

مشخصه‌یابی ریزساختاری و بررسی خواص مکانیکی آلیاژ نانو ساختار AA2024 و ماده‌ی مرکب بر پایه آن*

علیرضا عبدالمهی^(۱)علی علیزاده^(۲)

چکیده

در این تحقیق، پودر آلیاژ AA2024 به منظور ایجاد ساختار فوق‌ریز، تا ۵۰ ساعت متوالی تحت عملیات آسیاکاری مکانیکی درون یک آسیای گلوله‌ای سایشی با سرعت ۴۰۰ دور بر دقیقه و تحت محیط گاز آرگون قرار داده شد. فرایند مشابهی نیز برای تولید پودر ماده‌ی مرکب AA2024-B₄C نانو ساختار به کار رفت. به منظور تعیین اندازه‌ی میانگین دانه‌ها پس از آسیاکاری، از آزمون پراش پرتوی ایکس (XRD) و روش ویلیامسون-هال استفاده شد. پس از انجام آسیاکاری مکانیکی، برای متراکم‌سازی پودرها از فرایند فشردن گرم و پس از آن، اکستروژن داغ استفاده شد. مشخصه‌های ریزساختاری و رفتار مکانیکی آلیاژ نانو ساختار AA2024 و ماده‌ی مرکب بر پایه‌ی آن، با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) و آزمون‌های کشش، فشار و سختی‌سنجی مطالعه شد. تصویرهای SEM از نمونه‌های اکستروژن شده، بیان‌گر حضور رسوبات بین فلزی CuMgAl₂ در ریزساختار بودند، ضمن این‌که مقدار این رسوبات در نمونه‌های آسیا شده (نانوساختار) بیش‌تر و توزیع آن‌ها یکنواخت‌تر بود. نتایج آزمون‌های مکانیکی نیز نشان دادند که استحکام و سختی آلیاژ AA2024 پس از عملیات آسیاکاری و افزودن ذرات B₄C، به ترتیب ۶۴ و ۴۹ درصد افزایش یافته است. به عبارت بهتر، نانوماده‌ی مرکب AA2024-B₄C بیش‌ترین استحکام و سختی و کم‌ترین انعطاف‌پذیری را داشته است.

واژه‌های کلیدی آلیاژ AA2024، ماده‌ی مرکب زمینه فلزی، آلیاژ نانو ساختار.

Microstructural Characterization and Evaluation of Mechanical Properties of Nanostructured 2024 Aluminum Alloy and AA2024 Based Composite

A.R. Abdollahi

A. Alizadeh

Abstract

In this research, mechanical alloying was used to synthesize ultrafine grained AA2024 and AA2024-B₄C powders in an attrition mill under argon atmosphere up to 50 h with the rotational speed of 400 rpm. In order to determine the grain size of the matrix, X-Ray diffraction test and Williamson-Hall method was used. After mechanical alloying, hot pressing and hot extrusion were used for densification of powders. The microstructure and mechanical behavior of hot extruded samples were characterized by scanning electron microscopy (SEM), tension and compression and hardness tests. The microstructure of samples showed that the CuMgAl₂ precipitate is present. Furthermore, the distribution of these precipitates in nanostructured samples was more uniform and their content was greater. The results of mechanical tests indicated that the strength and hardness of AA2024 alloy after mechanical alloying and addition of B₄C particles increases for 64 and 49%, respectively. In other words, the AA2024-B₄C nanocomposite showed the highest strength and hardness, however, its elongation was the lowest.

Key Word AA2024 alloy, Metal matrix composite, Nanostructured alloy.

* نسخه‌ی نخست مقاله در تاریخ ۹۲/۶/۱۰ و نسخه‌ی پایانی آن در تاریخ ۹۳/۸/۱۹ به دفتر نشریه رسیده است.

(۱) نویسنده‌ی مسئول، دانشجو دکتری، مجتمع دانشگاهی مواد و فناوری‌های ساخت، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران

(۲) استادیار، مجتمع دانشگاهی مواد و فناوری‌های ساخت، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران

مقدمه

فلز آلومینیم به دلیل خواصی منحصر به فرد، به عنوان یکی از مستعدترین مواد مهندسی و سازه‌ای، کاربردهای فراوانی در صنعت دارند. در سال‌های اخیر، استحکام بخشی آلیاژهای آلومینیم با ذرات سرامیکی، اهمیت صنعتی زیادی پیدا کرده است. این مواد مرکب، به عنوان یکی از مواد پیشرفته‌ای که پژوهش‌های اندکی بر روی آن‌ها صورت گرفته است، با وزن کم، استحکام بالا، مدول ویژه‌ی بالا، ضریب انبساط حرارتی پایین، پایداری حرارتی خوب ناشی از حضور ذرات سرامیکی و مقاومت به سایش خوب، مجموعه‌ای از خواص مناسب را دارا هستند [1].

در بین ذرات سرامیکی، کاربید بُر (B_4C) به دلیل نقطه‌ی ذوب بالا، مدول کش‌سان بالا، پایداری حرارتی خوب، سختی بالا، مقاومت به سایش و ضربه‌ی بالا، مقاومت شیمیایی عالی و چگالی کم، به تقویت‌کننده‌ای مناسب در ساخت مواد مرکب زمینه آلومینیمی تبدیل شده است. افزون بر این، به دلیل قابلیت بالای ایزوتوپ B_{10} در جذب نوترون، مواد مرکب $Al-B_4C$ کاربردهای ویژه‌ای در صنایع هسته‌ای یافته‌اند [2].

به طور کلی، کاهش وزن و بهبود استحکام مواد مرکب زمینه فلزی را می‌توان با تغییر آلیاژ زمینه تغییر داد. انتخاب نوع آلیاژ زمینه، به عواملی مانند مقاومت به خوردگی، استحکام و انعطاف‌پذیری آلیاژ بستگی دارد [3].

آلیاژ آلومینیم ۲۰۲۴ که در گروه آلیاژهای استحکام بالا قرار دارد، در صنعت هوافضا کاربردهای فراوانی دارد [4]. با این وجود، استفاده از این آلیاژ به صورت نانو ساختار می‌تواند خواص مطلوبی را در بر داشته باشد [5].

روش‌های ساخت مواد مرکب زمینه فلزی تقویت‌شده با ذرات سرامیکی از جمله مواد مرکب $Al-B_4C$ را می‌توان در دو گروه طبقه‌بندی کرد: روش‌های فاز مایع (ذوبی) و روش‌های فاز جامد [6].

در مورد مواد مرکب $Al-B_4C$ ، از آنجا که ترشوندگی ذرات B_4C توسط مذاب آلومینیم بسیار اندک است، تولید قطعات مواد مرکب $Al-B_4C$ با چگالی زیاد به روش‌های ذوبی (مانند ریخته‌گری گردابی) بسیار مشکل است [7].

روش‌های حالت جامد (مانند متالورژی پودر و آلیاژسازی مکانیکی)، معمولاً برای تولید مواد مرکب ذره‌ای با خواص مکانیکی بالا استفاده می‌شوند، زیرا این روش‌ها توزیع یکنواختی از ذرات ثانویه را در زمینه ایجاد می‌کنند. بنابراین، مواد مرکب تولید شده با این روش‌ها دارای خواص هم‌سانگرد هستند. افزون بر این، چون دما در این روش‌ها نسبت به روش‌های حالت مایع بسیار کم‌تر است، از انجام واکنش‌های ناخواسته بین زمینه و تقویت‌کننده که معمولاً منجر به افت خواص مکانیکی می‌شود، جلوگیری به عمل آمده و جدایش ذرات تقویت‌کننده به حداقل می‌رسد [8,9].

یکی از مهم‌ترین مزیت‌های روش آلیاژسازی مکانیکی (آسیاکاری مکانیکی) نسبت به روش متالورژی پودر، دستیابی به توزیع کاملاً یکنواخت ذرات، به دلیل ریزدانه شدن ساختار حین انجام فرایند می‌باشد [10]، چرا که ریزساختار نمونه‌های متالورژی پودر اگر چه نشان‌دهنده‌ی توزیع یکنواخت‌تر ذرات تقویت‌کننده نسبت به نمونه‌های ریخته‌گری است، اما خوشه‌ای شدن ذرات هم‌چنان در این نمونه‌ها مشاهده می‌شود (البته تعداد این خوشه‌ها در مقایسه با نمونه‌های ریخته‌گری بسیار کم‌تر و اندازه‌ی آن‌ها کوچک‌تر است). از آنجا که زمان آسیاکاری در فرایند آلیاژسازی مکانیکی نسبت به متالورژی پودر بسیار بیش‌تر است، آلیاژسازی مکانیکی باعث کاهش اندازه‌ی ذرات پودر با شکسته شدن آن‌ها می‌شود و این، موجب توزیع یکنواخت‌تر ذرات ثانویه در مقایسه با روش متالورژی پودر می‌شود [11,12].

