



نشریه علمی پژوهشی
کامپوزیت
علوم و فناوری
<http://jstc.iust.ac.ir>



بررسی مکانیزم‌های استحکام‌دهی در کامپوزیت زمینه آلومینیمی تقویت شده با ذرات آمورف Al-Cu-Ti و متراکم‌سازی شده به روش پرس در قالب زاویه‌دار

محمد رضا رضائی^۱، سید حسین رضوی^۲، سعید شبستری^{۳*}

۱- دانشجوی دکترا، مهندسی مواد، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران

۲- دانشیار، مهندسی مواد، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران

۳- استاد، مهندسی مواد، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران

* تهران، صندوق پستی ۱۶۸۴۶۱۳۱۱۴، Shabestari@iust.ac.ir

چکیده

در این پژوهش از فرآیند پرس در قالب زاویه‌دار (ECAP) برای ساخت کامپوزیت حجیم زمینه آلومینیمی با تقویت‌کننده‌ی ذرات آمورف $Al_{65}Cu_{20}Ti_{15}$ استفاده شد. هدف از این پژوهش، بررسی نقش مکانیزم‌های استحکام‌دهی مختلف در تعیین استحکام نمونه‌های متراکم‌سازی شده است. به همین منظور، کامپوزیت حاوی ۱۳ درصد وزنی از ذرات تقویت‌کننده آمورف تولید و رفتار مکانیکی آن با آلومینیم خالص متراکم‌سازی شده در شرایط یکسان مقایسه شد. ارزیابی نقش مکانیزم‌های استحکام‌دهی در خواص مکانیکی نمونه‌ها مستلزم مشاهده و تحلیل دقیق مشخصه‌های ریزساختاری و تحولات فازی رخ داده است. بنابراین، تحولات ریزساختاری توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی نشر میدانی (FE-SEM) و آنالیز پراش پرتو ایکس (XRD) بررسی شد. همچنین، چگالی ناهنجاری‌های ذخیره شده در نمونه‌های مختلف با استفاده از الگوهای پراش پرتو ایکس و بهره‌گیری از روابط موجود محاسبه شد. از نرم‌افزار Clemex و روش‌های آماری برای کمی‌سازی مشخصات ریزساختاری بهره گرفته شد. چگالی نمونه‌های متراکم‌سازی شده توسط روش ارشمیدس اندازه‌گیری شد. ارزیابی خواص مکانیکی نمونه‌های متراکم‌سازی شده توسط آزمون فشار تک‌محوری انجام گرفت. با بررسی‌های ریزساختاری و تعیین مشخصه‌های ریزساختار اعم از اندازه دانه و چگالی ناهنجاری‌های ذخیره شده، می‌توان کرنش سختی را به‌عنوان مکانیزم استحکام‌دهی اصلی در افزایش استحکام نمونه‌های متراکم‌سازی شده معرفی نمود. از طرفی، حضور عیوب ریزساختاری، سبب انحراف مقدار استحکام اندازه‌گیری شده توسط آزمون فشار تک محوری و مقدار پیش بینی شده توسط مکانیزم‌های استحکام‌دهی شد.

اطلاعات مقاله

دریافت: ۹۵/۳/۵

پذیرش: ۹۵/۵/۱۸

کلیدواژگان:

پرس در قالب زاویه دار (ECAP)

کامپوزیت زمینه آلومینیمی

ذرات آمورف $Al_{65}Cu_{20}Ti_{15}$

مکانیزم‌های استحکام‌دهی

Study of strengthening mechanisms in an Al-Cu-Ti metallic glass reinforced Al matrix composite consolidated by ECAP process

Mohammad Reza Rezaei, Seyed Hossein Razavi, Saeed G. Shabestari*

Center of Excellence for High Strength Alloys technology (CEHSAT), School of Metallurgy and Materials Engineering, Iran University of Science and Technology (IUST), Tehran, Iran

*P.O.B. 1684613114, Tehran, Iran, Shabestari@iust.ac.ir

Keywords

Equal channel angular pressing (ECAP)
Aluminum matrix composite
amorphous $Al_{65}Cu_{20}Ti_{15}$
Strengthening mechanisms

Abstract

In this study, equal channel angular pressing (ECAP) process was used to consolidate an Al-Cu-Ti metallic glass reinforced aluminum matrix composite. The role of strengthening mechanisms in the strength of developed composite was investigated. The composite with 13 wt% of amorphous reinforcements was produced and the mechanical properties were compared with pure Al specimen which consolidated in the same conditions. Precise study of microstructural features as well as phase transformations is necessary for evaluating the role of strengthening mechanisms on mechanical properties of consolidated specimens. Hence, microstructural evolutions were examined using field emission scanning electron microscopy (FE-SEM) and X-ray diffraction (XRD) method. Also, dislocations density was calculated through equations based on the characteristics of crystalline peaks in XRD patterns. Clemex software was also used to quantify the constituents of microstructures. The densities of the consolidated samples were measured by Archimedes method. Uniaxial compression test was utilized to determine the mechanical properties. Microstructural studies and assessment of microstructural features such as grain size and stored dislocations density revealed that strain hardening mechanism play the major role in the strengthening of consolidated specimens. On the other hand, presence of microstructural defects led to some discrepancies between measured and anticipated strength.

Please cite this article using:

Rezaei, M. R. Razavi, S. H. and Shabestari, S. G., "Study of strengthening mechanisms in an Al-Cu-Ti metallic glass reinforced Al matrix composite consolidated by ECAP process", In Persian, Journal of Science and Technology of Composites, Vol. 4, No. 2, pp. 171-178, 2017.

برای ارجاع به این مقاله از عبارت زیر استفاده نمایید:

۱- مقدمه

امروزه کامپوزیت‌های زمینه آلومینیمی به دلیل بروز خواص جالب مانند وزن کم، استحکام و مدول الاستیک بالا و همچنین مقاومت به سایش مورد توجه هستند [۱، ۲]. یکی از مهم‌ترین فرایندهای تولید قطعات کامپوزیتی زمینه آلومینیمی روش متالورژی پودر است. در این روش پس از تولید مخلوط پودری به صورت درجا و یا غیر واکنشی، عمل فشرده‌سازی و سپس تفجوشی قطعه کامپوزیتی تولید می‌شود. علی‌رغم پیش‌بینی تمهیدات تکنولوژیکی مختلف، کامپوزیت‌های تولیدی با این روش‌ها دارای عیوب ساختاری فراوانی هستند که خواص مکانیکی (استحکام و انعطاف‌پذیری) آن‌ها را تضعیف می‌کند [۳]. لذا، همچنان نیاز به استفاده از مواد و فرایندهای جدید برای غلبه بر مشکلات یادشده احساس می‌شود.

