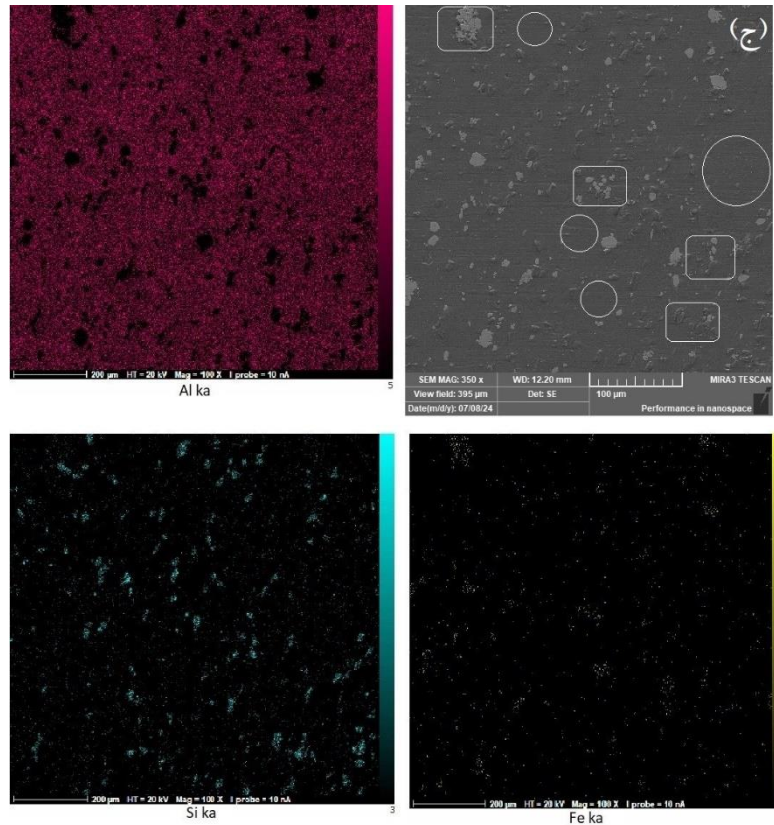
همان‌طور که قابل مشاهده است، پدیده کلوخه‌ای شدن ذرات تقویت‌کننده در نمونه 1P/2C (شکل ۴-ج) و همچنین نواحی عاری از ذرات^۹ که به ترتیب با کادر مستطیل شکل و کادر دایره شکل نشان داده شده است، نسبت به دو نمونه دیگر با شدت بیشتری اتفاق افتاده است که نشانه‌ای از توزیع نامناسب ذرات تقویت‌کننده در این نمونه است. درحقیقت، نیروهای الکترومغناطیس ضعیف و کوتاه‌برد بین ذرات تقویت‌کننده باعث ایجاد نیروی جاذبه و اندروالسی بین آن‌ها شده که این امر

همراه با نقشه‌های عنصری مربوطه نمایش داده شده است. ساختار لایه‌ای شکل کامپوزیت‌های مختلف، با توجه به تصاویر FESEM و نقشه‌های عنصری، به خوبی قابل مشاهده هستند. تفاوت ترکیبی بین لایه‌های کامپوزیتی و لایه آلومینیوم خالص به وضوح قابل مشاهده است.

برای بررسی توزیع ذرات تقویت‌کننده در نمونه‌های مختلف، تصاویر FESEM و نقشه‌های عنصری از لایه کامپوزیتی تمام نمونه‌ها تهیه شد که در شکل (۴) نمایش داده شده است.



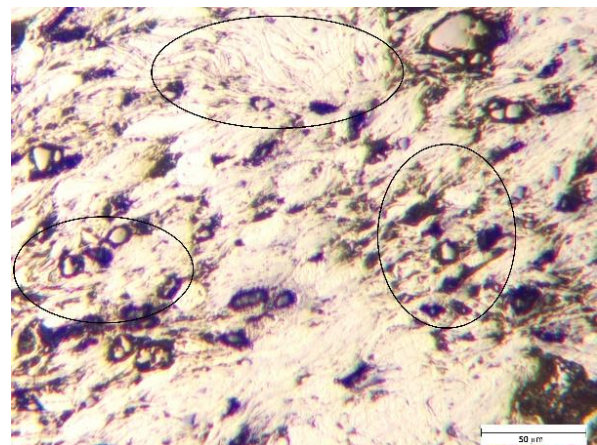
شکل ۴- تصاویر FESEM و نقشه‌های عنصری از لایه کامپوزیتی نمونه (الف) 1P/1C، (ب) 2P/1C و (ج) 1P/2C (مقیاس تصاویر FESEM ۱۰۰ میکرومتر و مقیاس نقشه‌های عنصری ۲۰۰ میکرومتر است).