فصل مشترک ذره/زمینه در روش آلیاژسازی مکانیکی نسبت به سایر روش‌ها از کیفیت بسیار

بالتری برخوردار است.

سرامیکی، کم‌تر مورد توجه قرار گرفته است. به‌همین دلیل در این پژوهش، آلیاژ AA2024 در حالت نانوساختار و ماده‌ی مرکب بر پایه‌ی آن که به‌وسیله‌ی ذرات B_4C تقویت شده است، به‌روش آلیاژسازی مکانیکی تولید شد و مشخصه‌های ریزساختاری و رفتار مکانیکی آن مورد مطالعه قرار گرفت.

مواد و روش تحقیق

مراحل ساخت نمونه‌های آزمون در این تحقیق، شامل سه مرحله‌ی اصلی بوده است: ۱- آسیاکاری، ۲- فشردن گرم و ۳- اکستروژن داغ.

از پودرهای کاربید بور (B_4C) و آلیاژ AA2024 به‌عنوان مواد اولیه، در این تحقیق استفاده شد. شکل (۱)، نشان‌دهنده‌ی تصویرهای میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) از ذرات B_4C با اندازه‌ی حدود ۲۰ میکرومتر به‌شکل گوشه‌دار و پودر آلیاژی AA2024 با توزیع نسبتاً گسترده‌ای از اندازه‌ی ذرات می‌باشد. ابتدا، پودر آلومینیم آلیاژی در یک آسیای گلوله‌ای سایشی مجهز به دستگاه خنک‌کننده‌ی آب‌گرد تحت محیط گاز آرگون (با خلوص ۹۹/۹۹۹ درصد)، آسیا شد. محیط آسیا شامل تقریباً ۳ کیلوگرم گلوله‌ی فولادی سخت‌کاری شده به قطر ۵ میلی‌متر بود که درون یک محفظه‌ی فولادی از جنس فولاد زنگ‌نزن به‌حجم یک لیتر، قرار داشت. فرایند آسیاکاری، با نسبت وزنی گلوله به پودر ۱۰ به ۱ و سرعت چرخش ۴۰۰ دور بر دقیقه، انجام شد. از ۲ درصد وزنی اسید استناریک به‌عنوان عامل کنترل‌کننده‌ی فرایند processing control agent (PCA) استفاده شد. آسیاکاری در مدت زمان ۵۰ ساعت بر روی پودرهای آلیاژی انجام شد. فرایند مشابهی برای آسیاکاری کردن پودر ماده‌ی مرکب B_4C -5wt-AA2024 انجام شد.

به‌عبارت بهتر، در فصل مشترک به‌وجود آمده در این روش، هیچ‌گونه حفره و ترکی وجود ندارد و این، باعث تسهیل انتقال بار از ذره به زمینه می‌شود [9,13]. از طرف دیگر، روش آلیاژسازی مکانیکی یکی از روش‌های تولید مواد نانوساختار است که در آن، ساختاری شامل دانه‌های هم‌محور بسیار ریز به‌همراه کسر قابل ملاحظه‌ای از مرز دانه‌ها تولید می‌شود. افزون بر این، ساختار حاوی چگالی بالایی از نابجایی‌ها در درون دانه‌ها و هم‌چنین، مرز دانه‌های کم‌زاویه می‌باشد [5]. گزارش‌ها نشان می‌دهند که اندازه‌ی دانه‌ها در آلیاژسازی مکانیکی، تا حد ۵ تا ۲۰ نانومتر کاهش می‌یابد [14].

در مواد مرکب $Al-B_4C$ تولید شده به‌روش متالورژی پودر، اگر چه توزیع نسبتاً یکنواختی از ذرات B_4C در زمینه دیده می‌شود، اما فصل مشترک بین زمینه و تقویت‌کننده از کیفیت بالایی برخوردار نیست و حین اعمال بار مکانیکی تمایل به شکست دارد. این رفتار، منجر به افت خواص مکانیکی مواد مرکب $Al-B_4C$ تولید شده به‌روش متالورژی می‌شود [15]. این عوامل، منجر به ارتقاء خواص مکانیکی مواد مرکب تولید شده به‌روش آلیاژسازی مکانیکی در مقایسه با روش‌های متالورژی پودر و ریخته‌گری می‌شود.

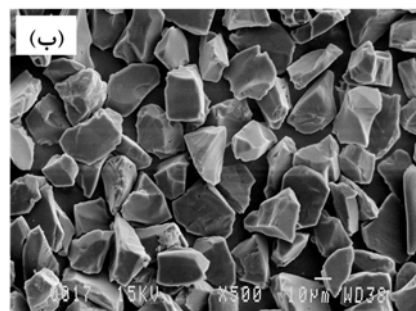
اگر چه تاکنون تحقیقات نسبتاً گسترده‌ای در مورد مواد مرکب زمینه فلزی انجام شده است، اما بررسی‌ها در مورد استفاده از آلیاژ ۲۰۲۴ به‌عنوان زمینه بسیار اندک است. این می‌تواند به‌دلیل قابلیت فشردگی اندک پودر این آلیاژ به‌ویژه پس از فرایند آلیاژسازی مکانیکی، باشد. از طرف دیگر، با وجود بررسی‌های صورت گرفته در مورد انواع ذرات سرامیکی و استفاده از آن‌ها به‌عنوان فاز تقویت‌کننده در مواد مرکب زمینه فلزی، استفاده از فاز تقویت‌کننده‌ی B_4C (با وجود خواص مطلوبی نظیر سختی بالاتر، وزن کم‌تر و قابلیت جذب نوترون) نسبت به سایر تقویت‌کننده‌های

پیک مربوط به نمونه‌ی مورد نظر است [16]. برای متراکم‌سازی پودرهای فراوری شده، از فرایندهای فشردن گرم و اکستروژن داغ استفاده شد. ابتدا، مجموعه‌های پودری درون یک قالب استوانه‌ای با فشار ۱۰ تُن در حالت گرم (دمای °C ۱۰۰) فشرده شدند. شکل (۲)، یک نمونه از قرص‌های فشرده شده را نشان می‌دهد.



شکل ۲ نمونه‌ای از قرص‌های پرس شده

پس از انجام این مرحله، قرص‌های فشرده شده از درون قالب خارج شدند و تحت عملیات اکستروژن داغ با نسبت ده به یک در دمای °C ۵۷۰ قرار گرفتند. دستگاه اکستروژن داغ که در دانشگاه صنعتی مالک اشتر ساخته شده بود، شامل یک قالب فولادی از جنس فولاد ابزار گرم‌کار (H13) بود که کوره‌ای مقاومتی به شکل استوانه با قابلیت افزایش و کنترل دما تا °C ۱۰۰۰ به دور آن قرار می‌گرفت. در قسمت انتهایی کوره، یک روزنه به قطر ۱۵ میلی‌متر دقیقاً در راستای روزنه‌ی قالب اکستروژن قرار داده شده بود. به منظور اعمال فشار، از یک پرس هیدرولیک ۶۰ تُنی با سرعت جابجایی سنبه‌ی حدود ۳ میلی‌متر بر ثانیه استفاده شد. به منظور کاهش اصطکاک بین نمونه، قالب و محافظه‌ی نگه‌دارنده، از یک روان‌کار پایه مسی استفاده شد. در شکل (۳)، دستگاه اکستروژن مورد استفاده در این پژوهش نشان داده شده است.