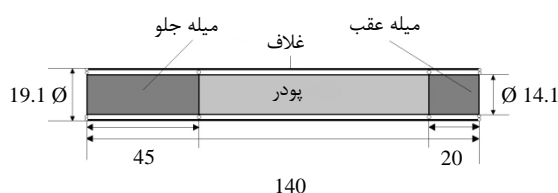
تقویت‌کننده‌های متداول برای کامپوزیت‌های زمینه آلومینیمی ذرات سرامیکی مانند Al_2O_3 و SiC هستند [۴، ۵]. استفاده از این ذرات به دلیل احتمال بروز واکنش‌های فصل مشترکی و تشکیل فازهای ترد و از طرفی، تشکیل تداخل‌های ریزساختاری به دلیل تفاوت ضرایب انبساط حرارتی زمینه و تقویت‌کننده با چالش جدی روبه‌رو است [۶]. در چند سال اخیر فلزات آمورف به دلیل بروز خواص ویژه، کاندیدای مناسبی برای جایگزینی تقویت‌کننده‌های سنتی بوده‌اند. فلزات آمورف موادی نیمه پایدار^۱ با ساختار نامنظم و خواص مکانیکی بی‌نظیر هستند [۷، ۸]. این ذرات به دلیل سختی و استحکام بسیار بالا به‌عنوان فاز تقویت‌کننده استفاده می‌شوند. سختی بالا در این مواد همراه با نرمی و چقرمگی شکست بسیار بالاتر در مقایسه با ذرات سرامیکی است [۹-۱۱]. همچنین به دلیل خصوصیات ساختاری مشابه فلزات به دلیل حضور عناصر فلزی در ساختار خود و زمینه فلزی کامپوزیت، فصل مشترک‌های تشکیل‌شده بین ذرات تقویت‌کننده و زمینه از کیفیت بالایی برخوردار است که این مشخصه باعث بهبود قابل‌ملاحظه خواص مکانیکی کامپوزیت خواهد شد [۱۲]. فلزات آمورف پایه آلومینیم که تنها حاوی عناصر فلزی هستند به‌خصوص این‌که مقادیر بالایی از عنصر آلومینیم در آن‌ها حضور دارند قابلیت استفاده به‌عنوان تقویت‌کننده در زمینه کامپوزیت‌های زمینه آلومینیم را دارا هستند. اول اینکه به دلیل تشابه ترکیبی زیاد با زمینه توانایی تشکیل فصل مشترک‌های مستحکم را با زمینه دارند و دوم مزیت نزدیکی ضریب انبساط حرارتی زمینه و تقویت‌کننده را به همراه دارند. این مزیت منجر به کاهش تنش‌های داخلی و احتمال رشد ترک در زمینه کامپوزیت می‌شود [۶].

استفاده از روش‌های تغییرشکل پلاستیکی شدید برای متراکم‌سازی ذرات پودر فلزی توسعه پیدا کرده است. از جمله روش‌های مهم تغییر شکل پلاستیکی شدید روش پرس در قالب زاویه‌دار (ECAP) است که در اوایل دهه نود میلادی معرفی شد. حین متراکم‌سازی با این روش به دلیل تغییرشکل‌های بسیار شدید لایه اکسیدی سطحی ذرات شکسته شده و اتصال مناسبی بین ذرات اتفاق می‌افتد [۱۳، ۱۴]. بنابراین توضیحات انتظار می‌رود که استفاده از ذرات تقویت‌کننده غنی از آلومینیم $Al_{65}Cu_{20}Ti_{15}$ (AMG^۲) در زمینه پودر آلومینیم و متراکم‌سازی پودر حاصل توسط فرایند ECAP سبب بروز خواص مکانیکی جالب توجهی در کامپوزیت حجیم تولیدی شود. در این مقاله، خواص مکانیکی کامپوزیت زمینه آلومینیمی با تقویت‌کننده ذرات آمورف $Al_{65}Cu_{20}Ti_{15}$ تولید شده با روش ECAP مورد بررسی قرار گرفته و مکانیزم‌های استحکام بخشی در آن شناسایی و تحلیل می‌شود.

۲- مواد و روش‌ها

در این پژوهش از آلومینیم خالص تجاری با اندازه ذرات متوسط $53 \mu m$ به‌عنوان زمینه کامپوزیت استفاده شد. همچنین، ذرات تقویت‌کننده آمورف $Al_{65}Cu_{20}Ti_{15}$ از روش آلیاژسازی مکانیکی تولید شد. عملیات آلیاژسازی مکانیکی در دستگاه آسیاکاری ماهواره‌ای پر انرژی دارای دو محفظه با حجم ۱۲۵ ml صورت پذیرفت. مخلوطی از پودرهای عنصری Al، Cu و Ti با ترکیب اتمی $Al_{65}Cu_{20}Ti_{15}$ به همراه ۰/۳ wt.% اسیداستئاریک به‌عنوان عامل کنترل‌کننده فرایند (PCA^۳) به محفظه آسیا اضافه شدند. شرایط آسیاکاری منتخب به صورت سرعت دوران ۳۰۰ rpm، قطر گلوله‌ها ۱۰ mm، نسبت وزنی گلوله به پودر ۱۰-BPR و زمان آسیاکاری تا مدت زمان ۳۰ ساعت تنظیم شد. همچنین برای جلوگیری از وقوع اکسیداسیون و ورود آلودگی به ذرات پودر، آسیاکاری در محیط گاز آرگون انجام پذیرفت. در ادامه ذرات پودر آلومینیم خالص به‌عنوان زمینه و پودر آمورف $Al_{65}Cu_{20}Ti_{15}$ تولید شده در مرحله قبل به مقدار ۱۳ درصد وزنی در دستگاه آسیای کم انرژی افقی مخلوط شدند. مخلوط‌سازی در شرایط سرعت چرخش ۱۰۰ rpm، قطر گلوله‌ها ۱۰ mm، نسبت گلوله به پودر ۰/۱-BPR و زمان آسیاکاری تا مدت زمان ۲ ساعت صورت پذیرفت. تصویر مربوط به پودر کامپوزیتی در مقاله مربوط به همین گروه پژوهشی ارائه شده است [۱۵].

از فرایند ECAP جهت متراکم‌سازی پودر آلومینیم خالص و مخلوط پودری آلومینیم و ذرات تقویت‌کننده آمورف استفاده شد. زاویه کانال (Φ) قالب برابر با ۹۰ درجه و زاویه انحنای خارجی (Ψ) برابر با ۲۰ درجه در نظر گرفته شد، تا کرنش تقریباً برابر با ۱ در هر پاس ECAP ایجاد شود. از یک غلاف (لوله) مسی برای گنجاندن مخلوط پودری استفاده شد. انتهای جلویی غلاف توسط میله مسی خالص مسدود شده و پس از ریختن پودر داخل غلاف، انتهای عقبی آن نیز توسط میله مسی دیگر بسته می‌شود. هندسه و ابعاد غلاف و میله‌های مورد استفاده در شکل ۱ نشان داده شده است. برای کاهش اصطکاک سطح داخلی کانال قالب و سطح غلاف مسی با روانکار حاوی MoS_2 آغشته شد. سپس غلاف مسی داخل کانال ورودی قالب قرار گرفت. متراکم‌سازی در دمای $250^\circ C$ در دستگاه پرس هیدرولیک با ظرفیت ۲۰۰ تن با سرعت حرکت پیستون در حالت بارگذاری برابر با ۲۰ میلی‌متر بر ثانیه صورت پذیرفت.