ادامه شکل ۴- تصاویر FESEM و نقشه‌های عنصری از لایه کامپوزیتی نمونه (الف) 1P/1C، (ب) 2P/1C و (ج) 1P/2C (مقیاس تصاویر FESEM ۱۰۰ میکرومتر و مقیاس نقشه‌های عنصری ۲۰۰ میکرومتر است).

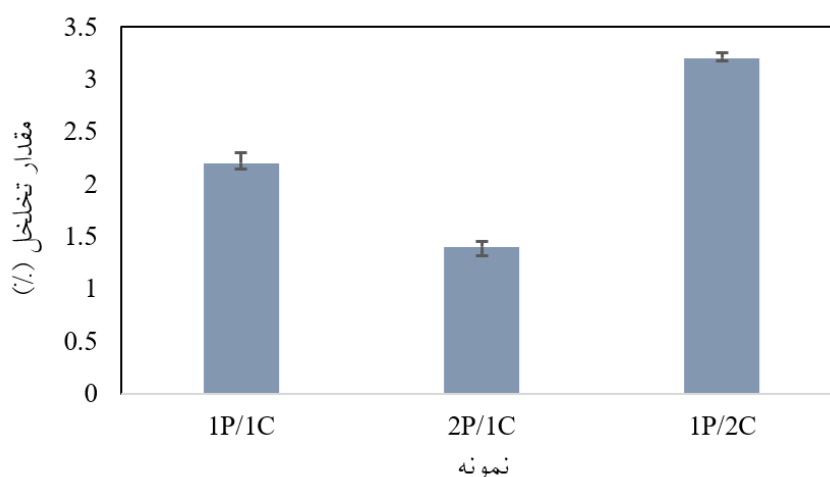
دیگر دانست. پس شرایط برای سیلان زمینه آلومینیوم خالص بین کلوخه‌های ذرات و لذا کاهش پدیده کلوخه‌ای شدن در نمونه 1P/2C کمتر مهیا است. در شکل (۵) که تصویر میکروسکوپی نوری از نمونه 2P/1C را در منطقه کامپوزیتی نمایش می‌دهد، سیلان ذرات پودر همراه با تغییر شکل ذرات (نواحی مشخص شده با بیضی‌های مشکی رنگ) قابل مشاهده است.

در شکل (۶)، نتایج مربوط به چگالی نسبی نمونه‌های مختلف ارائه شده است. بدیهی است که چگالی نسبی بالاتر به معنای درصد تخلخل کمتر نمونه‌ها است. به طور کلی، مقدار تخلخل در تمام نمونه‌ها کمتر از سه درصد حجمی است که نشانگر تراکم‌سازی مناسب حین فرایند تف‌جوشی به کمک قوس پلاسما است. در واقع، اعمال هم‌زمان دما و فشار در این فرایند باعث بسته‌شدن موثر تخلخل‌ها می‌شود. با توجه به نمودار، نمونه



شکل ۵- تصویر میکروسکوپی نوری از نمونه 2P/1C

چسبیده شدن ذرات به یکدیگر و تشکیل کلوخه را به دنبال دارد. دلیل کلوخه‌ای شدن بیشتر در نمونه 1P/2C را می‌توان ضخامت کم لایه آلومینیوم خالص در این نمونه در مقایسه با نمونه‌های



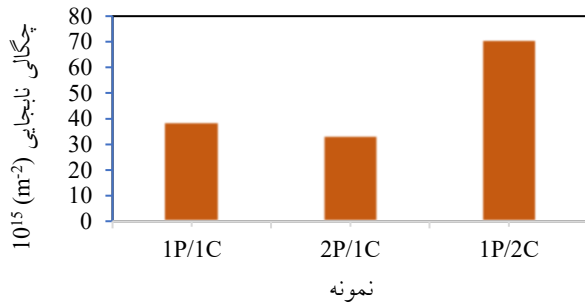
شکل ۶- مقدار تخلخل نمونه‌های مختلف.

خالص به‌عنوان زمینه و همچنین ذرات تقویت‌کننده SiC در الگوها قابل مشاهده است. با توجه به شکل (۷-ب)، برآمدگی پهن مربوط به فاز آمورف $Fe_{75}Si_{15}B_5Zr_5$ در نمونه کامپوزیتی بدون تغییر حفظ شده است. این به معنای حفظ طبیعت آمورف ذرات تقویت‌کننده پس از تف‌جوشی است. لازم به ذکر است که در مواد با ساختار کریستالی، اتم‌ها به‌طور تناوبی و منظم در شبکه کریستالی چیده شده‌اند و این نظم بلندبرد باعث تداخل سازنده پرتوهای اشعه ایکس شده که در نتیجه آن پیک‌های تیز و مشخص براساس قانون براگ^{۱۳} در الگوی پراش ظاهر می‌شوند. در مقابل، مواد آمورف تنها دارای نظم کوتاه‌برد هستند. در نتیجه، شرط براگ فقط به‌طور محدود برقرار شده و به‌جای پیک‌های تیز، یک برآمدگی پهن در الگوی پراش مشاهده می‌شود. با این توضیحات می‌توان ادعا کرد پدیده بلوری شدن فاز آمورف حین فرایند تف‌جوشی در این شرایط رخ نداده است. آلیاژهای آمورف در تعادل ترمودینامیکی قرار ندارند و در صورت تأمین انرژی خارجی کافی، به‌حالت پایدار بلوری باز می‌گردند (۲۹). با توجه به زمان تف‌جوشی بسیار کوتاه در فرایند تف‌جوشی به‌کمک قوس پلاسما که یکی از مزایای این فرایند محسوب می‌شود (۳۰) و (۳۱)، زمان کافی برای بلوری شدن ذرات آمورف فراهم نخواهد بود؛ به‌همین دلیل، ساختار بی‌نظم فاز آمورف حین تف‌جوشی حفظ می‌شود.