شکل ۱ تصویرهای میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) از پودر آلومینیم اولیه (الف) و B₄C (ب)

به منظور بررسی تغییرات اندازه دانه‌ها پس از ۵۰ ساعت آسیاکاری، از آزمون پراش پرتوی ایکس (XRD) استفاده شد. الگوهای پراش پرتوی ایکس، در محدوده 2θ بین ۲۰ تا ۸۰ درجه با گام‌های ۰/۰۵ درجه بر ثانیه ثبت شدند. با استفاده از میزان پهن شدگی پیک مطابق با رابطه‌ی ویلیامسون-هال اندازه‌ی دانه در هر مرحله محاسبه شد. مطابق با رابطه‌ی ویلیامسون-هال، ارتباط بین کرنش شبکه (e)، اندازه‌ی بلورها (d) و پهنای پیک (B)، به صورت زیر است:

$$B \cos \theta = \frac{0.9\lambda}{d} + e \sin \theta \quad (1)$$

در این رابطه، λ طول موج پرتوی ایکس (۱/۵۴۰۹ Å) و θ زاویه‌ی پراش (بر حسب رادیان) می‌باشد. B که پهنای پیک مربوطه است، از رابطه‌ی زیر به دست می‌آید:

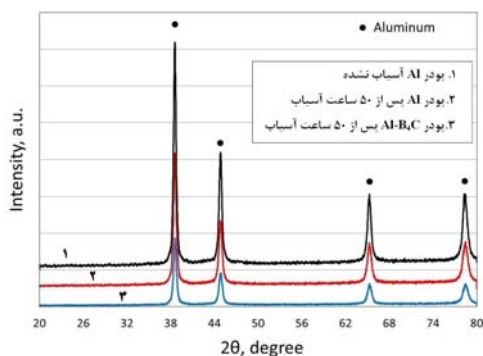
$$B = \sqrt{B_m^2 - B_1^2} \quad (2)$$

که در آن، B_1 پهنای پیک حاصل از نمونه‌ی تاب‌کاری شده (پهنای پیک به دلیل خطای دستگاه) و B_m پهنای

آزمون فشار، مطابق با استاندارد ASTM E9 در دمای اتاق و با سرعت بارگذاری ۱ mm/min بر روی نمونه‌هایی با نسبت طول به قطر (L/D) برابر با ۱/۴ انجام شد. سختی نمونه‌ها با استفاده از آزمون سختی سنجی برینل با قطر ساچمه‌ی ۲/۵ میلی‌متر و نیروی ۳۰ کیلوگرم، اندازه‌گیری شد.

نتایج و بحث

الگوی پراش پرتوی ایکس مربوط به نمونه‌های آسیاکاری شده، به همراه پودر اولیه، در شکل (۴) آمده است. در الگوی پراش پرتوی ایکس مربوط به نمونه‌های آسیا شده، مشاهده می‌شود که پهنای پیک‌ها افزایش و شدت آن‌ها کاهش یافته است. افزون بر این، کم‌ترین شدت و بیش‌ترین پهنای پیک، مربوط به پودر Al-B₄C است که نشان می‌دهد این نمونه کوچک‌ترین اندازه‌ی دانه را دارد. این، نشان‌دهنده‌ی تأثیر ذرات B₄C بر اندازه‌ی دانه‌های آلیاژ زمینه می‌باشد. در واقع، حضور ذرات B₄C منجر به وقوع بیش‌تر فرایند شکست و جوش سرد ذرات پودر آلومینیم و افزایش نرخ کارسختی می‌شود. به عبارت بهتر، تغییر شکل موضعی ذرات پودر آلومینیم در حضور ذرات B₄C در نتیجه‌ی آن، چگالی نابجایی‌ها افزایش می‌یابد و این نکته، دلیل عمده برای ریزدانه‌تر بودن پودر Al-B₄C می‌باشد [17].



شکل ۴ الگوی پراش اشعه ایکس پودر اولیه و پودرهای



شکل ۳ دستگاه اکستروژن مورد استفاده در این تحقیق شامل کوره و پرس هیدرولیک ۶۰ تن

لازم به ذکر است که برای بررسی اثر ذرات کاربید بور و فرایند آسیاکاری مکانیکی بر خواص آلیاژ AA2024، یک نمونه‌ی مرجع با استفاده از پودر AA2024 آسیا نشده و بدون تقویت کننده با فشردن گرم و اکستروژن داغ تولید شد.

پس از انجام عملیات اکستروژن، ریزساختار نمونه‌ها در دو راستای موازی و عمود بر جهت اکستروژن مطالعه شد. برای این منظور، از میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مدل XMU VEGA-II ساخت شرکت TESCAN مجهز به طیف‌سنج تفکیک انرژی استفاده شد.

برای مقایسه‌ی خواص مکانیکی نمونه‌ها، از آزمون کشش، فشار و سختی استفاده شد. نمونه‌های آزمون کشش، بر اساس استاندارد ASTM-B557 تهیه و آزمون با سرعت بارگذاری ۱ mm/min انجام شد.

هستند)، شدیدتر است و ممکن است منجر به بروز ناپیوستگی در نمونه شود. این رفتار، باعث ایجاد لبه‌های ناهموار در قطعه می‌شود که به آن، اثر درخت کریسمس گفته می‌شود [18]. اما، همان‌طور که در شکل (۵) دیده می‌شود، نمونه‌های اکستروژن شده در این تحقیق فاقد هرگونه عیب سطحی مانند ترک، ناپیوستگی و لبه‌های ناهموار (اثر درخت کریسمس) می‌باشد و این، به دلیل روان‌کاری مناسب و انتخاب بهینه‌ی دما و سرعت اکستروژن است.

در شکل‌های (۶ تا ۸)، ریزساختار نمونه‌های اکستروژن شده در دو راستای موازی و عمود بر جهت اکستروژن به همراه نقشه‌ی پرتوی X نشان داده شده است. نتایج حاصل از آزمون EDS که در شکل (۹) آورده شده‌اند، نشان می‌دهند که نقاط سیاه رنگ (A) ذرات کاربید بور و نقاط سفید رنگ موجود در تصویرهای SEM (B)، فاز غنی از مس می‌باشند. با توجه به این‌که در ناحیه‌ی A، پیک‌های مربوط به آلومینیم، مس و منیزیم مشاهده می‌شوند، می‌توان گفت که احتمالاً متعلق به ترکیبات بین‌فلزی $CuMgAl_2$ هستند [19,20]، که در اثر قرار گرفتن آلیاژ AA2024 در دمای بالا (حین اکستروژن) و سرمایش بعدی در هوا (پس از خروج از قالب روزنرانی)، تشکیل شده و رسوب کرده‌اند. در واقع، این ترکیبات بین‌فلزی که به آن‌ها فاز S' گفته می‌شود [21]، در عملیات حرارتی پیرسختی به وجود آمده‌اند. به عبارت بهتر، آلیاژ زمینه در اثر قرار گرفتن در دمای بالای فرایند اکستروژن ($570^\circ C$) و سرمایش بعدی تا دمای محیط، پیر (رسوب سخت) شده است. این فازها، تأثیر زیادی در افزایش استحکام و سختی آلیاژ AA2024 دارند، اما، انعطاف‌پذیری آن را به شدت کاهش می‌دهند [19,20].

مقادیر اندازه‌ی دانه‌ی محاسبه شده به روش ویلیامسون- هال به همراه کرنش شبکه، در جدول (۱) ارائه شده‌اند. همان‌طور که انتظار می‌رفت، تغییر شکل شدید موم‌سان اعمالی به ذرات پودر در فرایند آلیاژسازی مکانیکی، باعث کاهش اندازه‌ی دانه‌ها تا کم‌تر از ۱۰۰ نانومتر و افزایش کرنش شبکه شده است.