شکل ۱ هندسه و ابعاد غلاف و میله‌های مورد استفاده در این پژوهش (mm)

جهت شناسایی فازهای موجود در نمونه‌های پودری و حجیم از آنالیز پراش پرتو ایکس استفاده شد. آنالیز پراش پرتو ایکس با استفاده از دستگاه دیفرکتومتر مدل Jeol-JDX-8030 و با استفاده از تابش $K\alpha$ Cu در جریان

3. Process Control Agent

1. Metastable
2. $Al_{65}Cu_{20}Ti_{15}$ Metallic Glass

برای تعیین چگالی حقیقی قطعات از روش ارشمیدس مطابق با استاندارد ASTM B311-93 استفاده شد. بر طبق استاندارد، پیش از انجام آزمایش نمونه‌ها به‌طور کامل از چربی و ذرات گرد و غبار تمیز شدند و تحت پولیش کاری قرار گرفتند. چگالی تئوری نمونه کامپوزیتی با استفاده از قانون مخلوط‌ها^۳ و با دانستن چگالی فاز زمینه و تقویت‌کننده محاسبه شد. چگالی نسبی و درصد تخلخل توسط روابط (۶) و (۷) تعیین شد.

$$\rho_r(\%) = \frac{\rho_a}{\rho_t} \times 100 \quad (6)$$

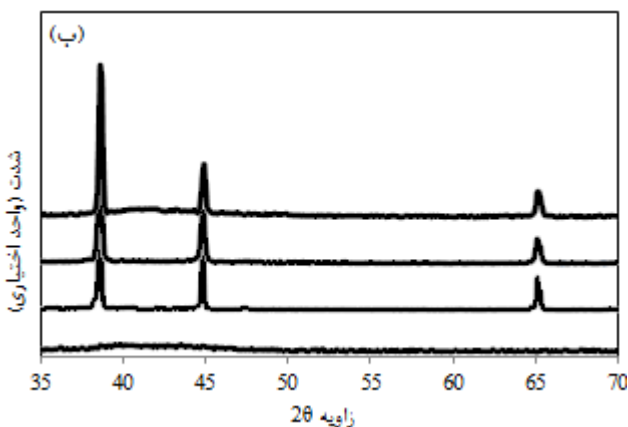
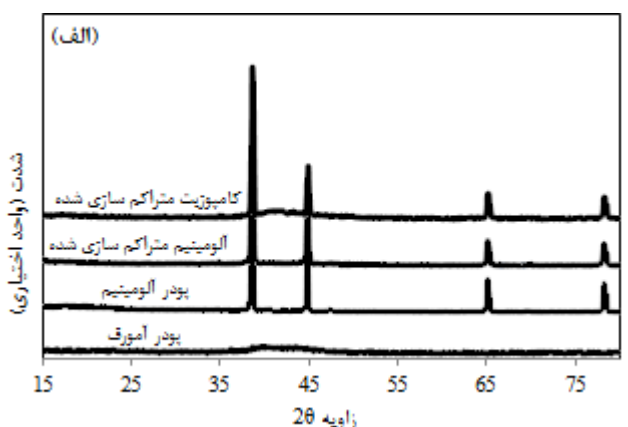
$$\text{Porosity}(\%) = \frac{\rho_t - \rho_a}{\rho_t} \times 100 \quad (7)$$

که در این روابط ρ_r چگالی نسبی، ρ_a چگالی حقیقی و ρ_t چگالی تئوری هستند.

آزمون فشار تک محوری روی نمونه‌های با قطر ۸ میلی‌متر و ارتفاع ۱۲ میلی‌متر (نسبت به ارتفاع به قطر ۱/۵) در نرخ کرنش $1/0 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ با استفاده از دستگاه آزمون Santam صورت پذیرفت. تهیه نمونه‌ها مطابق با استاندارد ASTM-E9 صورت پذیرفت.

۳- نتایج و بحث

در شکل ۲ الگوهای پراش پرتو ایکس مربوط به ذرات آلومینیم خالص، ذرات تولیدی آمورف و همچنین، نمونه آلومینیم خالص و کامپوزیت متراکم‌سازی شده نشان داده شده است.



شکل ۲ (الف): الگوهای پراش پرتو ایکس نمونه‌های مختلف و (ب): همان الگوها در بزرگ‌نمایی بیشتر

۲۰ mA و ولتاژ ۳۰ kV انجام شد. زاویه تابش 2θ در محدوده ۱۵ تا ۸۰ درجه تنظیم و آنالیز با اندازه گام ۰/۰۲ انجام شد.

از الگوهای پراش پرتو ایکس جهت تخمین اندازه کریستالیت و میکروکرنش (چگالی نابجایی‌ها) ذخیره‌شده در ساختارهای تحت تغییرشکل پلاستیکی شدید می‌توان استفاده کرد. روش‌های معروف شرر^۱ و ویلیامسون-هال^۲ به‌طور گسترده‌ای برای این منظور استفاده می‌شوند. علی‌رغم تفاوت‌های موجود، هر دو روش بر مبنای ارتباط اندازه دانه و میکروکرنش با پهنای پیک در نیمه ارتفاع (FWHM) توسعه یافته‌اند.

در این پژوهش از روش ویلیامسون-هال برای تخمین چگالی نابجایی‌های ذخیره‌شده استفاده می‌شود که به‌صورت رابطه (۱) است [۱۶].

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

در این رابطه B پهنای پیک در نیمه ارتفاع، θ زاویه پراش، K ثابت در حدود ۱، λ طول موج اشعه ایکس، D اندازه متوسط کریستالیت و ε میکروکرنش متوسط شبکه است. لازم به ذکر است که جهت حذف تأثیرات دستگاهی از الگوی XRD، تصحیح گوسین پارامتر B به‌صورت رابطه (۲) انجام می‌پذیرد [۱۷].

$$B^2 = B_{exp}^2 - B_{ins}^2 \quad (2)$$

در این رابطه B_{exp} مقدار FWHM از الگوی XRD و B_{ins} مقدار دستگاهی FWHM از یک ماده مرجع است. در این پژوهش، از پودرهای SiC به‌عنوان ماده مرجع استفاده شد که مقدار FWHM برابر با ۰/۰۹ داشت.

با توجه به رابطه (۱)، روش ویلیامسون-هال مستلزم حل رابطه دو مجهولی است که نیاز به حداقل دو پیک از الگوی XRD دارد. معمولاً در این روش نمودار $B \cos \theta$ در مقابل $\sin \theta$ رسم شده که عرض از مبدأ این نمودار، اندازه کریستالیت و شیب آن میکروکرنش شبکه را ارائه می‌دهد.

بر مبنای میکروکرنش و اندازه کریستالیت، روشی برای تخمین چگالی نابجایی‌ها در ساختارهای تغییرشکل شدید یافته به‌صورت روابط (۳) تا (۵) معرفی شده است [۱۷].

$$\rho = (\rho_D \times \rho_S)^{1/2} \quad (3)$$

$$\rho_D = \frac{3}{D^2} \quad (4)$$

$$\rho_S = \frac{6\pi\epsilon^2}{b^2} \quad (5)$$

در این روابط، ρ چگالی نابجایی، ρ_D سهم چگالی نابجایی از اندازه کریستالیت، ρ_S سهم چگالی نابجایی از میکروکرنش شبکه و b بردار برگرز است.

جهت بررسی ساختار دانه نمونه‌ها از میکروسکوپ الکترونی روبشی نشر میدانی استفاده شد. آماده‌سازی نمونه‌ها با انجام عملیات سنباده‌زنی و پولیش مکانیکی شروع شد. در ادامه عملیات الکتروپولیش با استفاده از محلول حاوی ۷۰٪ اتانول و ۳۰٪ اسیدنیتریک در ولتاژ ۱۲ ولت و به مدت ۱۹ ثانیه صورت پذیرفت. ترکیب محلول و همچنین ولتاژ اعمالی و مدت زمان نگهداری در محلول پس از انجام چندین عملیات الکتروپولیش و بررسی ریزساختاری سطوح حاصل بهینه شد. همچنین، بررسی کمی مشخصه‌های ریزساختاری به کمک نرم افزار Clemex صورت پذیرفت.

