فصلنامه‌ی علمی پژوهشی

علم و مهندسی سرامیک

دوره‌ی ۷، شماره‌ی ۴، زمستان ۱۳۹۷

بررسی مکانیزم‌های استحکام‌دهی و نوع شکست کامپوزیت‌های فوق ریزدانه‌ی سه جزئی Al5083-5%B_4C-Al2024 و Al5083-5%B_4C-Al5083

متین سائسی[۱]، علی علیزاده[۲*]، علیرضا عبداللهی[۱]، ناصر احسانی[۳]

[۱] پژوهشکده‌ی کامپوزیت، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، لویزان، تهران، ایران

[۲] دانشیار مهندسی مواد، مجتمع مواد و فناوری‌های ساخت، دانشگاه مالک اشتر تهران

[۳] استاد سرامیک – مجتمع مواد و فناوری‌های ساخت، دانشگاه صنعتی مالک اشتر تهران

* A_Alizadeh@mut.ac.ir

اطلاعات مقاله:

دریافت: ۲۰ آبان ۱۳۹۷

پذیرش: ۸ بهمن ۱۳۹۷

کلید واژه:

کامپوزیت سه جزئی، آسیاب مکانیکی، اکستروژن داغ، کاربید بور، آلومینیوم

چکیده:

در این پژوهش، به بررسی اثر افزودن پودرهای آلومینیوم ۲۰۲۴ و ۵۰۸۳ درشت دانه بر خواص مکانیکی و مکانیزم شکست کامپوزیت سه جزئی Al5083 – 5%B_4C پرداخته شده است. به این منظور ابتدا پودر آلومینیوم ۵۰۸۳ همراه با ۵٪ وزنی کاربید بور تحت آسیاب مکانیکی به مدت ۳۶ ساعت تحت اتمسفر آرگون قرار گرفت تا پودر کامپوزیتی Al5083-5%B_4C به دست آید. سپس این پودر آسیاب شده با ۲۵ و ۵۰٪ وزنی پودر آلومینیوم ۲۰۲۴ و ۵۰۸۳ درشت دانه مخلوط گردید و سپس تحت پرس داغ و اکستروژن داغ قرار گرفت و ریزساختار، خواص مکانیکی و مکانیزم شکست نمونه‌های به دست آمده با یکدیگر مقایسه شد. نتایج نشان داد که افزودن پودر آلیاژ ۲۰۲۴ درشت دانه به عنوان فاز سوم، باعث کاهش استحکام قطعات تا ۳۰٪ در قیاس با نمونه‌های فاقد فاز درشت دانه می‌گردد اما انعطاف پذیری را افزایش می‌دهد به طوری که در اثر افزودن ۲۵٪ وزنی پودر آلیاژ ۲۰۲۴، استحکام از ۵۰۸MPa به ۳۷۹MPa کاهش یافت اما درصد ازدیاد طول از حدود ۰/۶٪ به حدود ۴٪ افزایش یافت. همچنین مشخص شد در نمونه‌های سه جزئی دارای آلومینیوم ۲۰۲۴ درشت دانه، افت استحکام نسبت به نمونه‌های دارای آلومینیوم ۵۰۸۳ درشت دانه، کمتر است. بررسی سطوح شکست نمونه‌های دو و سه جزئی نشان داد افزودن آلومینیوم ۲۰۲۴ درشت دانه باعث تغییر مکانیزم شکست شده و جدایش مرز دانه‌ای رخ می‌دهد. به نظر می‌رسد فصل مشترک دو فاز درشت دانه و فوق ریز دانه در کامپوزیت‌های سه جزئی، نقش اساسی در تعیین مکانیزم شکست داشته است.

۱- مقدمه

استفاده از آلیاژهای آلومینیوم Al2024 و Al5083 و کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی با هدف سبک سازی، مقاوم سازی و جایگزینی با قطعات سنگین فولادی، کاهش مصرف سوخت و انرژی، افزایش نسبت استحکام به وزن، بهبود مقاومت به تنش‌ها و ضربه‌های احتمالی و نیز بهبود مقاومت

[Downloaded from ijcse.ir on 2025-06-08]

[DOR: 20.1001.1.23222352.1397.7.4.6.6]