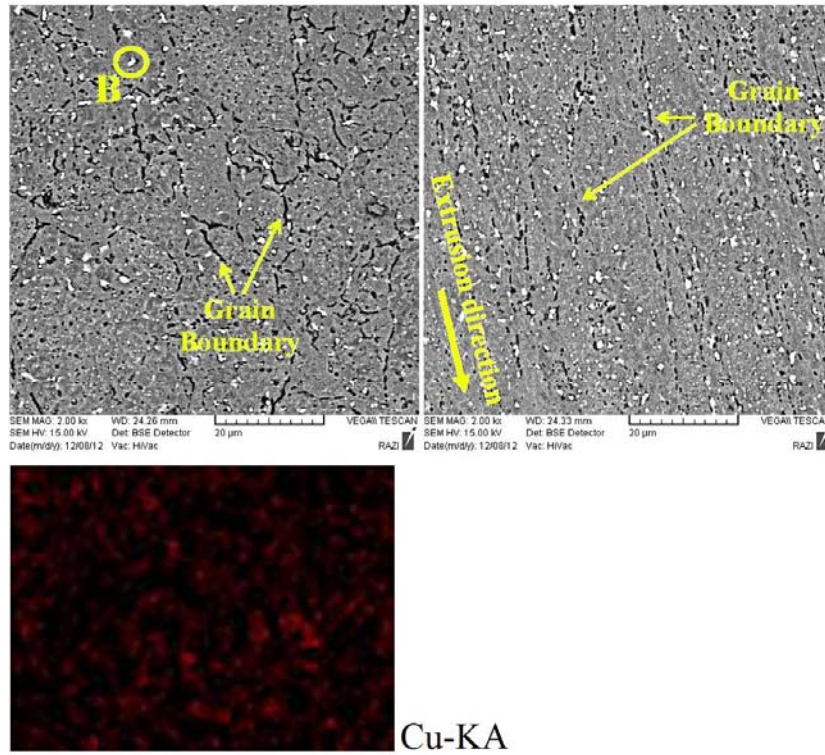
جدول ۱ اندازه‌ی دانه‌های زمینه و کرنش شبکه مربوط به پودر اولیه AA2024 و پودرهای AA2024-B₄C و AA2024 پس از ۵۰ ساعت آسیاکاری

نمونه	اندازه‌ی دانه‌های زمینه (nm)	کرنش شبکه (%)
پودر اولیه AA2024	۱۰۷	۰/۰۱۲
پودر AA2024 پس از ۵۰ ساعت آسیاکاری	۴۸	۰/۰۲۴۱
پودر AA2024-B ₄ C پس از ۵۰ ساعت آسیاکاری	۳۱	۰/۰۲۶

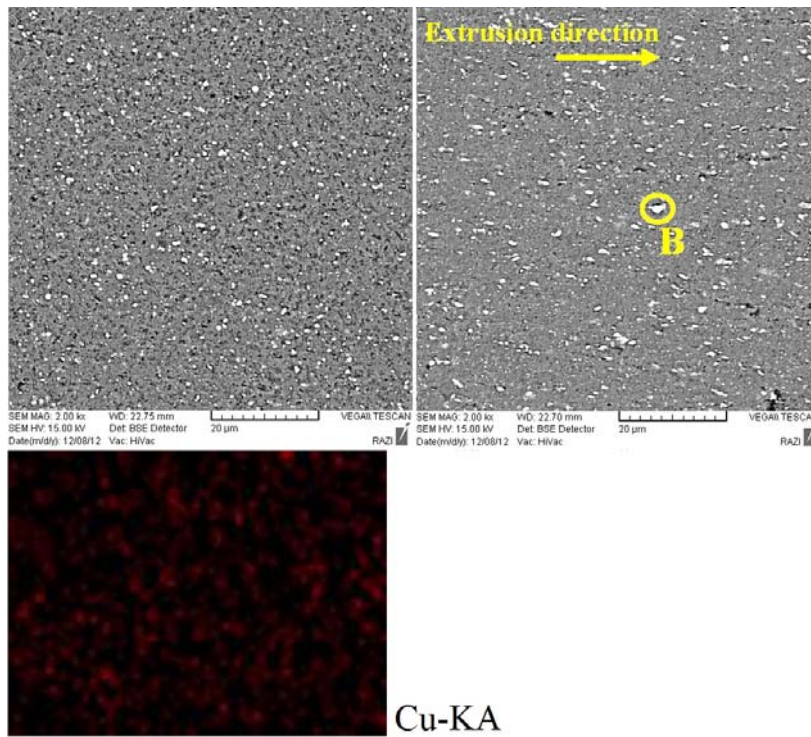


شکل ۵ نمونه‌ای میله‌های از اکستروژن شده در این تحقیق

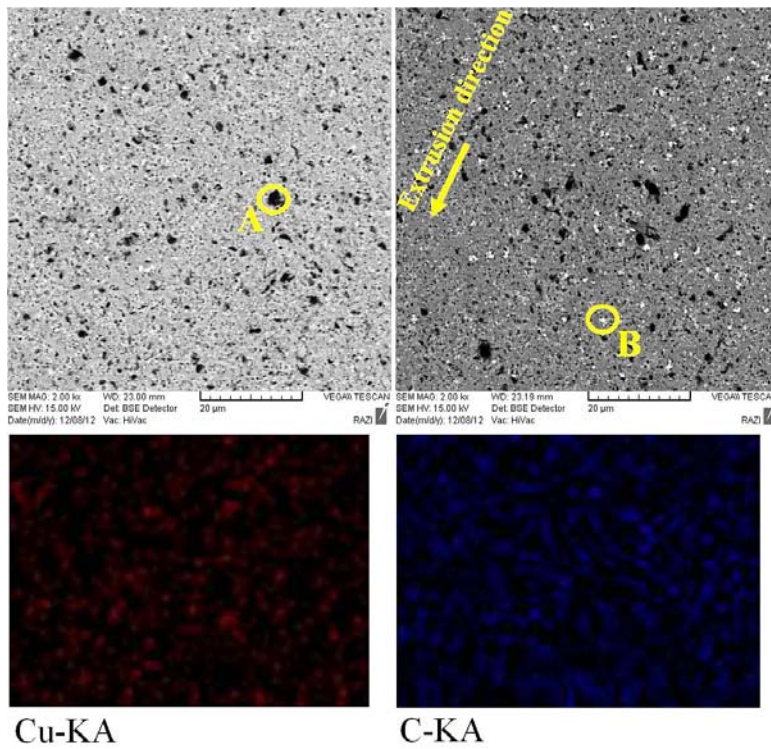
در شکل (۵)، نمونه‌ای از میله‌های اکستروژن شده نشان داده شده است. ثابت شده است که در فرایند اکستروژن، اصطکاک بین قالب و قطعه باعث ایجاد تنش‌های زیادی در فصل مشترک قالب/قطعه می‌شود. این مشکل، در مواد مرکب زمینه فلزی به دلیل حضور ذرات تقویت کننده‌ی سرامیکی (که ذاتاً سخت



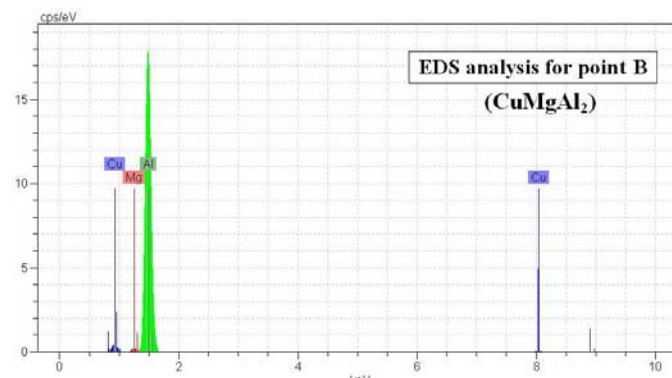
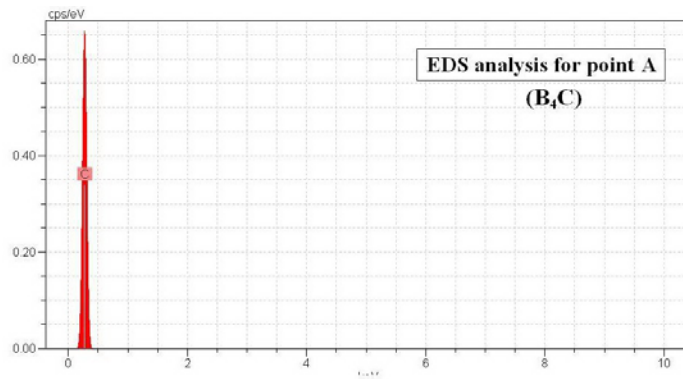
شکل ۶ ریزساختار نمونه مرجع در دو راستای موازی و عمود بر جهت اکستروژن به همراه آنالیز map از ذرات CuMgAl_2



شکل ۷ ریزساختار آلیاژ Al_{2024} نانو ساختار در دو راستای موازی و عمود بر جهت اکستروژن به همراه آنالیز map از ذرات CuMgAl_2