1. Scherrer
2. Williamson-Hall

3. Rule of mixtures

با تفاوت چگالی نابیجایی پودر آلومینیم خالص و آلومینیم خالص متراکم‌سازی شده (چگالی نابیجایی تولید شده حین ECAP) یعنی $m^{-2} \times 10^{14} \times 3/83$ دارد. دلیل این تفاوت را می‌توان به عدم اختصاص تمام کرنش اعمالی به تولید نابیجایی در ریزساختار نسبت داد. پژوهش‌های پیشین نشان می‌دهند که قسمتی از کرنش پلاستیکی شدید اعمالی به دلیل نرخ کرنش بالا صرف تولید گرمای آدیاباتیک درون ماده می‌شود [۲۰]. همچنین، اصطکاک بین نمونه و دیواره قالب سبب تولید گرما می‌شود [۲۱]. گرمای تولید شده بسته به نوع ماده و سرعت تغییرشکل تا حدود ۷۰ درجه کلوین نیز می‌رسد [۲۲]. خود این گرمای تولیدی می‌تواند منجر به بازیابی قسمتی از نابیجایی‌ها حین تغییرشکل و وقوع تغییرات ریزساختاری گسترده درون ماده شود [۲۲، ۲۳]. از طرف دیگر با توجه به جدول ۱ حضور ذرات تقویت‌کننده در زمینه نمونه کامپوزیتی باعث افزایش چگالی نابیجایی‌ها در مقایسه با نمونه خالص شده است. به‌طوریکه چگالی نابیجایی‌ها با افزودن ۱۳ درصد وزنی تقویت‌کننده به آلومینیم خالص از $m^{-2} \times 10^{14} \times 6/62$ به $m^{-2} \times 10^{14} \times 10/93$ پس از متراکم‌سازی رسیده است. ذرات تقویت‌کننده از دو طریق روی تغییر چگالی نابیجایی‌ها تأثیرگذارند:

- تغییرشکل موضعی اطراف ذرات
- تفاوت ضریب انبساط حرارتی ذرات تقویت‌کننده و زمینه

در اثر اعمال تغییرشکل‌های پلاستیک شدید در اطراف ذرات تقویت‌کننده با اندازه نسبتاً بزرگ، نواحی تغییرشکل در مجاورت ذرات^۲ به دلیل چرخش موضعی شبکه نزدیک ذرات تشکیل می‌شوند. این نواحی در حقیقت، حاوی ساختار پیچیده‌ای از نابیجایی‌ها هستند. اندازه و توزیع این نواحی در وهله اول به کرنش اعمالی و اندازه ذرات و سپس به شکل و کیفیت فصل مشترک ذرات و زمینه بستگی دارد [۱۸]. تفاوت ضریب انبساط حرارتی ذرات تقویت‌کننده و زمینه نیز سبب تشکیل نابیجایی در مجاورت فصل مشترک به دلیل ایجاد تنش‌های حرارتی چندجهتی^۳ حین سرد شدن از دمای تغییرشکل می‌شود [۲۴].

ریزساختار میکروسکوپی FE-SEM از ساختار دانه‌بندی نمونه آلومینیم خالص و نمونه کامپوزیتی متراکم‌سازی شده در شکل ۳ نشان داده شده است. ذره تقویت‌کننده آمورف به صورت یک لکه سفید رنگ در شکل ۳-ب مشخص است. اندازه متوسط دانه‌ها برای نمونه‌های آلومینیم خالص و کامپوزیتی به ترتیب $1/45 \mu\text{m}$ و $1/08 \mu\text{m}$ به‌دست آمد.

علت کاهش اندازه دانه زمینه در حضور ذرات تقویت‌کننده را می‌توان به جوانه زنی دانه‌ها در مجاورت فصل مشترک ذرات و زمینه حین تغییرشکل پلاستیکی شدید نسبت داد. جوانه‌زنی دانه‌های جدید در فصل مشترک ذرات تقویت‌کننده و زمینه حین تغییرشکل پلاستیکی شدید تحت عنوان جوانه‌زنی ناشی از ذرات^۴ شناخته می‌شود [۱۸].

برای فعال شدن پدیده جوانه‌زنی، حضور ذرات با یک اندازه حداقلی (ذرات با قطر بزرگتر از حدود ۱ میکرومتر) شرط لازم است. نواحی تغییرشکل^۵ که در اطراف ذرات تقویت‌کننده تشکیل می‌شوند به‌عنوان منبع جوانه زنی ناشی از ذرات عمل کرده و تأثیر مستقیمی روی اندازه دانه‌های زمینه خواهد داشت. در بیشتر موارد حداکثر یک دانه در فصل مشترک ذرات و زمینه جوانه‌زنی می‌کنند ولی در حضور ذرات تقویت‌کننده بزرگتر (قطر ۵

الگوی پراش پرتو ایکس مربوط به ذرات پودر آلومینیم خالص مؤید عدم حضور مقادیر قابل توجه ناخالصی در پودر است. همان‌طور که مشاهده می‌شود هیچگونه پیک مشخصه‌ای مربوط به فازهای کریستالی در الگوی مربوط به ذرات آمورف قابل مشاهده نیست. تنها یک پیک پهن که مشخصه‌ی تشکیل فاز آمورف $\text{Al}_{65}\text{Cu}_{20}\text{Ti}_{15}$ است در بازه $50^\circ \leq 2\theta \leq 35^\circ$ تشکیل شده است. بنابراین، انجام فرایند آسیاکاری مکانیکی روی مخلوط پودری به مدت ۳۰ ساعت با شرایط ذکر شده منجر به تشکیل ذرات پودر با ساختار کاملاً آمورف شده است.

با توجه به شکل ۲ پیک پهن مربوط فاز آمورف $\text{Al}_{65}\text{Cu}_{20}\text{Ti}_{15}$ در نمونه‌ی کامپوزیتی بدون تغییر حفظ شده است. این به معنای حفظ طبیعت آمورف ذرات تقویت‌کننده پس از متراکم‌سازی است. به عبارت دیگر پدیده کریستاله شدن فاز آمورف حین فرایند ECAP در این شرایط رخ نداده است. همچنین، محصولات ناشی از وقوع واکنش شیمیایی بین ذرات تقویت‌کننده و زمینه تشکیل نشده‌اند. نکته دیگر کاهش ارتفاع و همچنین، افزایش پهنای پیک‌های کریستالی مربوط به نمونه‌های آلومینیم خالص و کامپوزیتی متراکم‌سازی شده در مقایسه با نمونه پودر آلومینیم خالص است (شکل ۲-ب). این موضوع به معنای افزایش مقدار عیوب (نابیجایی‌ها) در ریزساختار است که در ادامه به آن پرداخته می‌شود. چگالی نابیجایی‌های محاسبه شده از الگوی پراش پرتو ایکس مربوط به نمونه‌های مختلف در جدول ۱ ارائه شده است.