به خوردگی در قطعات مورد استفاده در صنایع مختلفی چون صنایع هوایی، دریایی و اتومبیل در سالیان اخیر بسیار مورد توجه قرار گرفته است [۱-۴]. یکی از مهمترین روش‌های تولید کامپوزیت‌های زمینه فلزی، به خصوص زمینه آلومینیومی، استفاده از یک آسیاب گلوله‌ای پر انرژی و آسیاب مکانیکی پودرها در حضور گاز خنثی یا نیتروژن مایع (کرایومیلینگ) است. با استفاده از این روش می‌توان به توزیع یکنواخت ذرات تقویت کننده در زمینه، عدم خوشه‌ای شدن و ایجاد فصل مشترک تمیز و بی‌نقص در کنار ریزدانه شدن پودر رسید که این موارد در ادامه‌ی کار و در روند ساخت قطعات توسط روش‌های شکل پذیری بسیار تعیین کننده هستند و منجر به بهبود خواص نهایی قطعات می‌گردند [۵-۸]. از سوی دیگر اما استحکام کمتر آلیاژهای آلومینیوم در قیاس با فولاد و نیز محدودیت انعطاف پذیری کامپوزیت‌های زمینه فلزی به خصوص زمینه آلومینیومی به همراه مشکلات فنی و محدودیت‌های تولید، کاربرد آن‌ها را محدود می‌سازد. در سالیان اخیر تلاش‌ها و پژوهش‌های بسیاری در زمینه‌ی ساخت و بهبود استحکام و چقرمگی کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی انجام شده است و محققان تلاش کرده‌اند کامپوزیت‌هایی بسازند که در کنار دارا بودن خواص مکانیکی مناسب مانند نسبت استحکام به وزن بالا، دارای چقرمگی مطلوب نیز باشند. با این همه، مشکل تردی در کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی و عدم انعطاف پذیری مناسب آن‌ها همچنان از معضلات جدی بوده و هست [۹-۱۱]. به این منظور محققان استفاده از کامپوزیت‌های سه جزئی را پیشنهاد دادند که در آن‌ها نقش فاز سوم، بهبود دهنده‌ی انعطاف پذیری و چقرمگی کامپوزیت و تامین کننده‌ی تغییر شکل پلاستیکی موضعی در این کامپوزیت‌ها بود. آنان بر این باور بودند که با تغییر نوع و درصد فاز سوم می‌توان خواص مکانیکی را تغییر داد و به سمت مقادیر بهینه و خواص مطلوب تر شامل استحکام بالا و انعطاف پذیری مناسب و به صورت توامان پیش رفت [۵، ۱۰ و ۱۱]. به این منظور آنان پودرهای درشت دانه از جنس فلز زمینه را وارد روند ساخت قطعه کامپوزیتی نمودند اما این کار باعث افت شدید استحکام آن‌ها شد [۷ و ۱۰]. از آن جایی که نوع و مقدار فاز سوم اثرات مهمی بر خواص مکانیکی و مکانیزم‌های شکست قطعات کامپوزیتی دارد، لذا در این پژوهش پودرهای آلیاژسازی شده کامپوزیت Al5083-5%B_4C به همراه پودر درشت دانه‌ی آلیاژ ۲۰۲۴ و ۵۰۸۳ تا ۵۰٪ وزنی به عنوان فاز سوم مخلوط شدند و تحت فرآیندهای شکل دهی پرس داغ و اکستروژن داغ قرار گرفتند و خواص مکانیکی قطعات به دست آمده مورد بررسی و مقایسه قرار گرفت تا اثر آلیاژهای Al2024 و Al5083 به عنوان فاز سوم بر خواص مکانیکی و نوع شکست کامپوزیت‌های سه جزئی Al5083-5%B_4C مورد بررسی قرار گیرد.

۲- فعالیت‌های تجربی

در این پژوهش از پودر آلیاژهای آلومینیوم ۵۰۸۳ و ۲۰۲۴ با میانگین اندازه ذرات پودر کمتر از ۱۰۰ میکرون با خلوص ۹۹/۹٪ با مورفولوژی اولیه‌ی نسبتا کروی شکل و به ترتیب با چگالی ۲/۴۲ و ۲/۷۷ گرم بر سانتی متر مکعب اتمیزه شده در شرکت آلومینیوم پارس و از ۵٪ وزنی پودر کاربیدبور با خلوص ۹۹/۹۸٪ با میانگین اندازه ذرات کمتر از ۵۰ میکرون و چگالی ۲/۴۱ گرم بر سانتی متر مکعب ساخت شرکت تیانجین چین

[Downloaded from ijcse.ir on 2025-06-08]

[DOR: 20.1001.1.23222352.1397.7.4.6.6]

به عنوان مواد اولیه ساخت نمونه‌های کامپوزیتی دو و سه جزئی استفاده گردید. از یک آسیاب گلوله‌ای سایشی دارای سیستم آبگرد با حجم ۱ لیتر از جنس فولاد زنگ نزن ۳۰۴ به عنوان مخزن آسیاب و از گلوله‌های فولادی زنگ نزن ۳۰۴ با قطر ۵ میلی متر به عنوان گلوله‌های سایشی استفاده گردید و آسیاب مکانیکی پودرها تحت اتمسفر آرگون انجام شد. ترکیب آلیاژهای آلومینیوم ۵۰۸۳ و ۲۰۲۴ استفاده شده در این پژوهش، در جداول ۱ و ۲ آمده است.