شکل ۸ ریزساختار نمونه کامپوزیتی $Al-B_4C$ در دو راستای موازی و عمود بر جهت اکستروژن به همراه آنالیز map از ذرات B_4C و $CuMgAl_2$



شکل ۹ نتایج آنالیز EDS از نقاط A و B

جدول ۲ نتایج به دست آمده از آزمون کشش، فشار و سختی سنجی

نام نمونه	نانوماده‌ی مرکب AA2024-B ₄ C	آلومینیم نانوساختار	نمونه‌ی مرجع
استحکام تسلیم (MPa)	۵۸۲	۵۵۰	۲۰۶
استحکام کششی نهایی (MPa)	۵۸۲	۵۵۰	۳۴۰
درصد ازدیاد طول	۰/۴۶۹	۱/۲۳	۱۴/۴
استحکام فشاری (MPa)	۶۹۰	۵۹۱	۴۳۷
سختی (HBN)	۱۷۳	۱۶۵	۸۷

تأثیر زیادی در بهبود خواص مکانیکی خواهد داشت. افزون بر این، شکسته شدن و جوش خوردن پی در پی ذرات آلومینیم در فرایند آلیاژسازی مکانیکی، منجر به یکنواختی توزیع ذرات B₄C می‌شود. در واقع، فرایند آلیاژسازی مکانیکی با سازوکار جوش سرد- شکست- جوش سرد، باعث نفوذ ذرات تقویت کننده به درون ذرات آلومینیم زمینه شده و به این ترتیب، مانع از جدایش یا تجمع آن‌ها در مرز دانه‌ها می‌شود [17]. باید به این نکته نیز اشاره کرد که تنش اعمالی در عملیات اکستروژن و تغییر شکل موم‌سان زمینه‌ی آلومینیمی، باعث بازآرایش ذرات تقویت کننده در زمینه می‌شود و به این ترتیب، توزیع ذرات در زمینه بهبود می‌یابد.

در جدول (۲)، نتایج به دست آمده از آزمون کشش، فشار و سختی سنجی نشان داده شده‌اند. نمودار تنش- کرنش مهندسی مربوط به نمونه‌های اکستروژن شده، در شکل (۱۰) دیده می‌شود. در این شکل ملاحظه می‌شود که استحکام‌های تسلیم و کششی پس از انجام آلیاژسازی مکانیکی و افزودن ذرات کاربید بور، افزایش قابل توجهی یافته‌اند، در حالی که درصد ازدیاد طول به شدت کاهش یافته است.

افزایش استحکام مواد مرکب ذره‌ای زمینه فلزی، به عوامل مختلفی بستگی دارد که از جمله‌ی آنها، می‌توان به نحوه‌ی توزیع ذرات ثانویه، افزایش چگالی

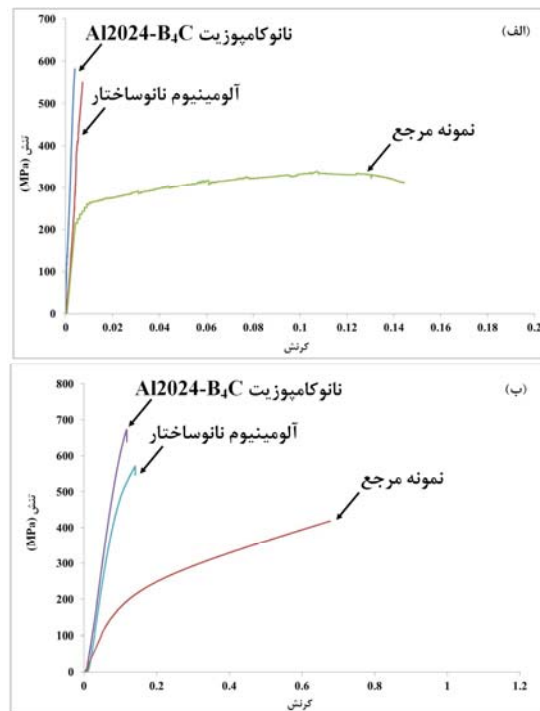
با بررسی بیش‌تر تصویرهای SEM، مشخص می‌شود که در نمونه‌های آسیاکاری شده مقدار رسوبات بیش‌تر و توزیع آن‌ها یکنواخت‌تر است. این توزیع یکنواخت، در نقشه‌های پرتوی X نیز دیده می‌شود. همان‌طور که در ریزساختار نمونه‌ی مرجع قابل مشاهده است، بیش‌تر این رسوبات در مرز دانه‌ها تشکیل شده‌اند. افزون بر این، در تحقیقات انجام شده بر روی آلیاژهای آلومینیم، ثابت شده است که هر چه اندازه‌ی دانه‌ها کوچک‌تر باشد، رسوبات تشکیل شده نیز کوچک‌تر خواهند بود [22]، و این حقیقت، در ریزساختار نمونه‌ها کاملاً به چشم می‌خورد.

نکته‌ی قابل توجه در تصویرهای SEM این است که ریزساختار همه‌ی نمونه‌ها عاری از هرگونه عیب مانند ترک و تخلخل می‌باشد و این، تأثیر مطلوب عملیات اکستروژن برای متراکم‌سازی پودر را تأیید می‌کند. نحوه‌ی توزیع و اندازه‌ی ذرات تقویت کننده نیز از جمله عواملی هستند که با استفاده از تصویرهای SEM می‌توان به بررسی آن‌ها پرداخت. همان‌طور که در تصویر SEM مربوط به نمونه‌ی Al-B₄C دیده می‌شود، ذرات کاربید بور (نقاط سیاه رنگ) به‌طور کاملاً یکنواخت در زمینه‌ی آلومینیمی توزیع شده‌اند و هیچ‌گونه تجمع یا خوشه‌ای شدن ذرات مشاهده نمی‌شود. این توزیع یکنواخت ذرات تقویت کننده،

اما، در نمونه‌هایی با اندازه‌ی دانه‌های بسیار ریز (کم‌تر از ۲ میکرومتر)، اگر مقدار n برابر با ۰/۵ در نظر گرفته شود، تغییرات استحکام تسلیم با اندازه‌ی دانه از حالت خطی خارج می‌شود. بررسی‌ها نشان می‌دهند که با در نظر گرفتن $n=1$ ، قانون هال-پچ در مورد نمونه‌های فوق ریزدانه (UFG) به‌طور قابل قبولی صدق می‌کند [22]. در هر صورت، مطابق با قانون هال-پچ، استحکام تسلیم با کاهش اندازه‌ی دانه‌ها، استحکام تسلیم افزایش می‌یابد. همان‌طور که قبلاً گفته شد، فرایند آسیاکاری مکانیکی باعث ریزدانه شدن ساختار در حد نانومتر می‌شود (جدول ۲). بنابراین، مطابق با قانون هال-پچ، استحکام تسلیم آلیاژ نانوساختار از نمونه‌ی مرجع بیش‌تر خواهد بود. ساختارهای دانه‌ریز به ویژه مواد نانوساختار، مرز دانه‌های بسیاری دارند. از آنجا که مرز دانه‌ها به‌عنوان مانع در برابر حرکت نابجایی‌ها عمل می‌کنند، با افزایش مرز دانه‌ها موانع موجود در مسیر حرکت نابجایی‌ها افزایش می‌یابد و نابجایی‌ها به‌تدریج در پشت مرز دانه‌ها متمرکز می‌شوند. به‌همین دلیل، استحکام زیاد می‌شود، اما، انعطاف‌پذیری کاهش می‌یابد [28]. از طرف دیگر، بررسی‌های ریزساختاری نشان داده‌اند که افزودن ذرات کاربید بور باعث ریزتر شدن دانه‌های آلیاژ زمینه می‌شود و به‌این ترتیب، زمینه دارای ساختار دانه‌بندی هم‌محور ریزتری نسبت به آلیاژ تقویت نشده می‌شود (جدول ۱). بنابراین، تمرکز نابجایی‌ها در پشت مرز دانه‌ها بیشتر است و استحکام بیش‌تر خواهد بود. دو دلیل عمده برای کوچک‌تر بودن اندازه‌ی دانه‌های زمینه در نمونه‌ی ماده‌ی مرکب نسبت به آلیاژ نانوساختار (بدون تقویت کننده) وجود دارد:

- ۱- حین اکستروژن، ذرات B_4C به‌عنوان مکان‌های مناسب برای جوانه‌زنی و وقوع تبلور مجدد دانه‌های زمینه عمل می‌کنند. این، باعث کاهش اندازه‌ی دانه‌ها در فصل مشترک ذره/زمینه می‌شود [18و3].