جدول ۱ چگالی نابیجایی‌های محاسبه شده برای نمونه‌های مختلف

نمونه	چگالی نابیجایی‌ها ($\times 10^{14} \text{ m}^{-2}$)
پودر آلومینیم	۲/۷۹
آلومینیم متراکم‌سازی شده	۶/۶۲
کامپوزیت متراکم‌سازی شده	۱۰/۹۳

اولین نکته‌ای که از جدول ۱ ملاحظه می‌شود، افزایش قابل توجه چگالی نابیجایی‌ها پس از انجام فرایند تغییرشکل پلاستیکی شدید است. به‌طوری‌که، چگالی نابیجایی‌ها برای نمونه آلومینیم خالص پس از انجام ECAP به $m^{-2} \times 10^{14} \times 6/62$ رسید که افزایش حدود ۱۳۵ درصدی را نسبت به نمونه‌ی پودری نشان می‌دهد. افزایش چگالی نابیجایی‌ها در اثر اعمال تغییرشکل از به دام افتادن نابیجایی‌های موجود و تولید نابیجایی‌های جدید نشأت می‌گیرد [۱۸]. در اثر اعمال تغییرشکل پلاستیکی شدید، منابع مختلف تولید نابیجایی مانند فرانک-رید^۱ فعال می‌شوند [۱۹]. حین اعمال تغییرشکل، نابیجایی‌ها (با بردار برگرز b) مسافت متوسط L را طی می‌کنند و چگالی نابیجایی‌ها با رابطه (۸) به کرنش حقیقی (ϵ) مرتبط می‌شود [۱۸].

$$\epsilon = \rho bL \quad (8)$$

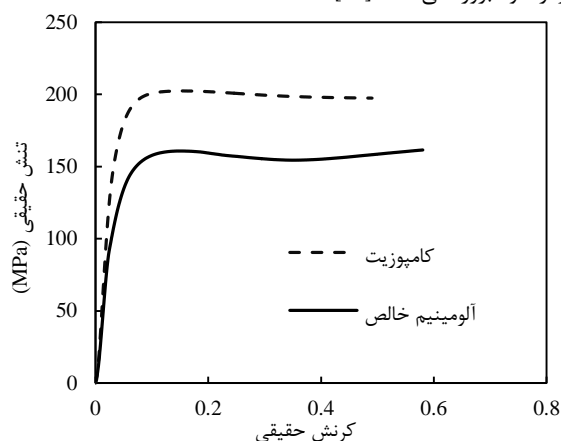
فاصله L عموماً اندازه دانه یا فاصله بین ذرات تقویت‌کننده در نظر گرفته می‌شود. در ادامه ملاحظه می‌شود که اندازه متوسط دانه‌ها برای نمونه آلومینیم خالص در حدود $1/4 \mu\text{m}$ حاصل می‌شود و در اینجا همین مقدار برای L لحاظ می‌شود. با در نظر گرفتن $\epsilon = 1$ (کرنش معادل پس از یک پاس ECAP) و $b = 0/286 \text{ nm}$ ، مقدار چگالی نابیجایی‌ها تولیدی در اثر اعمال یک پاس ECAP در حدود $m^{-2} \times 10^{15} \times 2/5$ به‌دست می‌آید. این مقدار فاصله زیادی

2. Particle Deformation Zones
3. Heavily Built Multidirectional Thermal Stresses
4. Particle Stimulated Nucleation (PSN)
5. Deformation Zones

1. Frank-Read

تا ۱۰ میکرومتر) احتمال جوانه‌زنی بیشتر از یک دانه به ازای هر ذره افزایش می‌یابد [۱۸].

نمونه‌ها رفتار کارسختی قابل ملاحظه‌ای را هنگام انجام آزمون کشش و یا فشار از خود بروز نمی‌دهند [۲۶].

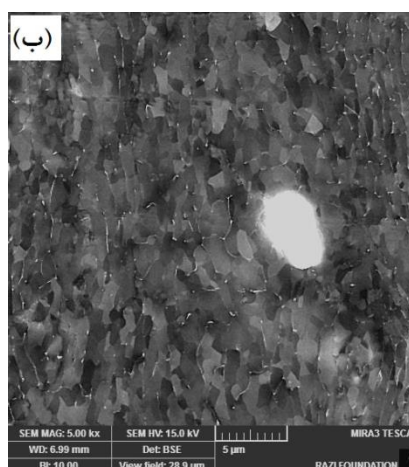
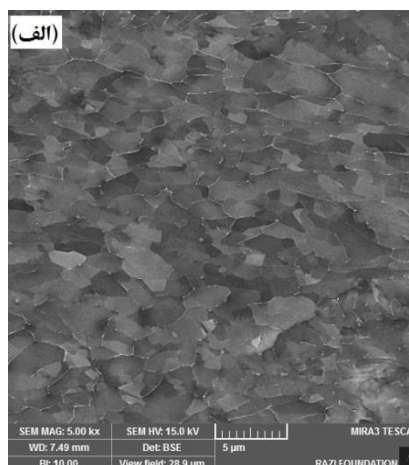


شکل ۴ منحنی‌های تنش-کرنش حقیقی نمونه‌های آلومینیم خالص و کامپوزیت

به‌طور کلی افزایش چگالی نابجایی‌ها حین تغییرشکل و تقابل و اندرکنش آن‌ها با یکدیگر به‌عنوان عامل اصلی برای بروز رفتار کارسختی در فلزات شناخته می‌شود. پس از انجام تغییرشکل پلاستیکی شدید، چگالی نابجایی‌ها افزایش قابل توجه می‌یابد. این نابجایی‌ها در مرزهای دانه‌ها تجمع یافته و تشکیل مرزهای دانه غیرتعادلی^۴ را می‌دهند. این مرزهای غیرتعادلی قابلیت جذب نابجایی‌های درون دانه‌ها را دارا هستند که باعث کاهش تجمع و اندرکنش آن‌ها درون دانه‌ها می‌شوند. لذا وقوع بازیابی در اثر جذب نابجایی‌ها توسط مرزهای غیرتعادلی قابلیت کارسختی نمونه‌ها را کاهش می‌دهد. همچنین، در شرایطی که نابجایی‌های زیادی جذب این مرزهای غیرتعادلی می‌شوند شرایط لغزش مرزهای دانه فراهم می‌شود که یکی دیگر از دلایل کاهش پدیده کارسختی در نمونه‌های تغییرشکل شدید یافته تلقی می‌شود. چگالی نابجایی‌ها در یک ساختار تغییرشکل شدید یافته توسط رابطه (۹) قابل محاسبه است [۲۷].