جدول ۱- آنالیز عنصری پودر آلومینیوم ۵۰۸۳ استفاده شده در این پژوهش.

عنصر	Al	Mg	Si	Fe	Mn	Zn	Cr	سایر
درصد	۹۴	۴/۴	۰/۵	۰/۴	۰/۲	۰/۲	۰/۲	۰/۱

جدول ۲- آنالیز عنصری پودر آلومینیوم ۲۰۲۴ استفاده شده در این پژوهش.

عنصر	Al	Cu	Mg	Si	Fe	Mn	Zn	Cr	سایر
درصد	۹۳	۴/۳	۱/۱	۰/۴	۰/۴	۰/۴	۰/۲	۰/۱	۰/۱

در هر مرحله، مقدار ۱۱۴ گرم پودر آلومینیوم ۵۰۸۳ به همراه ۶ گرم پودر کاربید بور و ۱۸۰۰ گرم گلوله فولادی، (نسبت جرم گلوله به پودر ۱۵:۱)، در مخزن آسیاب ریخته شد و بازوی آسیاب با سرعت ۳۶۰ دور در دقیقه و به مدت ۳۶ ساعت در گردش بود تا فرآیند آسیاب مکانیکی انجام شود. عامل کنترل کننده‌ی فرآیند آسیاب، استئاریک اسید، ($C_{18}H_{36}O_2$) به میزان ۱٪ وزنی انتخاب شد. پس از اتمام فرآیند آسیاب، پودرهای کامپوزیتی آلیاژسازی شده در دمای ۴۰۰°C گاززدایی شدند تا اثر استئاریک اسید و هیدروژن در آن‌ها حذف شود. پس از گاززدایی، پودرهای کامپوزیتی آلیاژسازی شده به همراه ۲۵ و ۵۰٪ پودر درشت دانه آلومینیوم ۵۰۸۳ و ۲۰۲۴ به عنوان فاز و جزء سوم به مدت ۱ ساعت مخلوط شدند و سپس تحت عملیات شکل دهی داغ قرار گرفتند. به منظور متراکم سازی و شکل دهی اولیه پودرهای کامپوزیتی از روش پرس داغ در یک قالب فولادی گرم کار H13 در دمای ۴۱۰°C و فشار ۳۷۰ مگاپاسکال و به منظور شکل دهی نهایی از عملیات اکستروژن در دمای ۴۵۰°C و نرخ کرنش ۱ میلی متر بر ثانیه استفاده شد تا در نهایت نمونه‌های استوانه‌ای شکل با قطر ۲ سانتی متر و ارتفاع ۷ سانتی متر به دست آید.

به منظور بررسی ریزساختار و سطوح شکست نمونه‌ها از میکروسکوپ‌های نوری (OLYMPUS-BX43) الکترونی روبشی (SEM-TESCAN-VEGA III) و عبوری (TEM-Philips-FEGC200) مجهز به سیستم آنالیز عنصری EDS و از آزمون‌های سختی سنجی ویکرز و آزمون کشش برای بررسی خواص مکانیکی نمونه‌های اکسترود شده استفاده شد. لازم به ذکر است به منظور بالا رفتن دقت نتایج، میانگین اعداد به دست آمده از حداقل ۳ بار آزمایش برای استحکام کششی و میانگین اعداد به دست آمده از ۵ نقطه سختی سنجی برای نمونه‌ها گزارش شده‌اند. برای انجام آزمون کشش، نمونه‌ها طبق استاندارد ASTM-E8 ماشینکاری شدند و به صورت استوانه‌ای شکل با طول گیج ۱۲/۵ میلی متر و قطر ۵ میلی‌متر در آمدند.