نابجایی‌ها به‌دلیل عدم تطابق مدول یانگ و ضریب‌های انبساط حرارتی ذره و زمینه، نحوه‌ی انتقال بار از زمینه به ذره، بازجایی دانه‌ها (ریزدانه شدن ساختار) و سازوکارهای استحکام‌بخش هال-پچ و اورژان [26-24]، اشاره کرد.



شکل ۱۰ مقایسه منحنی تنش- کرنش کششی (الف) و فشاری (ب) نمونه‌های اکستروژن شده

تغییر استحکام تسلیم نمونه‌های اکستروژن شده را می‌توان با استفاده از قوانین هال-پچ و اورژان توضیح داد. مطابق با قانون هال-پچ، رابطه‌ی استحکام تسلیم با اندازه‌ی میانگین دانه‌ها، به‌صورت زیر نوشته می‌شود:

$$\sigma = \sigma_0 + kd^{-n} \quad (3)$$

که در آن، σ استحکام تسلیم، σ_0 تنش اصطکاکی شبکه، k عدد ثابت و d اندازه‌ی میانگین دانه‌ها می‌باشد [27]. n می‌تواند بسته به اندازه‌ی دانه‌ها، از ۰/۵ تا ۱ تغییر کند. در مورد نمونه‌های درشت دانه، مقدار n در رابطه‌ی هال-پچ برابر با ۰/۵ در نظر گرفته می‌شود،

است.

جدول ۳ تنش برشی اورژان محاسبه شده برای نمونه‌های مورد مطالعه

تنش برشی اورژان (MPa)	فاصله میانیگین ذرات (μm)	نمونه
۱/۱	۶/۹	نمونه‌ی مرجع
۲/۶	۳/۱	آلیاژ AA2024 نانو ساختار
۳/۸	۲/۱	نانوماده‌ی مرکب AA2024-B ₄ C

در مورد استحکام فشاری نیز رابطه‌ی هال-پچ صادق است و ساختارهای ریزدانه، استحکام فشاری بیش‌تری دارند. نکته‌ی قابل توجه این است که درست مانند نتایج به‌دست آمده از آزمون کشش، در آزمون فشار نیز آلیاژ نانو ساختار نسبت به نمونه‌ی مرجع انعطاف‌پذیری کم‌تری داشته است و کرنش اندکی را تا شکست تحمل کرده است. با افزوده شدن ۵ درصد وزنی B₄C به آلیاژ نانو ساختار، استحکام فشاری افزایش و انعطاف‌پذیری کاهش یافته است، چرا که اندازه‌ی دانه‌های زمینه در نمونه‌ی ماده‌ی مرکب کوچک‌تر از آلیاژ نانو ساختار (بدون تقویت کننده) است. افزون بر این، به دلیل حضور ذرات کاربید بور در ساختار، سازوکار استحکام‌دهی اورژان نیز فعال می‌شود و به افزایش استحکام فشاری نمونه‌ی ماده‌ی مرکب کمک می‌کند. ضمن این‌که ذرات B₄C جوانه‌زنی و رشد ترک را به‌ویژه در مراحل اولیه‌ی بشک‌ای شدن، به تأخیر می‌اندازد و از این طریق، باعث افزایش استحکام فشاری می‌شوند.

با توجه به داده‌های جدول (۲) و نمودار تنش-کرنش، انجام عملیات آسیاکاری و افزودن ذرات کاربید بور منجر به کاهش ۹۶ درصدی در انعطاف‌پذیری آلیاژ ۲۰۲۴ شده است. در واقع، انعطاف‌پذیری کم از جمله

بنابراین، از آنجا که تعداد مکان‌های جوانه‌زنی در نمونه‌ی ماده‌ی مرکب بیش‌تر است (به دلیل حضور ذرات B₄C)، ریزساختار آن در مقایسه با آلیاژ نانو ساختار، ریزدانه‌تر خواهد بود. ۲- همان‌طور که قبلاً گفته شد، حضور ذرات B₄C باعث وقوع بیش‌تر پدیده‌های شکست و جوش سرد حین آسیاکاری مکانیکی می‌شود و به این ترتیب، اندازه‌ی دانه‌های زمینه کاهش بیش‌تری می‌یابند.

تأثیر حضور ذرات B₄C بر افزایش استحکام را می‌توان با استفاده از سازوکار استحکام بخشی اورژان نیز توجیه کرد. رابطه‌ی اورژان برای محاسبه‌ی تنش برشی لازم برای عبور نابجایی از فاصله‌ی بین ذرات موجود در زمینه، به صورت زیر است:

$$\tau = \frac{\sqrt{3}}{3} \cdot \frac{bE}{\lambda} \quad (4)$$

که در آن، λ فاصله‌ی بین ذرات، E مدول کش‌سان، b بردار برگرز نابجایی هستند [22]. بر اساس این سازوکار، هر چه فاصله‌ی بین ذرات موجود در زمینه (شامل رسوبات و ذرات تقویت کننده) کم‌تر باشد، تنش لازم برای عبور نابجایی‌ها (τ) از بین موانع (ذرات) افزایش می‌یابد و استحکام زیاد می‌شود. به عبارت بهتر، نابجایی‌ها در پشت موانع قفل شده و موجب کارسختی در ماده می‌شوند. هم‌زمان با کارسختی ماده، استحکام هم افزایش پیدا می‌کند [8].

مقادیر E و b برای آلیاژهای آلومینیم، به ترتیب برابر با ۷۰ GPa و ۰/۲ nm می‌باشد [21]. مقدار λ نیز با توجه به قطر ذرات موجود در زمینه و کسر حجمی آن‌ها که به وسیله‌ی نرم‌افزار تحلیل تصویری کلمکس به‌دست آمد، در جدول (۳) دیده می‌شود. با توجه به این داده‌ها، می‌توان مشاهده کرد که مقدار تنش برشی محاسبه شده در رابطه اورژان برای نمونه‌ی ماده‌ی مرکب بیش‌ترین مقدار و برای نمونه مرجع، کم‌ترین

خوبی (بودن ترک یا تخلخل) برخوردار است و سازوکار انتقال بار از زمینه به ذره، به راحتی و به سرعت اتفاق افتاده است [10,14].

حضور ذرات B₄C، منجر به ایجاد محدودیت در تغییر شکل موم‌سان زمینه می‌شود و در نتیجه‌ی ایجاد تنش‌های سه محوری و تمرکز تنش زیاد در نواحی بین ذرات، شکست ترد و عدم انعطاف‌پذیری در نمونه‌ی ماده‌ی مرکب مشاهده می‌شود. در مجموع، در نمونه‌ی ماده‌ی مرکب به دلیل حضور ذرات سرامیکی ترد و بالا بودن تنش‌های موضعی، شکست ماده به صورت ترد است.

با توجه به عدم حضور ذرات تقویت کننده در نمونه‌ی مرجع، مناطق دارای تمرکز تنش به شدت کاهش یافته‌اند و بنابراین، انعطاف‌پذیری و کرنش بیش تری در ماده مشاهده می‌شود. در شکل (۱۱-الف)، می‌توان حفره‌های کوچکی را که از مشخصه‌های وقوع شکست نرم هستند، در سطح شکست نمونه مشاهده کرد. در واقع، می‌توان گفت که جوانه‌زنی حفره‌ها در نمونه‌ی مرجع در محل آخال‌های موجود در زمینه رخ داده است و سپس، این حفره‌ها رشد کرده و به هم پیوسته‌اند و در نهایت، منجر به شکست نمونه شده‌اند. به این سازوکار شکست، شکست حفره‌دار می‌گویند. اگر زمینه عاری از هرگونه آخال باشد، جوانه‌زنی حفره‌ها در مرز دانه‌ها رخ می‌دهد [23,31].