$$\rho = \frac{\alpha \epsilon \tau}{bd} \quad (9)$$

در این رابطه، b بردار برگرز، d اندازه دانه متوسط، ϵ نرخ کرنش، α ثابت و τ زمان لازم برای جذب نابجایی‌ها توسط مرزهای غیرتعادلی است. با جایگذاری مقادیر $\rho \approx 10^{14} \text{ m}^{-2}$ ، $\rho \approx 1.1 \times 10^{-6} \text{ m}$ ، $b = 2.86 \times 10^{-10} \text{ m}$ ، $\rho \approx 10^{14} \text{ m}^{-2}$ و $\epsilon = 1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ در رابطه ۹ مقدار τ در حدود ۱۳ ثانیه محاسبه می‌شود. با توجه به مدت زمان انجام آزمون فشار که از مقدار τ بیشتر است زمان لازم برای جذب نابجایی‌ها به مرزهای دانه فراهم است. بنابراین، پدیده بازیابی نابجایی‌ها در اینجا فعال شده و کارسختی ناشی از اندرکنش نابجایی‌ها رخ نمی‌دهد. از طرفی با توجه به شکل ۴ استحکام تسلیم برای نمونه کامپوزیتی در حدود ۱۸۴ است که افزایش ۵۲ درصدی را نسبت به نمونه آلومینیم خالص نشان می‌دهد. به منظور بررسی دقیق خواص مکانیکی، مکانیزم‌های استحکام‌دهی در نمونه‌های متراکم‌سازی شده بررسی می‌شود. مکانیزم‌های استحکام‌دهی مؤثر برای نمونه آلومینیم خالص شامل ریزش دانه‌ها و کرنش سختی در نتیجه افزایش چگالی نابجایی‌ها ناشی از اعمال تغییرشکل پلاستیکی شدید هستند. برای نمونه کامپوزیتی مکانیزم تأثیر مستقیم ذرات تقویت‌کننده در استحکام‌دهی و همچنین، افزایش چگالی



شکل ۳ تصاویر FE-SEM از نمونه‌های (الف): آلومینیم خالص و (ب): کامپوزیت متراکم‌سازی شده

چگالی نسبی نمونه آلومینیم خالص و نمونه کامپوزیتی به ترتیب ۹۸/۵۷ و ۹۶/۱۱ درصد حاصل شد. بدیهی است که چگالی نسبی بالاتر به معنای درصد تخلخل کمتر نمونه‌ها است. مکانیزم‌های مختلفی از جمله خردشدن موضعی^۱، قفل‌شدن مکانیکی^۲ و بازآرایی ذرات^۳ در نتیجه تغییرشکل پلاستیکی شدید حین ECAP مسئول افزایش چگالی در کامپوزیت‌ها تلقی می‌شوند [۲۵]. علت میزان تخلخل بیشتر نمونه کامپوزیتی را می‌توان به دخالت ذرات تقویت‌کننده در فرایند متراکم‌سازی نسبت داد. حضور ذرات تقویت‌کننده آمورف از تطبیق موضعی ذرات همسایه زمینه جلوگیری کرده و مساحت فصل مشترک بین ذرات زمینه را کاهش می‌دهد و لذا سبب تأثیر منفی در مکانیزم‌های فوق می‌شود.

منحنی‌های تنش-کرنش حقیقی حاصل از آزمون فشار تک محوری برای نمونه‌های آلومینیم خالص و کامپوزیت متراکم‌سازی شده در شکل ۴ نشان داده شده است. نکته مشترک در این منحنی‌ها مشاهده روند اشباع پس از نقطه تسلیم است. به عبارت دیگر، منحنی‌ها نشانگر رفتار کرنش سختی متداول در فلزات پس از وقوع تسلیم نیستند. این پدیده یک رفتار مرسوم در مورد موادی است که تحت تغییرشکل پلاستیکی شدید قرار گرفته‌اند. این

1. Localized Fragmentation
2. Mechanical Interlocking
3. Rearrangement of Particles

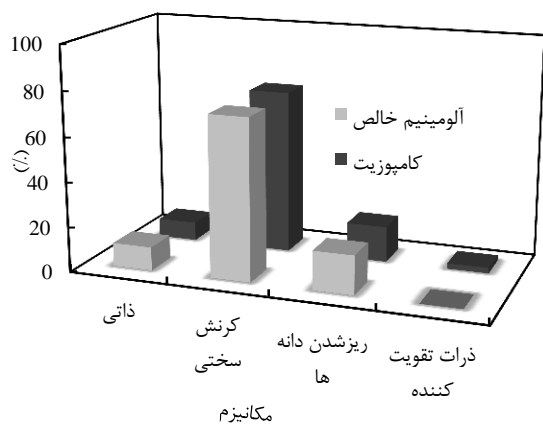
4. Non-equilibrium boundaries

با قرار دادن مقادیر به دست آمده برای افزایش استحکام تسلیم ناشی از مکانیزم‌های استحکام‌دهی مختلف در رابطه‌ی (۱۴) می‌توان استحکام تسلیم را برای نمونه‌های مختلف پیش‌بینی نمود.

$$\sigma_{Predic} = \sigma_0 + \Delta\sigma_G + \Delta\sigma_{Load} + \Delta\sigma_{Dis} \quad (14)$$

در این رابطه σ_{Predic} استحکام تسلیم پیش‌بینی شده و σ_0 تنش اصطکاکی (ذاتی) (حدود ۲۰ MPa برای آلومینیوم) است. مقادیر استحکام تسلیم پیش‌بینی شده برای نمونه‌های آلومینیوم خالص و کامپوزیت به ترتیب ۱۹۰/۳۵ و ۲۴۰/۷۵ MPa حاصل شد. مقایسه این مقادیر با مقادیر تجربی حاصل از نمودارهای شکل ۴ نشان می‌دهد که مقادیر محاسبه شده بر مبنای مکانیزم‌های استحکام‌دهی بالاتر از مقادیر تجربی است. به عنوان مثال اختلاف حدود ۳۰ درصدی بین مقدار استحکام تسلیم پیش‌بینی شده و استحکام تسلیم تجربی برای نمونه کامپوزیتی حاصل شد. دلیل این تفاوت مشاهده شده را می‌توان به حضور تخلخل‌های میکرومتری در ریزساختار نمونه‌های متراکم‌سازی شده نسبت داد. به عبارت دیگر استحکام تسلیم پیش‌بینی شده توسط مکانیزم‌های استحکام‌دهی، عیوب موجود در ریزساختار را در نظر نمی‌گیرد. تخلخل تأثیر عمده‌ای روی خواص مکانیکی نمونه‌ها دارد. حضور این نواحی در ریزساختار سبب تأمین سایت‌های ترجیحی جوانه‌زنی ترک و رشد آن می‌شود. حضور تخلخل در ریزساختار به معنی کاهش سطح مؤثر تحت بارگذاری است که تأثیر منفی روی استحکام دارد. به عبارت دیگر، سطح باربر کامپوزیت در اثر حضور تخلخل کاهش می‌یابد. می‌توان فرض کرد که ناحیه‌ی دارای عیب ابتدا تسلیم می‌شود بنابراین تمرکز کرنش در نواحی دیگر اتفاق می‌افتد که وقوع پدیده تسلیم را سرعت می‌بخشد.

از طرف دیگر، درصد سهم هر کدام از مکانیزم‌های استحکام‌دهی در افزایش استحکام تسلیم نمونه‌های مختلف در شکل ۵ نمایش داده شده است.