2P/1C کمترین میزان تخلخل را در بین نمونه‌ها نمایش می‌دهد. چگالی نمونه‌ها با افزایش مقدار ذرات تقویت‌کننده، چه از نوع آمورف و چه از نوع سرامیکی، کاهش می‌یابد.

مکانیزم‌های مختلفی از جمله خردشدن موضعی^{۱۱}، قفل شدن مکانیکی^{۱۱} و بازآرایی ذرات^{۱۲}، مسئول افزایش چگالی در کامپوزیت‌ها تلقی می‌شوند (۲۶). حضور ذرات تقویت‌کننده آمورف و سرامیکی از تطبیق موضعی ذرات همسایه زمینه جلوگیری کرده و مساحت فصل مشترک بین ذرات زمینه را کاهش می‌دهد و لذا سبب دخالت منفی در مکانیزم‌های فوق می‌گردد؛ بنابراین، افزایش مقدار ذرات تقویت‌کننده در زمینه باعث اعمال تأثیرات منفی در فرایند متراکم‌سازی می‌شود. لازم به ذکر است که ذرات سرامیکی به‌دلیل عدم تطابق شیمیایی مناسب با فاز زمینه، تأثیر به‌مراتب منفی‌تری نسبت به ذرات آمورف با سازگاری شیمیایی بالا در چگالی نمونه‌ها دارند. اما دلیل کم‌ترین مقدار تخلخل در نمونه 2P/1C را دوباره می‌توان به درصد حجمی بالاتر بخش آلومینیوم خالص در این نمونه نسبت به نمونه‌های دیگر و سیلان ذرات پودر آلومینیوم زمینه در بین ذرات تقویت‌کننده نسبت داد. این سیلان موجب بسته‌شدن موثرتر تخلخل‌ها در حین تف‌جوشی تحت فشار می‌شود.

الگوی پراش پرتو ایکس از نمونه‌های مختلف در شکل (۷) نمایش داده شده است. بیشینه‌های کریستالی مربوط به آلومینیوم



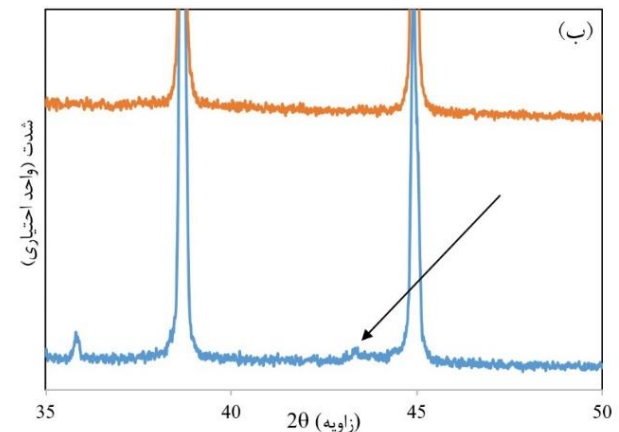
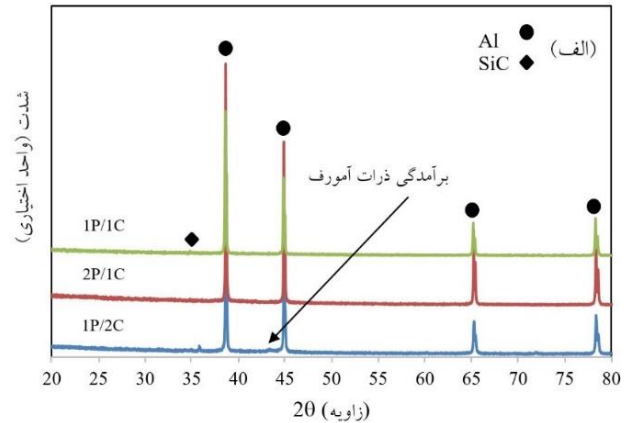
شکل ۸- چگالی نابجایی ذخیره شده در نمونه های مختلف.