۳- نتایج و بحث

۳-۱- بررسی مورفولوژی و ریزساختار کامپوزیت‌های دو و سه جزئی

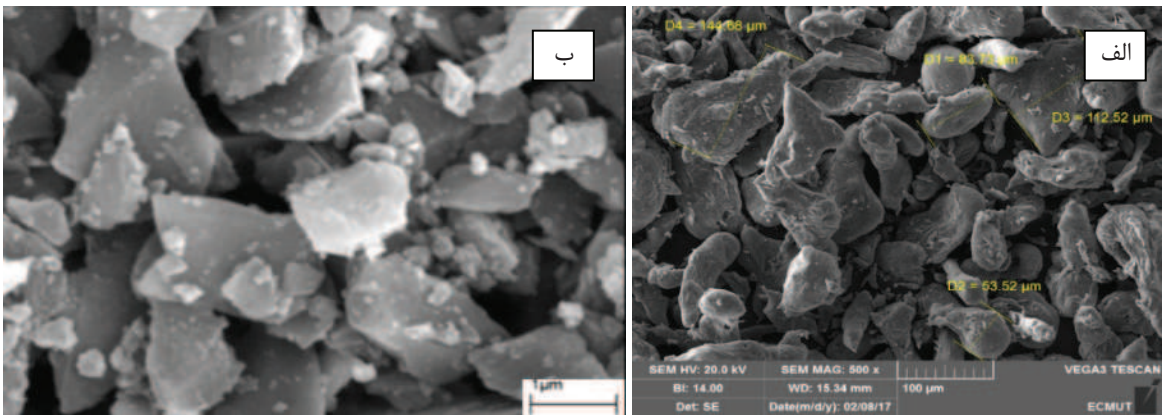
شکل ۱، تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از پودر آلیاژ ۵۰۸۳ و پودر کاربید بور اولیه را نشان می‌دهد. همان گونه

[Downloaded from ijcse.ir on 2025-06-08]

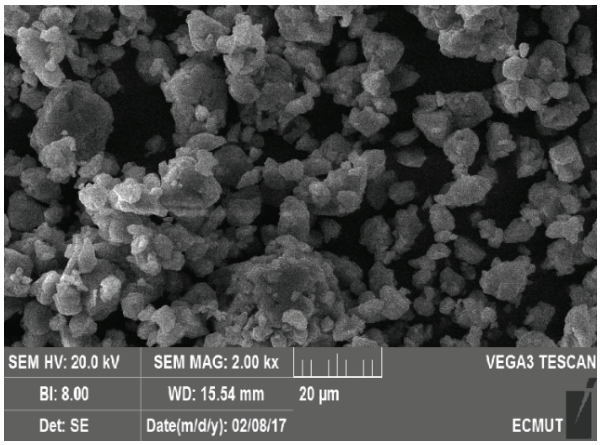
[DOR: 20.1001.1.23222352.1397.7.4.6.6]

که مشاهده می‌شود، ذرات به صورت نسبتا گرد و هم محور بوده اما توزیعی گسترده از ذرات درشت دانه و ریزدانه در نمونه مشهود است.

شکل ۲، تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از نمونه‌ی Al5083-5%B_4C را پس از ۳۶ ساعت آسیاب مکانیکی نشان می‌دهد. همان گونه که مشاهده می‌شود، موروفولوژی ذرات پس از آسیاب به مدت ۳۶ ساعت، به سمت کروی و هم محور پیش رفته است و به نظر می‌رسد فرآیندهای جوش سرد و شکست به تعادل رسیده‌اند. شکل ۳، روند و مکانیزم فرآیند آسیاب مکانیکی را به صورت شماتیکی نشان می‌دهد. در مراحل اولیه آسیاب، ذرات پودری در اثر ضربات اعمالی از برخورد گلوله‌ها تغییر شکل داده و تخت می‌شوند و با یکدیگر جوش می‌خورند و اگلومره‌هایی از ذرات پودری تشکیل می‌شود. در ادامه، این اگلومره‌ها شکسته شده و ذرات ریزتری تشکیل می‌شود. با ادامه‌ی فرآیند آسیاب، ذرات پودری مرتبا شکسته شده و جوش می‌خورند تا تعادلی میان جوش سرد و شکست برقرار می‌شود و در نهایت ذرات پودری هم محور تشکیل می‌شوند [۱۱].



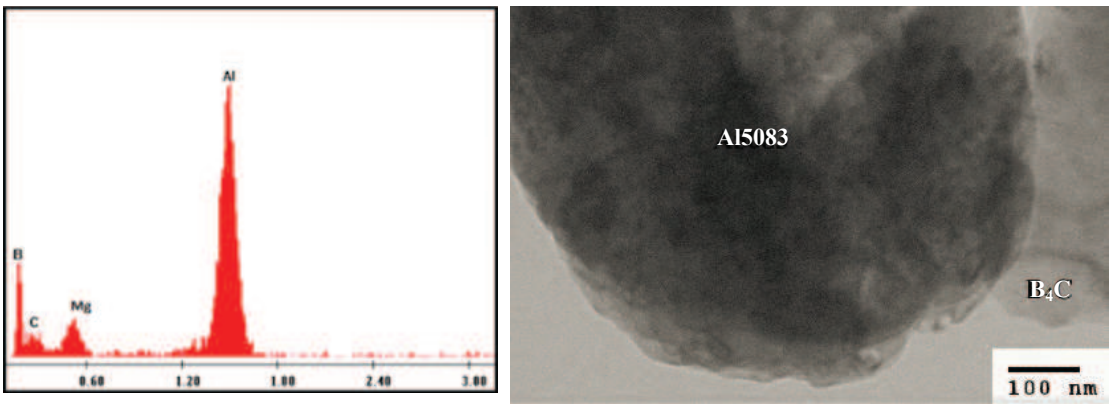
شکل ۱- تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از پودرهای اولیه.
الف) پودر آلومینیوم ۵۰۸۳ اولیه، ب) پودر کاربید بور اولیه.