شکل ۵ سهم مکانیزم‌های استحکام‌دهی در افزایش استحکام تسلیم نمونه‌های آلومینیوم خالص و کامپوزیت

با توجه شکل ۵، مکانیزم کرنش سختی ناشی از افزایش چگالی نایجایی‌ها حین ECAP مهم‌ترین نقش را در استحکام‌دهی دو نمونه داشته است. مکانیزم ریزشدن دانه‌ها جایگاه دوم را از این منظر به خود اختصاص داده است. همچنین، استحکام‌دهی مستقیم ناشی از ذرات تقویت‌کننده که نقشی در استحکام بخشی نمونه آلومینیوم خالص ندارد رتبه آخر را در افزایش استحکام نمونه کامپوزیتی نیز داراست. به‌طور کلی مکانیزم‌های استحکام‌دهی در کامپوزیت‌ها به دو دسته‌ی مستقیم و غیرمستقیم تقسیم‌بندی

نایجایی‌ها ناشی از تفاوت ضریب انبساط حرارتی زمینه و تقویت‌کننده نیز به موارد بالا اضافه می‌شود. اثر اندازه دانه روی افزایش استحکام توسط رابطه معروف هال-پتچ^۱ و به صورت رابطه (۱۰) توضیح داده می‌شود.

$$\Delta\sigma_G = kd^{-1/2} \quad (10)$$

در این رابطه d اندازه دانه متوسط و k شیب رابطه هال-پتچ است که میزان سختی لغزش متقاطع را در ساختار مشخص می‌کند. مقدار k برای آلومینیوم در حدود $40 \text{ MPa}\sqrt{\mu\text{m}}$ است [۲۸].

سهم مکانیزم کرنش سختی ناشی از تولید نایجایی‌ها حین اعمال تغییر شکل پلاستیکی شدید در افزایش استحکام کامپوزیت با رابطه (۱۱) داده می‌شود [۲۹].

$$\Delta\sigma_{Dis} = M\alpha G b \rho^{1/2} \quad (11)$$

در این رابطه M ضریب تیلور (۳/۰۶ برای آلومینیوم [۳۰]) ثابت برابر با 0.24 [۲۸]، G مدول برشی (۲۵/۴ GPa) بردار برگرز (۰/۲۸۶ nm) و ρ چگالی نایجایی‌ها است.

همچنین، رابطه زیر تأثیر مکانیزم کرنش سختی ناشی از تولید نایجایی‌ها در اثر تفاوت ضریب انبساط حرارتی ذرات و زمینه در افزایش استحکام را به صورت ریاضی با رابطه (۱۲) نشان می‌دهد [۳۱].

$$\Delta\sigma_{CTE} = \alpha G b \left(\frac{12\Delta T}{b(1-V_p)} \frac{\Delta C V_p}{d_p} \right)^{1/2} \quad (12)$$

در این رابطه ΔT تفاوت دمای فرایند و آزمون، ΔC تفاوت ضریب انبساط حرارتی و d_p قطر رسوبات است.

با توجه به در اختیار داشتن مقدار کل چگالی نایجایی‌ها با محاسبه از طریق الگوهای XRD که ناشی از دو مکانیزم تغییر شکل پلاستیکی شدید و تفاوت ضریب انبساط حرارتی زمینه و تقویت‌کننده است افزایش استحکام ناشی از این دو مکانیزم را می‌توان با قرار دادن چگالی نایجایی کل در رابطه ۱۱ به دست آورد. مجموع این دو مکانیزم را می‌توان تحت عنوان مکانیزم کرنش سختی در نظر گرفت.

تأثیر مکانیزم استحکام‌دهی مستقیم ناشی از حضور ذرات تقویت‌کننده در افزایش استحکام را با رابطه (۱۳) می‌توان بررسی کرد [۳۲].

$$\Delta\sigma_{Load} = \frac{1}{2} V_p \sigma_m \quad (13)$$

که در این رابطه V_p درصد حجمی ذرات تقویت‌کننده و σ_m استحکام تسلیم زمینه است.

مقدار افزایش استحکام ناشی از مکانیزم‌های مختلف برای نمونه آلومینیوم خالص و نمونه کامپوزیت در جدول ۲ ارائه شده است.

جدول ۲ مقادیر افزایش استحکام ناشی از مکانیزم‌های استحکام‌دهی مختلف برای

نمونه‌های متراکم‌سازی شده		
مکانیزم استحکام‌دهی	آلومینیوم خالص	کامپوزیت
کرنش سختی	۱۳۷/۱۳	۱۷۶/۲۱
ریزشدن دانه‌ها	۳۳/۲۲	۳۸/۴۹
ذرات تقویت‌کننده	۰	۶/۰۵

1. Hall-Petch

- Reinforced Al Based MMCs," *Materials Science and Engineering A*, Vol. 444, pp. 206-213, 2007.
- [13] Lui, E. Xu, W. Wu, X. and Xia, K., "Multiscale two-phase Ti-Al with high strength and plasticity through consolidation of particles by severe plastic deformation," *Scripta Materialia*, Vol. 65, pp. 711-714, 2011.
- [14] Darling, K.A. Tschopp, M.A. Guduru, R.K. Yin, W.H. Wei, Q. and Kecskes, L.J., "Microstructure and Mechanical Properties of Bulk Nanostructured Cu-Ta Alloys Consolidated by Equal Channel Angular Extrusion," *Acta Materialia*, Vol. 76, pp. 168-185, 2014.
- [15] Rezaei, M.R. Razavi, S.H. and Shabestari, S.G., "Development of a Novel Al-Cu-Ti Metallic Glass Reinforced Al Matrix Composite Consolidated Through Equal Channel Angular Pressing (ECAP)," *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 673, pp. 17-27, 2016.
- [16] Williamson, G.K. and Hall, W.H., "X-ray Line Broadening From Filed Aluminium And Wolfram," *Acta Metallurgica*, Vol. 1, pp. 22-31, 1953.
- [17] Farshidi, M.H. Kazeminezhad, M. and Miyamoto, H., "Severe Plastic Deformation of 6061 Aluminum Alloy Tube With Pre And Post Heat Treatments," *Materials Science and Engineering A*, Vol. 563, pp. 60-67, 2013.
- [18] Humphreys, F.J., "Recrystallization and Related Annealing Phenomena," Second ed., Elsevier, Oxford, pp. 14-15, 2004.
- [19] Bratov, V. and Borodin, E.N., "Comparison of Dislocation Density Based Approaches for Prediction Of Defect Structure Evolution In Aluminium And Copper Processed by ECAP," *Materials Science and Engineering A*, Vol. 631, pp. 10-17, 2015.
- [20] Jamaati, R. Toroghinejad, M.R. Dutkiewicz, J. and Szpunar, J.A., "Investigation of Nanostructured Al/Al₂O₃ Composite Produced By Accumulative Roll Bonding Process," *Materials & Design*, Vol. 35, pp. 37-42, 2012.
- [21] Kim, H. and Seop, N.B., "Prediction of Temperature Rise in Equal Channel Angular Pressing," *Materials Transactions*, Vol. 42, pp. 536-538, 2001.
- [22] Pei, Q.X. Hu, B.H. Lu, C. and Wang, Y.Y., "A Finite Element Study Of The Temperature Rise During Equal Channel Angular Pressing," *Scripta Materialia*, Vol. 49, pp. 303-308, 2003.
- [23] Seop, H. Kim, P.Q. Seo, M. H. Hong, S.I. Baik, K.H. and Nghiep, D.M., "Process Modelling of Equal Channel Angular Pressing for Ultrafine Grained Materials," *Materials Transactions*, Vol. 45, pp. 2172-2176, 2004.
- [24] Jamaati, R. Amir Khanlou, S. Toroghinejad, M.R. and Niroumand, B., "Effect of Particle Size on Microstructure and Mechanical Properties of Composites Produced By ARB Process," *Materials Science and Engineering A*, Vol. 528, pp. 2143-2148, 2011.
- [25] Lapovok, R. Tomus, D. and Muddle B.C., "Low-Temperature Compaction of Ti6Al4V Powder Using Equal Channel Angular Extrusion with Back Pressure," *Materials Science and Engineering A*, Vol. 490, pp. 171-180, 2008.
- [26] Valiev, R. Z. and Langdon, T. G., "Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement," *Progress in Materials Science*, Vol. 51, pp. 81-981, 2006.
- [27] Valiev, R.Z. Islamgaliev, R.K. and Alexandrov, I.V., "Bulk Nanostructured Materials From Severe Plastic Deformation," *Progress in Materials Science*, Vol. 45, pp. 103-189, 2000.
- [28] Hansen, N., "Hall-Petch Relation And Boundary Strengthening," *Scripta Materialia*, Vol. 51, pp. 801-806, 2004.
- [29] Bowen, J.R. Prangnell, P.B. Juul Jensen, D. and Hansen, N., "Microstructural Parameters And Flow Stress In Al-0.13% Mg Deformed By ECAE Processing," *Materials Science and Engineering A*, Vol. 387-389, pp. 235-239, 2004.
- [30] Yoo, S.J. Han, S.H. and Kim, W.J., "Strength and Strain Hardening of Aluminum Matrix Composites with Randomly Dispersed Nanometer-Length Fragmented Carbon Nanotubes," *Scripta Materialia*, Vol. 68, pp. 711-714, 2013.
- [31] Kim, W.J. Park, I.B. and Han, S.H. "Formation of a Nanocomposite-Like Microstructure In Mg-6Al-1Zn Alloy," *Scripta Materialia*, Vol. 66, pp. 590-593, 2012.
- [32] Miller, W.S. and Humphreys, F.J., "Strengthening Mechanisms In Particulate Metal Matrix Composites," *Scripta Metallurgica et Materialia*, Vol. 25, pp. 33-38, 1991.
- [33] Wang, Z. Prashanth, K.G. Scudino, S. Chaubey, A.K. Sordet, D.J. and Zhang, W.W., "Tensile Properties of Al Matrix Composites Reinforced with in Situ Devitrified Al₈₄Gd₆Ni₇Co₃ Glassy Particles," *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 586, pp. 419-422, 2014.