پرتوایکس نمونه های مختلف، با استفاده از روش ویلیامسون-هال در شکل (۸) نشان داده شده است. همچنین، مقادیر میکرو کرنش و اندازه کریستالیت محاسبه شده از رابطه ویلیامسون-هال (رابطه ۱) که جهت محاسبه چگالی نابجایی ها از رابطه (۲) مورد استفاده قرار گرفتند، به همراه مقدار چگالی نابجایی محاسبه شده برای نمونه های مختلف در جدول (۲) ارائه شده است.

بیشترین مقدار چگالی نابجایی مربوط به نمونه 1P/2C است. دلیل این امر را می توان مقدار ذرات تقویت کننده بیشتر در این نمونه نسبت به دو نمونه دیگر دانست.

درحقیقت، یکی از دلایل تشکیل نابجایی ها اختلاف ضریب انبساط حرارتی ذرات تقویت کننده سرامیکی/آمورف و زمینه، حین کاهش دما تا دمای محیط از بیشینه دمای تف جوشی (۵۰۰ درجه سانتی گراد) است. ضریب انبساط حرارتی آلومینیوم، SiC و ذرات آمورف به ترتیب، $(K^{-1}) 5 \times 10^{-6}$ ، $(K^{-1}) 24 \times 10^{-6}$ و $(K^{-1}) 10 \times 10^{-6}$ است (۳۲). به طور طبیعی، حضور ذرات تقویت کننده بیشتر در نمونه 1P/2C نسبت به دو نمونه دیگر منجر به فعال شدن موثرتر منابع تولید نابجایی می شود.

نمودارهای تنش-کرنش مهندسی از نمونه های مختلف در شکل (۹) نمایش داده شده است. برای مقایسه، نمودار مربوط به کامپوزیت با ساختار غیر لایه ای (همگن) با تقویت کننده های مشابه نیز ارائه شده است. خواص مکانیکی مستخرج از نمودارها در جدول (۳) ارائه شده است. با توجه به نتایج، تمام نمونه های ناهمگن انعطاف پذیری بالاتری را نسبت به نمونه همگن نشان



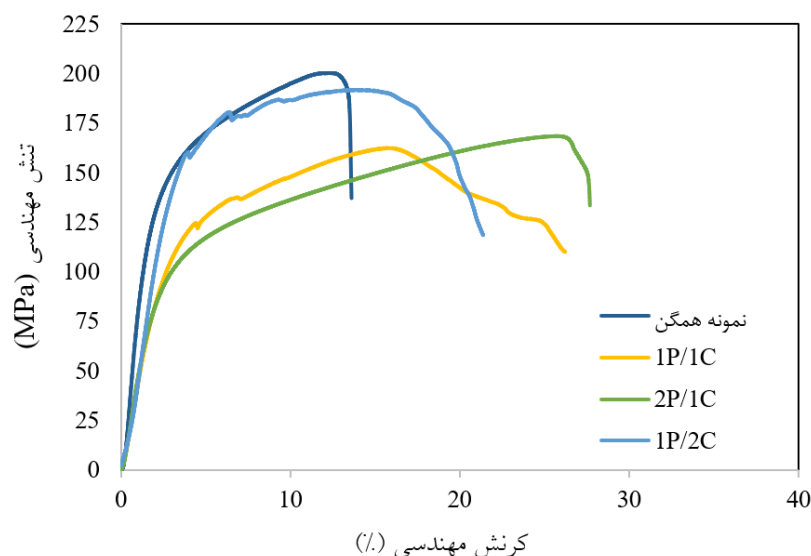
شکل ۷- (الف) الگوهای پراش پرتو ایکس از نمونه های مختلف و (ب) الگوها در بزرگنمایی بیشتر.

همچنین، با توجه به الگوهای پراش (شکل ۷)، محصولات جانبی ناشی از وقوع واکنش شیمیایی بین ذرات تقویت کننده و زمینه تشکیل نشده اند. تشکیل این فازها، به دلیل طبیعت تردی که دارند موجب تضعیف خواص مکانیکی کامپوزیت ها می شود. عدم تشکیل این محصولات شیمیایی را نیز می توان به زمان تف جوشی کوتاه در فرایند تف جوشی به کمک قوس پلاسما نسبت داد. البته لازم به توضیح است که آشکارسازی واکنش های فصل مشترکی و همچنین، کریستاله شدن فاز آمورف ممکن است فراتر از حد تشخیص روش پراش پرتو ایکس باشد؛ بنابراین، اظهار نظر قاطع در مورد این پدیده ها با توجه به محدودیت روش پراش پرتو ایکس امکان پذیر نیست.

مقادیر چگالی نابجایی های اندازه گیری شده از الگوهای پراش

جدول ۲- مقادیر میکرو کرنش ذخیره شده و کریستالیت نمونه های مختلف

نمونه	میکرو کرنش	اندازه کریستالیت (nm)	چگالی نابجایی $10^{15} (m^{-2})$
1P/1C	۰/۰۰۷۵	۲/۳۴	۳۸/۷۸
2P/1C	۰/۰۱۴	۵/۲۰	۳۳/۷۲
1P/2C	۰/۰۴	۶/۸۵	۷۰/۶۳



شکل ۹- نمودارهای تنش-کرنش مهندسی از نمونه های مختلف.