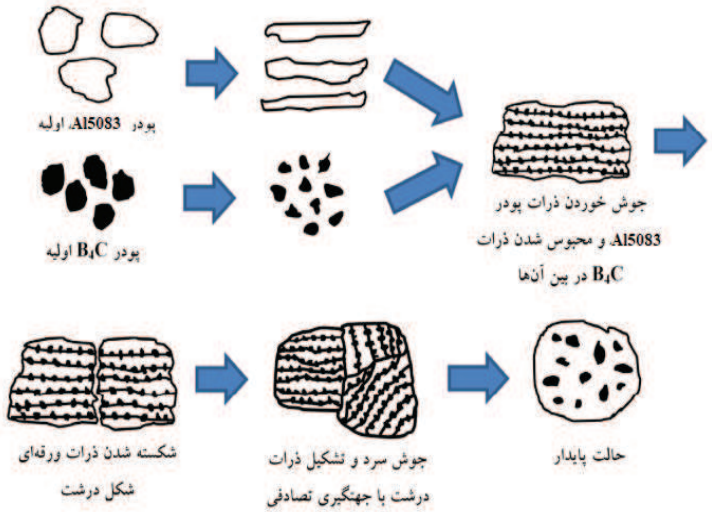
شکل ۲- مورفولوژی نمونه‌ی Al5083-5%B_4C **پس از ۳۶ ساعت آسیاب مکانیکی.**

[Downloaded from ijcse.ir on 2025-06-08]
[DOR: 20.1001.1.23222352.1397.7.4.6.6]

شکل ۳، تصویر TEM گرفته شده از پودر Al5083-5%B_4C پس از ۳۶ ساعت آسیاب مکانیکی را نشان می‌دهد. همانگونه که مشاهده می‌شود ذرات B_4C در اثر آسیاب مکانیکی کاملا با ذرات Al5083 جوش خورده‌اند و پیوند و اتصالی بدون نقص در فصل مشترک این دو مشاهده می‌شود. به عبارت دیگر در مراحل اولیه آسیاب ذرات Al5083 در حضور ذرات سرامیکی B_4C، ابتدا ذرات آلومینیومی به صورت مسطح و ورقه‌ای در می‌آیند. در همان زمان ذرات سرامیکی در اثر ضربه‌های شدید شکسته می‌شوند. در ادامه، ذرات سرامیکی در بین ذرات فلزی تخت آلومینیومی قرار می‌گیرند و جوش سرد میان آن‌ها اتفاق می‌افتد تا یک ذره کامپوزیتی تشکیل شود [۱۲]. شکل ۴، شمایی از این فرآیند را نشان می‌دهد.



شکل ۳- تصویر BF-TEM از پودر نانوکامپوزیت Al5083-5%B_4C پس از ۳۶ ساعت آسیاب مکانیکی به همراه نتیجه آنالیز عنصری این نمونه.



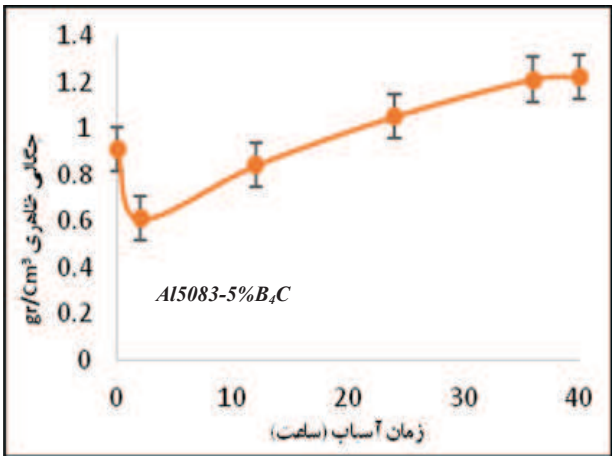
شکل ۴- مراحل تشکیل پودرهای هم محور فوق ریزدانه‌ی کامپوزیتی Al5083-5%B_4C در فرآیند آسیاب مکانیکی [۱۱].