نکته‌ی قابل توجه دیگری که در تصویرهای سطح شکست نمونه‌ها وجود دارد این است که به دلیل کم‌تر بودن انعطاف‌پذیری نمونه‌ی ماده‌ی مرکب در مقایسه با آلیاژ نانو ساختار (به دلیل حضور ذرات کاربید بور)، سطح شکست آن صاف‌تر است. البته، در نمودار تنش-کرنش نیز دیده می‌شود که آلیاژ آلومینیم نانو ساختار و ماده‌ی مرکب بر پایه‌ی آن، بدون تغییر شکل موم‌سان (یا بدون ایجاد گلویی) و به صورت کاملاً ترد دچار شکست شده‌اند. در حالی که نمونه‌ی مرجع پس از مقدار زیادی تغییر شکل موم‌سان و پس از عبور از

محدودیت‌های مواد مرکب زمینه آلومینیمی در مقایسه با آلیاژهای آلومینیم است.

ذرات تقویت کننده‌ی سرامیکی، به طور ذاتی دارای استحکام بالا و شکنندگی زیادی‌اند و این‌ها، از ویژگی‌های مواد سرامیکی هستند. تفاوت این رفتار با زمینه‌ی آلومینیمی، موجب پیدایش تمرکز تنش و حالت سه بعدی تنش در اطراف ذرات تقویت کننده می‌شود. حضور تنش‌های سه بعدی در اطراف ذرات تقویت کننده، کاهش میزان ازدیاد طول ماده‌ی مرکب را به دنبال دارد. در واقع، تنش‌های سه بعدی تغییر شکل زمینه را در فضای بین ذرات تقویت کننده که در نزدیکی هم قرار دارند، محدود می‌کند. این خود موجب تمرکز سیلان و ایجاد تنش‌های موضعی بیش از تنش تسلیم زمینه می‌شود و در نهایت، شکست نمونه‌ها بدون تغییر شکل موم‌سان قابل ملاحظه (یا بدون ایجاد گلویی) رخ می‌دهد. بنابراین، هر چه اندازه‌ی ذرات ثانویه و دانه‌های زمینه و نیز، فاصله‌ی بین ذرات کم‌تر باشد، اگر چه استحکام کششی نمونه‌ها افزایش می‌یابد (طبق رابطه‌های هال-پچ و اوروان)، تمرکز تنش در فضای بین ذرات بیش‌تر شده و تغییر شکل موم‌سان زمینه‌ی آلومینیمی در این فضای محدود به شدت کاهش می‌یابد [29].

انهدام مواد مرکب زمینه فلزی، عمدتاً به ترک خوردگی و شکستن ذرات تقویت کننده و تشکیل حفره در فصل مشترک ذره/زمینه مربوط است [30]. یکی از نکته‌های بسیار مهم قابل مشاهده در سطح شکست نانوماده‌ی مرکب AA2024-B₄C شکل (۱۱) این است که ذرات کاربید بور در تصویر دیده نمی‌شوند. به عبارت بهتر، گسست بین ذره و زمینه در این نمونه در اثر اعمال بار رخ نداده است. این رفتار بیانگر آن است که اتصال بین ذره/زمینه در مواد مرکب تولید شده به روش آلیاژسازی مکانیکی بسیار قوی است و به راحتی دچار شکست نمی‌شود. به عبارت بهتر، فصل مشترک بین ذره/زمینه از کیفیت متالورژیکی

مخلوطها نیز به راحتی قابل تحلیل است. بنابراین، بدیهی است که سختی آلیاژ نانو ساختار پس از افزوده شدن ذرات کاربید بور، باز هم افزایش می یابد. افزایش سختی با افزوده شدن ذرات تقویت کننده، به سازوکار استحکام دهی ذرات پراکنده (سازوکار اورووان) نسبت داده می شود، زیرا با افزوده شدن ذرات کاربید بور به زمینه آلومینیمی، تعداد موانع موجود در مسیر حرکت نابجایی ها افزایش می یابد و به این ترتیب، سختی افزایش می یابد.

نتیجه گیری

با آسیاکاری مکانیکی پودر AA2024 به مدت زمان ۵۰ ساعت، اندازهی دانه ها از ۱۰۷ میکرومتر به ۴۸ نانومتر و با افزودن ذرات کاربید بور، به ۳۱ نانومتر کاهش یافت. بررسی های ریزساختاری در نمونه های اکستروژن شده، حضور رسوبات بین فلزی $CuMgAl_2$ در ریزساختار را نشان دادند، با تأکید بر این نکته که مقدار این رسوبات در نمونه های آسیا شده (نانوساختار) بیش تر و توزیع آن ها یکنواخت تر بود. نتایج آزمون های مکانیکی نیز نشان دادند که استحکام تسلیم و سختی آلیاژ مورد نظر قبل از آسیاکاری مکانیکی، به ترتیب برابر با ۲۰۶ MPa و ۸۷ برینل بوده اند که با انجام ۵۰ ساعت آسیاکاری و افزودن ۵ درصد وزنی B_4C ، به ترتیب به ۵۸۲ MPa و ۱۷۳ برینل افزایش یافتند. اما، این تغییرات منجر به کاهش ۹۶ درصدی انعطاف پذیری آلیاژ آلومینیم ۲۰۲۴ (از ۱۴/۴ درصد به ۰/۵ درصد) شد و نحوه ی شکست آن را از شکست نرم به ترد تغییر داد.

نقطه ی گلوئی، دچار شکست شده است. درست به همین دلیل است که استحکام های تسلیم و کششی نهایی در دو نمونه ی اول با هم برابرند. به طور کلی، در مواد نانو ساختار موانع در مسیر حرکت نابجایی ها بسیار زیاد هستند (به دلیل ریزدانگی) و به همین دلیل، نابجایی ها به سختی حرکت می کنند و قابلیت کارسخت شدن در این مواد بسیار کم است. به عبارت بهتر، این مواد تغییر شکل موم سان قابل ملاحظه ای ندارند و پس از عبور از نقطه ی تسلیم، بدون ایجاد گلوئی و به صورت کاملاً ترد می شکنند [33].

یکی دیگر از دلایل پایین بودن انعطاف پذیری نمونه ی ماده ی مرکب نسبت به آلیاژ تقویت نشده، کم تر بودن سطح زیر نمودار تنش- کرنش است. همان طور که در شکل (۱۰) دیده می شود، سطح زیر نمودار تنش- کرنش نمونه ی مرجع که بیش ترین مقدار ازدیاد طول را دارد، از سایر نمونه ها بیش تر است. برعکس، سطح زیر نمودار تنش- کرنش نمونه ی ماده ی مرکب که پایین ترین درصد ازدیاد طول را دارد، از سطح زیر نمودار تنش- کرنش سایر نمونه ها کم تر است.

با توجه به داده های جدول (۲)، سختی نمونه ی مرجع پس از آسیاکاری مکانیکی تقریباً دو برابر شده است که دلیل اصلی آن، مطابق با قانون هال- پیچ، ریزدانه شدن ساختار حین آلیاژسازی مکانیکی می باشد:

$$H = H_0 + KD^{-1/2} \quad (5)$$

در این رابطه، H_0 سختی نمونه ی دانه درشت تاب کاری شده، D اندازه ی دانه و K عدد ثابت است [34]. با توجه به این که سختی کاربید بور خیلی بیش تر از سختی آلومینیم است، افزایش سختی با افزودن کاربید بور، دور از انتظار نیست. این رفتار، با توجه به قانون

مراجع

۱. ولی بیگلو، ن.، آذری خسروشاهی، ر.، "بررسی تأثیر نانو ذرات Al_2O_3 بر رفتار پیرسختی و خواص مکانیکی