جدول ۳- خواص مکانیکی نمونه های کامپوزیتی مختلف

نمونه	استحکام تسلیم (MPa)	استحکام فشاری (MPa)	کرنش شکست (%)
نمونه همگن	۱۰۶±۳/۲	۱۹۸±۵/۸	۱۳±۱/۲
1P/1C	۷۴±۱/۶	۱۶۲±۴/۰	۲۲±۱/۵
2P/1C	۷۲±۱/۰	۱۶۵±۳/۷	۲۶±۲/۲
1P/2C	۱۰۵±۱/۸	۱۹۱±۱/۴	۲۰±۰/۹

لایه ای است. بررسی نمودار شکل (۹) و داده های جدول (۲) و مقایسه خواص مکانیکی نمونه همگن و نمونه 1P/2C، موید دستیابی به این هدف است. استحکام دو نمونه تقریباً یکسان است ولی کرنش شکست نمونه ناهمگن افزایش هفت درصدی را نسبت به نمونه همگن نشان می دهد.

می دهند. از نظر استحکام، کامپوزیت 1P/2C تقریباً استحکام تسلیم و استحکام نهایی مشابه با نمونه همگن را نمایش می دهد اما دو نمونه ناهمگن دیگر استحکام کمتری دارند. همان طور که در عنوان و متن مقاله اشاره شده است، هدف از انجام این پژوهش حفظ استحکام و بهبود انعطاف پذیری کامپوزیت با ایجاد ساختار

مرتب دانست. این دندانه‌ها، به طبیعت ساختاری ناهمگن نمونه‌ها مرتبط است. زمانی که نمونه تحت تنش خارجی قرار می‌گیرد، لایه کامپوزیتی قابلیت تحمل تنش بالاتری نسبت به لایه آلومینیوم خالص از خود نمایش می‌دهد. این قابلیت را می‌توان به حضور ذرات تقویت‌کننده و همچنین چگالی بالاتر نابعایی‌ها در لایه کامپوزیتی نسبت داد. در این شرایط، پدیده لغزش نابعایی‌ها در زمینه که مسئول تغییرشکل پلاستیک در فلزات است، با دشواری بیشتری رخ می‌دهد؛ اما وقتی لایه آلومینیوم خالص تحت تنش قرار می‌گیرد، تغییرشکل پلاستیک راحت‌تر رخ داده و تنش افت می‌نماید. به بیان دیگر، افت و خیز تنش در نمودارهای تنش- کرنش نمونه‌های ناهمگن در ناحیه پلاستیک را می‌توان به تفاوت قابلیت تغییرشکل پلاستیک لایه‌های متناوب کامپوزیتی و خالص در مواجهه با تنش خارجی نسبت داد. البته، پدیده دندانه‌ای شدن در نمودار تنش-کرنش مهندسی نمونه 2P/1C مشاهده نمی‌شود. دلیل این امر را می‌توان به حجم بیشتر بخش آلومینیوم خالص در زمینه نسبت به بخش کامپوزیتی نسبت داد. درحقیقت، تغییرشکل پلاستیک در بخش خالص زمینه متمرکز می‌شود؛ لذا ناهمگنی تغییرشکل در این نمونه نسبت به دو نمونه ناهمگن دیگر کمتر رخ می‌دهد. اما از طرف دیگر، با توجه به این توضیحات ساختار ناهمگن قابلیت تغییرشکل پلاستیک بیشتری نسبت به ساختارهای همگن دارد. لذا، انعطاف‌پذیری بالاتر نمونه‌های ناهمگن را نسبت به نمونه‌های همگن با این استدلال می‌توان توجیه کرد. به افزایش انعطاف‌پذیری به دلیل تشکیل دندانه‌ها در نمودارهای تنش-کرنش پیش‌ازین نیز اشاره شده است (۳۵).

۴- نتیجه‌گیری

در این پژوهش، کامپوزیت هیبریدی زمینه آلومینیومی با ساختار ناهمگن لایه‌ای از طریق روش متالورژی پودر با به‌کارگیری فرایند تف‌جوشی به‌کمک قوس پلاسما تولید شد. نتایج حاصل شده نشان‌دهنده ایجاد ساختار ناهمگن لایه‌ای کامپوزیت/آلومینیوم خالص با مرز مشخص در نمونه‌های کامپوزیت هیبریدی بود. توزیع ذرات تقویت‌کننده در لایه کامپوزیتی با افزایش کسر