[Downloaded from ijcse.ir on 2025-06-08]

[DOR: 20.1001.1.23222352.1397.7.4.6.6]

شکل ۵، نمودار چگالی ظاهری پودر پس از آسیاب به مدت ۳۶ ساعت را نشان می‌دهد. همانگونه که گفته شد در مراحل ابتدایی آسیاب، مسطح شدن ذرات آلومینیومی اتفاق می‌افتد. این موضوع باعث می‌شود چگالی ظاهری پودر پس از ۲ ساعت کاهش یابد. با ادامه‌ی فرآیند آسیاب و به تعادل رسیدن شکست و جوش سرد و تشکیل ذرات هم محور، چگالی ظاهری افزایش می‌یابد چرا که فضاهای خالی میان پودرها بهتر توسط ذرات هم محور و ریزدانه پر می‌شود.

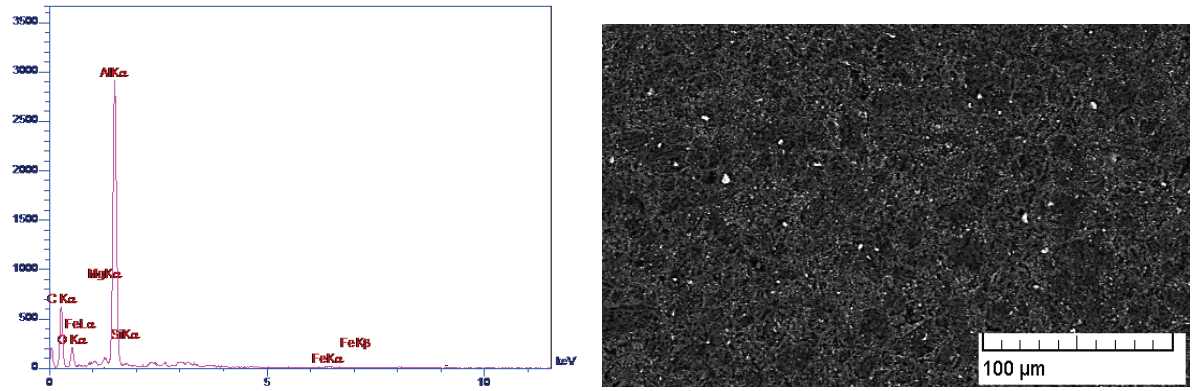
شکل ۶، تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از نمونه‌ی Al5083-5%B_4C پس از پرس داغ را نشان می‌دهد. همانگونه که مشخص است، توزیع ذرات تقویت کننده در زمینه یکنواخت بوده و به دلیل عدم مشاهده‌ی مرز دانه‌ها به نظر می‌رسد ساختار به صورت فوق ریزدانه درآمده است. از سوی دیگر، ذرات ریز سفید رنگی که به صورت منظم و همگن در سراسر ریزساختار توزیع شده‌اند، به نظر می‌رسد ذرات آهن بوده که از برخورد گلوله ها با ذرات پودر و سایش و اصطکاک و ضربه‌های شدید ناشی از روند آسیاب، وارد ساختار شده‌اند [۱۱]. آنالیز EDS، وجود عنصر آهن را تایید می‌نماید. همچنین وجود عناصر بور و کربن در این آنالیز، معرف وجود کاربید بور است. از سوی دیگر باید به وجود اکسیژن در سیستم اشاره نمود و نقش آن را نیز در نظر گرفت. وجود عنصر اکسیژن در این آنالیز نشان می‌دهد که با وجود استفاده از محیط آرگون در آسیاب، همچنان مقداری اکسید در ساختار وجود دارد. دلیل این موضوع، این است که می‌دانیم پیش از آسیاب، در پودر اولیه، مقداری اکسید وجود دارد که در سطح پودرهای آلومینیوم اولیه، تشکیل شده است. در زمان آسیاب و در اثر ضربه های شدید، اصطکاک و سایش، این پوسته های اکسیدی شکسته شده و از بین می‌روند اما در کل فرآیند آسیاب، به صورت ذرات جدا باقی می‌مانند. این ذرات به دلیل سختی بالا تا حدی به فرآیند آسیاب کمک می‌کنند و مانند گلوله‌های فولادی باعث سایش بیشتر و بهبود روند آسیاب می‌شوند اما در نهایت در سیستم باقی می‌مانند و جلوگیری از ورود آن‌ها اجتناب ناپذیر است [۳].