- نانوکامپوزیت $Al-4.5\%Cu/Al_2O_3$ تهیه شده به روش ریخته‌گری گردابی"، نشریه مهندسی متالورژی و مواد، سال بیست و سوم، شماره دو، صص ۴۴-۳۳، (۱۳۹۱).
2. Alizadeh, A., Taheri-Nassaj, E., Hajizamani, M., "Hot Extrusion Process Effect on Mechanical Behavior of Stir Cast Al Based Composites Reinforced with Mechanically Milled B_4C Nanoparticles", *Journal of Materials Science and Technology*, Vol. 27, No. 12, pp. 1113-1119, (2011).
 3. Suresh, S., Mortensen, A., Needleman A., "Fundamentals of Metal- Matrix Composites", Butterworth-Heinemann, London, (1993).
 ۴. میرزایی، م.، آقایی خفری، م.، شکوه‌فر، ع.، "تاثیر پارامترهای عملیات حرارتی پیرسختی بر رفتار تغییر شکل آلیاژ AA2024، هشتمین کنگره سالانه انجمن مهندسين متالورژی ایران، دانشگاه صنعتی اصفهان، (۱۳۸۲).
 ۵. جعفری بهرام آبادی، م.، عباسی، م.ح.، عنایتی، م.ح.، کریم زاده، ف.، "بررسی رفتار پیرسختی در آلیاژ نانو ساختار AA2024 تولید شده به روش آسیاب کاری مکانیکی"، دومین همایش مشترک انجمن مهندسين متالورژی ایران و جامعه ریخته گران ایران، دانشگاه آزاد اسلامی واحد کرج، (۱۳۸۷).
 ۶. رضوی حسابی، ز.، "اثر نانوذرات آلومینا بر فرآوری و خواص مکانیکی نانوکامپوزیت $Al-5\%volAl_2O_3$ "، پایان‌نامه دکتری، دانشکده مهندسی و علم مواد دانشگاه صنعتی شریف، فروردین (۱۳۸۷).
 7. Khakbiz, M., Akhlaghi, F., "Synthesis and structural characterization of $Al-B_4C$ nano-composite powders by mechanical alloying", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 482, pp 516-521, (2009).
 8. Rahimian, M., Parvin, N., Ehsani, N., "Investigation of Particle Size and Amount of Alumina on Microstructure and Mechanical Properties of Al Matrix Composite Made by Powder Metallurgy", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 527, pp. 1031-1038, (2010).
 9. Ye, J., He, J., Schoenung, J.M., "Cryomilling for the Fabrication of a Particulate B_4C Reinforced Al Nanocomposite: Part I. Effects of Process Conditions on Structure", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 37, pp 3099-3109, (2006).
 10. Han, B.Q., Ye, J., Tang, F., Schoenung, J., Lavernia, E.J., "Processing and behavior of nanostructured metallic alloys and composites by Cryomilling", *Journal of Materials Science*, Vol. 42, pp. 1660-1672, (2007).
 11. Nie, C., Gu, J., Liu, J., Zhang, D., "Investigation on Microstructures and Interface Character of B_4C Particles reinforced 2024Al Matrix composites Fabricated by Mechanical Alloying", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 454, pp. 118-122, (2008).
 12. Koch, C.C., "Optimization of Strength and ductility in nanocrystalline and ultrafine grained metals", *Scripta Materialia*, Vol. 49, pp. 657-662, (2003).
 13. Ye, J., Han, B.Q., Lee, Z., Ahn, B., Nutt, S.R., Schoenung, J.M., "A tri-modal aluminum based composite with super-high strength", *Scripta Materialia*, Vol. 53, pp. 481-486, (2005).
۱۴. محسنی، م.، رحیمی، ش.، کریم‌زاده، ف.، "استحاله فازی فولاد CK45 نانو ساختار حین فرآیند آسیاب کاری مکانیکی"، دومین همایش

- مشترک انجمن مهندسين متالورژی ايران و جامعه ريخته گران ايران، دانشگاه آزاد اسلامی واحد كرج، (۱۳۸۷).
۱۵. عليزاده، ع.، عبدلهی، ع.، نصیری، ز.، "مقایسه ریزساختار و خواص مکانیکی نانوکامپوزیت Al-B₄C تولید شده به روش های ریخته-گری گردابی، متالورژی پودر و آلیاژسازی مکانیکی"، فرآیندهای نوین در مهندسی مواد، سال هشتم، شماره اول، صص. ۲۹-۲۱، (۱۳۹۳).
16. Williamson, G.K., Hall, W.H., "X-ray line broadening from filed aluminium and wolfram", *Acta Metallurgica*, Vol. 1, No. 1, pp. 22-31, (1953).
۱۷. عبدلهی، ع.، عليزاده، ع.، بهاروندی، ح.، "بررسی تأثیر ذرات کاربید بور و زمان آسیاکاری مکانیکی بر ریزساختار و خواص مکانیکی نانوکامپوزیت AA2024-B₄C"، علم و مهندسی سرامیک، جلد ۲، شماره ۱، صص. ۴۳-۲۵، (۱۳۹۲).
18. Chawla, N., Chawla, K.K., "Metal Matrix Composites", *Springer*, New York, (2006).
19. Porter, P.A., Easterling, K.E., "phase Transformation in Metals and Alloys", Van Nostrand Reinhold Company, England, (1981).
20. Avner, S.H., "Introduction to Physical Metallurgy", *McGraw-Hill*, New York, (1974).
21. Totten, G.E., MacKenzie, D.S., "Handbook of Aluminum", *Marcel Dekker Inc.*, New York, (2003).
22. Mahmudi, R., "grain boundary strengthening in a fine grained aluminum alloy", *Scripta Materialia*, Vol. 32, No. 5, pp. 781-786, (1995).
23. Wang, Z., Song, M., Sun, C., Xiao, D., He, Y., "Effect of extrusion and particle volume fraction on the mechanical properties of SiC reinforced Al-Cu alloy composites", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 527, pp. 6537-6542, (2010).
24. Ezatpour, H.R., Beygi, H., Sajjadi, S.A., Torabi parizi, M., "microstructure and mechanical properties of Al-Al₂O₃ micro and nano composite fabricated by a novel stire casting route", *2nd Confernces on Application of nanotechnology in Science, Engineering and Medicine*, Mashhad- Iran, (2011).
25. Sajjadi, S.A., Ezatpour, H.R., Torabi Parizi, M., "Comparison of microstructure and mechanical properties of A356 aluminum alloy/Al₂O₃ composites fabricated by stir and compo-casting processes", *Materials and Design*. Vol. 34, pp. 106-111, (2012).
۲۶. میرحسینی، ح.، اسدی، و.، "ساخت و بررسی عملیات حرارتی کامپوزیت ریختگی Al₃Si₂-Al₂O₃" پنجمین کنگره سالانه انجمن مهندسين متالورژی ايران، دانشگاه صنعتی امیرکبیر، (۱۳۸۰).
27. Dieter, G.E., "Mechanical Metallurgy", *McGraw-Hill*, New York, (1986).
28. Alizadeh, A., Taheri-Nassaj, E., "Mechanical properties and wear behavior of Al-2 wt.% Cu alloy composites reinforced by B₄C nanoparticles and fabricated by mechanical milling and hot extrusion", *Material Charanterization*, Vol. 67, pp. 119-128, (2011).
29. Abdollahi, A., Alizadeh, A., Baharvandi, H.R., "Dry sliding tribological behavior and mechanical properties of AA2024-5wt.%B₄C nanocomposite produced by mechanical milling and hot extrusion", *Materials and Design*, Vol. 55, pp. 471-481, (2014).
۳۰. پاکدل، ا.، فرهنگي، ح.، امامی، م.، "تأثیر دمای اکستروژن بر میزان تخلخل و انعطاف پذیری کامپوزیت Al-SiCp" دومین همایش مشترک انجمن مهندسين متالورژی ايران و جامعه ريخته گران ايران، دانشگاه آزاد اسلامی واحد كرج، (۱۳۸۷).

31. Razavi Tousi, S.S., Yazdanirad, R., Salahi, E., Razavi, M., "Effect of milling time and addition of alumina powder on the structural properties and fracture surface of nanocrystalline Al", *Materials Science-Poland*, Vol. 27, No. 3, pp. 875-884, (2009).
32. Kang Y.C., Chan S.L.I., "Tensile properties of nanometric Al₂O₃ particulate-reinforced aluminum matrix composites", *Materials Chemistry and Physics*, Vol. 85, pp. 438-443, (2004).
33. Cheng, S., Ma, E., Wang, Y.M., Kecskes, L.J., Youssef, K.M., Koch, C.C., Trociewitz, U.P., Han, K., "Tensile properties of in situ consolidated nanocrystalline Cu", *Acta. Materialia*, Vol 53, pp. 1521-1533, (2005).
34. Wang, Z.B., Tao, N.R., Li S., Wang, W., Liu, G., Lu, J., "Effect of surface nanocrystallization on friction and wear properties in low carbon steel", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 352, pp.144-149, (2003).