این درحالی است که در مطالعات مشابه پیشین انجام‌شده در زمینه کامپوزیت‌های حاوی تقویت‌کننده هیبریدی، معمولاً افزایش استحکام با کاهش انعطاف‌پذیری همراه بوده است. در پژوهشی که توسط تانگ و همکاران (۳۳) انجام شده است، کامپوزیت زمینه آلیاژ آلومینیوم ۶۰۶۱ با تقویت‌کننده هیبریدی ذرات SiC و فولاد زنگ‌نزن توسط روش متالورژی پودر تولید شد. نتایج خواص مکانیکی نشان داد که افزودن ذرات تقویت‌کننده علی‌رغم افزایش قابل‌ملاحظه استحکام تسلیم و نهایی آلیاژ، باعث کاهش شدید انعطاف‌پذیری آن شد. در پژوهش دیگری که توسط نجاریان و همکاران (۳۴) صورت پذیرفت، کامپوزیت زمینه آلومینیوم خالص حاوی تقویت‌کننده‌های Al_2O_3/Al_3Ni با استفاده از روش ریخته‌گری گردابی و به‌کمک واکنش درجا تولید شد. نقش تقویت‌کننده‌ها در ریزساختار و خواص مکانیکی نمونه‌های تولیدی مورد بررسی قرار گرفت و همچنین مکانیزم‌های استحکام‌بخشی موثر، به تفصیل مورد بحث قرار گرفت. هرچند افزودن تقویت‌کننده‌های هیبریدی، موجب بهبود استحکام زمینه گردید ولی کاهش حدود ۲۵ درصدی در افزایش طول کامپوزیت هیبریدی نسبت به آلومینیوم خالص ثبت شد.

مکانیزم‌های استحکام‌بخشی انتقال بار و کرنش سختی در نمونه‌های حاوی ذرات تقویت‌کننده بالاتر، نقش موثرتری در افزایش استحکام ایفا می‌نمایند. به همین دلیل، نمونه‌های همگن و همچنین نمونه 1P/2C، استحکام بالاتری را نسبت به سایر نمونه‌ها بروز می‌دهند.

همچنین با توجه به شکل (۹)، دندانه‌هایی در نمودارهای تنش-کرنش مهندسی نمونه‌های 1P/1C و 1P/2C مشاهده می‌شود. با توجه به شکل نمودارها در ناحیه پلاستیک (پس از تسلیم)، نرخ کرنش سختی (سرعت افزایش استحکام ماده به دلیل تجمع نابعایی‌ها حین تغییرشکل پلاستیک)، در ابتدا بالا و در ادامه در ناحیه دندانه‌دار کاهش می‌یابد. نرخ بالای کرنش سختی، در ابتدا به حضور ذرات تقویت‌کننده سخت در زمینه و لذا فعال شدن منابع تولید نابعایی برمی‌گردد. اما کاهش نرخ کرنش سختی با پیشرفت تغییرشکل پلاستیک را می‌توان به تشکیل دندانه‌ها

تشکر و سپاسگزاری

این تحقیق حمایت خاصی از مؤسسات عمومی، صنعتی و غیرانتفاعی دریافت نکرده است.

تضاد منافع

نویسندگان مقاله اذعان دارند هیچ نوع تضاد منافی با شخص، شرکت یا سازمانی برای این پژوهش ندارند.

سهم نویسندگان

محمدرضا رضائی: طراحی و ایده پردازی مطالعه، اعتبارسنجی نتایج، راهنمایی پروژه، تحلیل و تفسیر نتایج، نوشتن مقاله. **رضا ناظم نژاد:** اعتبارسنجی نتایج، راهنمایی پروژه، تحلیل و تفسیر نتایج. **علیرضا سراوانی:** جمع آوری داده‌ها، اعتبارسنجی نتایج.

حجمی لایه آلومینیوم خالص بهبود یافت. افزایش مقدار ذرات تقویت کننده چه از نوع آمورف و چه از نوع سرامیکی، تاثیر منفی در رفتار چگالش نمونه‌ها حین تفجوشی داشت. همچنین، براساس نتایج پراش پرتو ایکس، ماهیت ذرات تقویت کننده آمورف حین تفجوشی تغییر نکرد و محصولات شیمیایی جانبی در فصل مشترک ذرات تقویت کننده و زمینه تشکیل نشد. نتایج خواص مکانیکی، نمایانگر تشکیل دندانه‌هایی در ناحیه پلاستیک در نمودارهای تنش-کرنش برخی نمونه‌های ناهمگن بود. نمونه دارای ساختار ناهمگن با بیشترین کسر حجمی لایه کامپوزیتی درعین حفظ استحکام تسلیم ($105 \pm 1/8$)، افزایش انعطاف پذیری هفت درصدی را نسبت به نمونه با ساختار همگن نشان داد.