شکل ۵- نمودار وضعیت چگالی ظاهری پودر کامپوزیتی Al5083-5%B_4C پس از ۳۶ ساعت آسیاب مکانیکی

[Downloaded from ijcse.ir on 2025-06-08]

[DOR: 20.1001.1.23222352.1397.7.4.6.6]



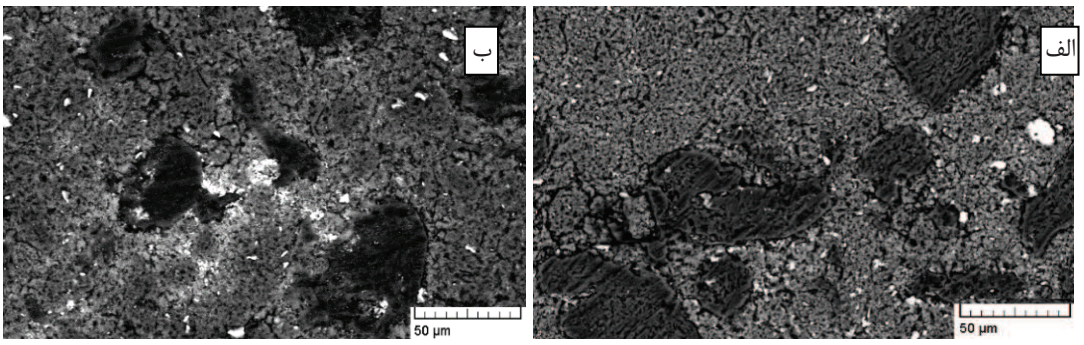
شکل ۶- تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از نمونه‌ی Al5083-5%B_4C پس از آسیاب و پرس داغ و نتیجه‌ی آنالیز EDS این نمونه.

شکل ۷، تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از نمونه‌های سه جزئی دارای ۲۵٪ وزنی آلیاژ ۲۰۲۴ و ۵۰۸۳ درشت دانه را نشان می‌دهد. همانگونه که مشاهده می‌شود، یک ساختار دو فازی شامل فاز فوق ریزدانه Al5083-5%B_4C (UFG)[1] و ذرات درشت دانه[2] (CG) و میکرونی آلیاژهای ۲۰۲۴ و ۵۰۸۳ به دست آمده است که ذرات درشت به صورت یکنواخت در کل ساختار پراکنده و توزیع شده‌اند. یک نکته‌ی مهم، این است که خود این ذرات درشت دانه در پاره‌ای از موارد با یکدیگر جوش خورده‌اند و شبکه‌ای از فاز درشت دانه را پدید آورده‌اند (شکل ۷ – (الف)). این مورد در تصاویر به دست آمده از میکروسکوپ نوری برای نمونه‌های دارای ۵۰٪ وزنی آلومینیوم درشت دانه نیز مشاهده می‌شود (شکل‌های ۸– (الف) و (ب)). از سوی دیگر، در مورد نمونه‌های ساخته شده با ۵۰٪ فاز ۲۰۲۴ درشت دانه (شکل ۸ – (الف))، در داخل ذرات، شبکه‌ای از ذرات تیره رنگ مشاهده می‌شود. به نظر می‌رسد این ذرات، احتمالا رسوبات غنی از مس هستند.

شکل ۹، تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از نمونه‌ی Al5083-5%B_4C-50%Al2024 به همراه نقشه‌ی عنصری این نمونه را نشان می‌دهد که وجود رسوبات غنی از مس در این نمونه مشخص است. وجود این رسوبات در ساختارهای کامپوزیتی دو و سه جزئی پایه آلومینیومی با زمینه آلیاژ ۲۰۲۴ توسط برخی از محققان نیز گزارش شده است [۵ و ۱۱]. دلیل وجود این ترکیبات غنی از مس، دمای ناشی از فرآیندهای پرس داغ و اکستروژن داغ و سرد شدن آرام قطعات می‌باشد چرا که در این حالت قطعات تا حدود ۴۵۰°C حرارت داده شده و در آن دما نگه داشته می‌شوند و پس از شکل دهی و اعمال تغییر فرم پلاستیک شدید، به آرامی تا دمای محیط سرد می‌شوند. این موضوع باعث می‌شود آلومینیوم ۲۰۲۴ تحت پیر سختی و رسوب سختی قرار گیرد و فازهای θ و θ' غنی از مس تشکیل شوند. این رسوبات از آن جایی که هم سیما[3] هستند، با برهم کنش شدید با نابجایی‌ها و ممانعت از حرکت آن‌ها در افزایش استحکام کامپوزیت بسیار موثر هستند [۱۱ و ۱۳].