می‌شوند [۳۳]. استحکام‌دهی مستقیم در نتیجه‌ی مکانیزم انتقال بار از زمینه به ذرات تقویت‌کننده رخ می‌دهد. اما استحکام‌دهی غیرمستقیم از تغییرات ریزساختاری ناشی از حضور ذرات تقویت‌کننده در زمینه کامپوزیت نشأت می‌گیرد. کرنش سختی اضافی حین اعمال تغییر شکل پلاستیکی شدید و ریزش دانه‌ها که هر دو در اثر حضور ذرات تقویت‌کننده تشدید می‌شوند مثال‌هایی از استحکام‌دهی غیرمستقیم هستند. مکانیزم کرنش سختی که بر مبنای شکل ۵ سهم اصلی را در استحکام‌دهی کامپوزیت بر عهده دارد متأثر از حضور ذرات تقویت‌کننده است. بنابراین، نقش ذرات تقویت‌کننده در افزایش استحکام کامپوزیت نباید تنها به استحکام‌دهی مستقیم ناشی از ذرات تقویت‌کننده محدود شود و تأثیر مثبت آن در سایر مکانیزم‌های استحکام‌دهی نیز بایستی مدنظر قرار گیرد.

۴- نتیجه‌گیری

در این پژوهش نقش مکانیزم‌های استحکام‌دهی مختلف در خواص مکانیکی کامپوزیت زمینه آلومینیومی تقویت شده با ذرات آمورف Al₆₅Cu₂₀Ti₁₅ مورد بررسی قرار گرفت. چگالی نابجایی‌ها پس از متراکم‌سازی توسط فرایند ECAP افزایش قابل توجهی پیدا کرد. ذرات تقویت‌کننده نقش مثبتی را در افزایش چگالی نابجایی‌ها ایفا کردند. میزان تخلخل نمونه‌ی کامپوزیتی در مقایسه با نمونه آلومینیم خالص بالاتر بود. مکانیزم کرنش سختی سهم قابل توجهی (حدود ۸۰ درصد) را در بهبود استحکام تسلیم نمونه‌های متراکم‌سازی شده به خود اختصاص داد. همچنین، مقادیر استحکام پیش‌بینی شده توسط مکانیزم‌های استحکام‌دهی نسبت به مقادیر تجربی انحراف داشت.

۵- تقدیر و تشکر

از حمایت‌های قطب علمی فناوری آلیاژهای با استحکام بالا دانشگاه علم و صنعت ایران و صندوق حمایت از پژوهشگران و فناوران کشور در اجرای این طرح تحقیقاتی (شماره طرح: ۹۳۰۲۷۴۷۳) تشکر و قدردانی می‌شود.

۶- مراجع

- [1] Lloyd, D. J., "Particles Reinforced Aluminum and Magnesium Matrix Composites," *International Materials Reviews*, Vol 39, No. 1, pp. 1-23, 1994.
- [2] Kainer, K. U., "Metal Matrix Composites," First ed., WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, Weinheim, pp. 95, 2006.
- [3] Sanderow, H. L., "ASM Handbook, Volume 7, Powder Metallurgy," Tenth ed., ASM International, pp. 29, 1998.
- [4] Jayalaxhmi S. and Gupta, M., "Metallic Amorphous Alloy Reinforcements in Light Metal Matrices," *SpringerBriefs in Materials*, Springer, New York, pp. 2, 2015.
- [5] Polmear, I. J., "Light Alloys," Fourth edition, Elsevier, Oxford, p. 384, 2006.
- [6] Yang, Q. Zhang, Y. Zhang, H. Zheng, R. Xiao, W. and Ma, C., "Fabrication of Al-Based Composites Reinforced With In Situ Devitrified Al₈₄Ni_{8.4}Y_{4.8}La_{1.8}Co₁ Particles By Hot Pressing Consolidation," *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 648, pp. 382-388, 2015.
- [7] Lee, M.H. Kim, J.H. Park, J.S. Kim, J.C. Kim, W.T. and Kim, D.H., "Fabrication of Ni-Nb-Ta Metallic Glass Reinforced Al-Based Alloy Matrix Composites by Infiltration Casting Process," *Scripta Materialia*, Vol. 50, pp. 1367-1371, 2004.
- [8] Dudina, D.V. Georganakos, K. Aljerf, M. Li, Y. Braccini, M. Yavari, A. R. and Inoue, A., "Cu-Based Metallic Glass Particle Additions To Significantly Improve Overall Compressive Properties Of An Al Alloy," *Composites: Part A*, Vo. 41, pp. 1551-1557, 2010.
- [9] Inoue, A., "Stabilization of Metallic Supercooled Liquid and Bulk Amorphous Alloys," *Acta Materialia*, Vol. 48, No. 1, pp. 279-306, 2000.
- [10] Ashby, M.F. and Greer, A.L., "Metallic Glasses As Structural Materials," *Scripta Materialia*, Vol. 54, No. 3, pp. 321-326, 2006.
- [11] Yavari, A. R., "A New Order for Metallic Glasses," *Nature*, Vol. 439, No. 70-75, pp. 405-406, 2006.
- [12] Yu, P. Zhang, L.C. Zhang, W.Y. Dasa, J. Kim, K.B. and Eckert, J., "Interfacial Reaction During the Fabrication of Ni₆₀Nb₄₀ Metallic Glass Particles-