واژه‌نامه

1. metallic glasses
2. spark plasma sintering (SPS)
3. carbon nanotube (CNT)
4. Keller's reagent
5. field-emission electron scanning microscope (FESEM)
6. energy dispersive X-ray spectroscopy (EDS)
7. X-ray diffraction (XRD)
8. full width half maximum (FWHM)
9. particle free zone (PFZ)
10. localized fragmentation
11. mechanical interlocking
12. rearrangement of particles
13. Bragg law

مراجع

1. Rezaei M, Albooyeh A, Chachei R, Malahi P. Effect of the spark plasma sintering temperature on the microstructure and mechanical properties of a ceramic/metallic glass reinforced hybrid composite. *J Compos Mater.* 2022;56(17):2779-88. <https://doi.org/10.1177/00219983221078188>
2. Alem SAA, Sabzvand MH, Govahi P, Poormeherabi P, Hasanzadeh Azar M, Salehi Siouki S, et al. Advancing the next generation of high-performance metal matrix composites through metal particle reinforcement. *Adv Compos Hyb Mater.* 2025;8(1):3. <https://doi.org/10.1007/s42114-024-01057-4>
3. Kumar A, Singh VP, Singh RC, Chaudhary R, Kumar D, Mourad AHI. A review of aluminum metal matrix composites: fabrication route, reinforcements, microstructural, mechanical, and corrosion properties. *J Mater Sci.* 2024;59(7):2644-2711. <https://doi.org/10.1007/s10853-024-09398-7>
4. Abolkassem S, Elsayed A, Kariya S, Umeda J, Kondoh K. Influence of thermo-mechanical processing on microstructure and properties of bulk metallic glassy alloys-reinforced Al matrix composites prepared by powder metallurgy. *J Mater Res Technol.* 2023;7:8197-8208. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.11.225>
5. Zhai JT, Gao WJ, Dong HK, Hu Y-C, Zhang T, Zhu XG, et al. Novel metal matrix composites reinforced with Zr-based metallic glass lattices. *Appl Mater Today* 2022;29:101649. <https://doi.org/10.1016/j.apmt.2022.101649>
6. Xie MS, Suryanarayana C, Zhao YL, Zhang WW, Yang C, Zhang GQ, et al. Abnormal hot deformation behavior in a metallic-glass-reinforced Al-7075 composite. *Mater Sci Eng A* 2020;785:139212. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139212>
7. Dittmann K, Trauth A, Weidenmann KA.

- Manufacturing and characterization of an interpenetrating metal matrix composite reinforced with a 3D-printed metallic glass lattice structure (Ni₆₀Nb₂₀Ta₂₀). *Compos Str.* 2024;327:117697. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2023.117697>
8. Rezaei M, Shabestari S, Razavi S. Investigation on equal-channel angular pressing-induced grain refinement in an aluminum matrix composite reinforced with Al-Cu-Ti metallic glass particles. *J Mater Eng Perform.* 2019;28:3031-40. <https://doi.org/10.1007/s11665-019-04059-2>
 9. Nomoto K, Ceguerra AV, Gammer C, Li B, Bilal H, Hohenwarter A, et al. Medium-range order dictates local hardness in bulk metallic glasses. *Mater Today* 2021;44:48-57. <https://doi.org/10.1016/j.mattod.2020.10.032>
 10. Bignoli F, Lemarchand A, Kalácska S, Thiaudiere D, Djemia P, Faurie D, et al. Extending mechanical size effect range of thin film metallic glasses by nanoengineering their atomic and nanostructure. *Acta Mater.* 2025;121456. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2025.121456>
 11. Dittmann K, Gruhl R, Trauth A, Weidenmann KA. In-situ failure behavior and interfacial bonding of an interpenetrating metal matrix composite reinforced with lattice-like metallic glass (Ni₆₀Nb₂₀Ta₂₀) preform. *Compos Struct.* 2024;337:118084. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2024.118084>
 12. Ertugrul O, He T, Shahid RN, Scudino S. Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of Al 2024 matrix composites reinforced with Ni₆₀Nb₄₀ metallic glass particles. *J Alloys Compds.* 2019;808:151732. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.151732>
 13. Guan HD, Li CJ, Gao P, Prashanth KG, Tan J, Eckert J, et al. Aluminum matrix composites reinforced with metallic glass particles with core-shell structure. *Mater Sci Eng A* 2020;771:138630. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138630>
 14. Huang L, Tan W, Li S, Li Y. Effect of loading pressure on mechanical properties and interface characteristics of 7056 Al alloy particle reinforced Zr-Al-Ni-Cu bulk metallic glass matrix composite prepared by spark plasma sintering. *J Alloys Compds.* 2020;816:152605. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.152605>
 15. Birsen D, Tütük İ, Acar S, Karabeyoğlu SS, Özer G, Güler KA. Microstructure and wear characteristics of hybrid reinforced (ex-situ SiC–in-situ Mg₂Si) Al matrix composites produced by vacuum infiltration method. *Mater Chem Phys.* 2023;302:127743. <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2023.127743>
 16. Chinababu M, Bhaskar Rao E, Sivaprasad K. Fabrication, microstructure, and mechanical properties of Al-based metal matrix-TiB₂-HEA hybrid composite. *J Alloys Compds.* 2023;947:169700. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2023.169700>
 17. Ezatpour H, Torabi PM. Effect of carbonaceous hybrid reinforcement and extrusion temperature on the microstructure and mechanical properties of AA7075 matrix hybrid composite prepared by semi-solid casting. *J Sci Technol Compos.* 2021;8(1):1339-1352.
 18. Sharifian B, Borhani GH, Mohammad Sharifi E. Synthesis of Al7075/TiB₂-Al₂O₃ in-situ hybrid composite by stir casting method. *J Adv Mater Eng.* 2022;41(2):51-65. <https://doi.org/10.47176/jame.41.2.08071>
 19. Zadali Mohammad kotiyani M, Ranjbar KH. The effect of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of Al/Al₃Zr + Al₃Ti in-situ hybrid composite fabricated by friction stir processing. *J Adv Mater Eng.* 2017;38(1):49-64. <https://doi.org/10.29252/jame.38.1.49>
 20. Rezaei MR, Nazemnezhad R, Farahmandrad S. Effects of the Si element on the microstructure and mechanical properties of an Al/FMG/SiC hybrid composite. *Mater Chem Phys.* 2023;309:128343. <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2023.128343>
 21. Shen M, Hao Z, Song J, An M, Ying T, Xue X, et al. Architectural and component design of CNTs/Al hierarchical composite for enhanced mechanical/thermal properties. *J Mater Res Technol.* 2024;30:120-33. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.03.062>
 22. Liu K, Cui Q, Shi L, Yang J, Cai Y, Su Y, et al. Grain structure tailoring strategy for heterogeneous lamella SiCp/2024Al composites with exceptional strength-ductility synergy. *Compos B Eng.* 2024;280:111491. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2024.111491>
 23. Sun L, Zhang M, Zhong L, Liu C, Dou Y, Liu Y, et al. Designing strong and ductile heterogeneous lamella-structured Mg alloy via diffusion bonding. *Mater Sci Eng A* 2024;900:146489. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2024.146489>
 24. ASTM B311-93. Test method for density determination for powder metallurgy (p/m) materials containing less than two percent porosity. West Conshohocken: ASTM International; 2020. <https://www.astm.org/b0311-22.html>
 25. Williamson G, Hall W. X-ray line broadening from filed aluminium and wolfram. *Acta metal.* 1953;1(1): 22-31. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(53\)90006-6](https://doi.org/10.1016/0001-6160(53)90006-6)
 26. Warren B. X-ray Diffraction: Courier Corporation. North Chelmsford MA, USA; 1969.
 27. Zhao Y, Liao X, Jin Z, Valiev R, Zhu YT. Microstructures and mechanical properties of ultrafine grained 7075 Al alloy processed by ECAP and their evolutions during annealing. *Acta Mater.* 2004; 52(15):4589-99. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2004.06.017>
 28. ASTM E9-09. Standard test methods of compression testing of metallic materials at room temperature, ASTM International; West Conshohocken: 2020. <https://www.astm.org/e0009-19.html>
 29. Li X, Wang Y, Wang L, Xu M, Yi J. High thermal stability of residual amorphous regions in metallic glasses. *Mater Lett.* 2023;340:134210.

- <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2023.134210>
30. Jiang R, Torresani E, Olefsky EA. A Review of microstructure evolution and performance improvements in emerging sintering processes under controlled energy input. *J Mat Res Technol.* 2025; 39:368-391.
<https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2025.09.129>
31. Airoidi L, Bruculeri R, Baldini P, Morganti S, Grande MA, Gobber FS, et al. Coupling direct powder deposition with spark plasma sintering: a new approach towards rapid prototyping. *Prog Add Manu.* 2024;9(6):1953-1966.
<https://doi.org/10.1007/s40964-023-00552-2>
32. Zeng X, Liu W, Xu B, Shu G, Li Q. Microstructure and mechanical properties of Al-SiC nanocomposites synthesized by surface-modified aluminium powder. *Metals* 2018.4(8):253.
<https://doi.org/10.3390/met8040253>
33. Tang S, Shao S, Liu H, Jiang F, Fu D, Zhang H, et al. Microstructure and mechanical behaviors of 6061 Al matrix hybrid composites reinforced with SiC and stainless steel particles. *Mater Sci Eng A* 2021;804: 140732. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.140732>
34. Najarian AR, Emadi R, Hamzeh M. Fabrication of as-cast Al matrix composite reinforced by Al₂O₃/Al₃Ni hybrid particles via in-situ reaction and evaluation of its mechanical properties. *Mater Sci Eng B* 2018; 31:57-65. <https://doi.org/10.1016/j.mseb.2018.09.002>
35. Maity T, Prakash A, Roy D, Prashanth KG. In situ Al₃BC/Al composite fabricated via solid-solid reaction: An investigation on microstructure and mechanical behavior. *App Sci.* 2025;15(9):5189. <https://doi.org/10.3390/app15095189>