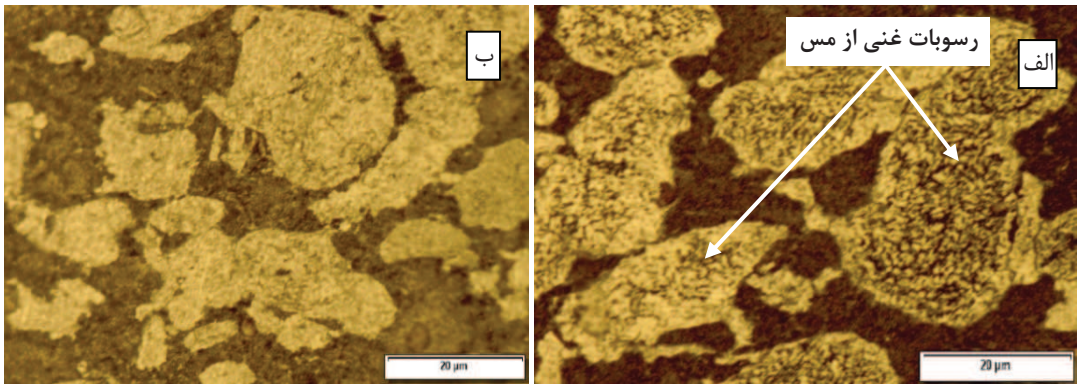
[1] Ultra-fine grain
[2] Coarse grain
[3] Coherent

[Downloaded from ijcse.ir on 2025-06-08]
[DOR: 20.1001.1.23222352.1397.7.4.6.6]



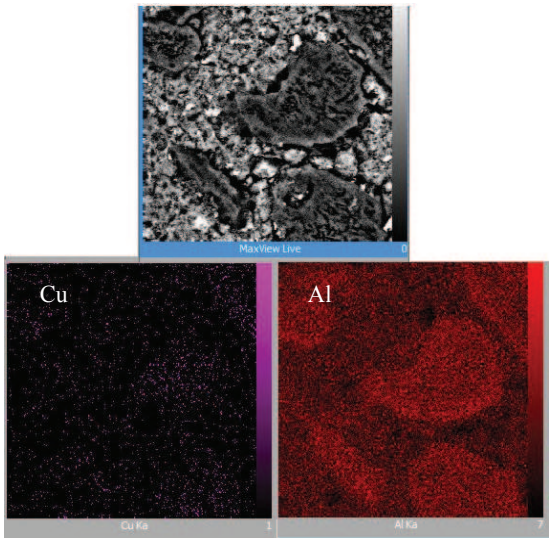
شکل ۷- تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از نمونه‌های کامپوزیتی سه جزئی پس از پرس داغ.

(الف) - Al5083-5%B_4C-25%Al2024 و Al5083-5%B_4C-25%Al5083



شکل ۸- تصاویر میکروسکوپ نوری از نمونه‌های کامپوزیتی سه جزئی پس از پرس داغ.

(الف) – Al5083-5%B_4C-50%Al2024 و Al5083-5%B_4C-50%Al5083



شکل ۹- تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از نمونه‌ی Al5083-5%B_4C-50%Al2024 و نقشه عنصری این نمونه و حضور ذرات غنی از مس غنی در فاز درشت دانه.

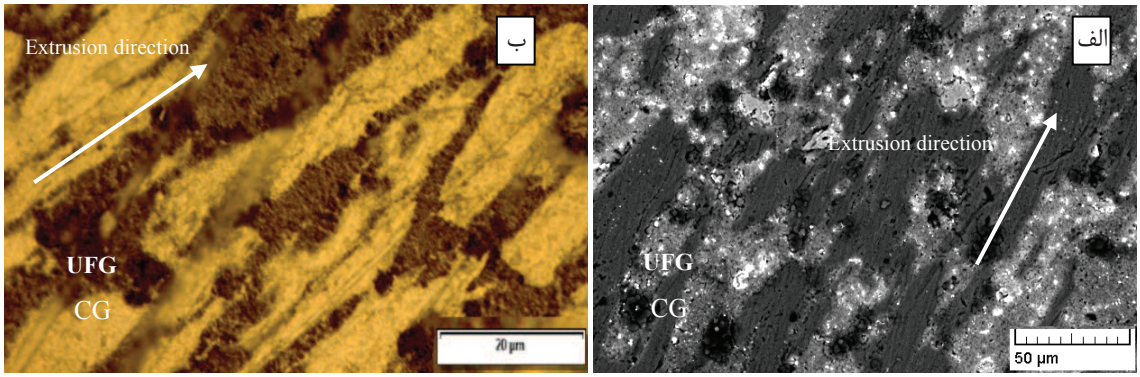
[Downloaded from ijcse.ir on 2025-06-08]

[DOR: 20.1001.1.23222352.1397.7.4.6.6]

شکل ۱۰، تصاویر نمونه‌های سه جزئی را پس از انجام عملیات اکستروژن داغ نشان می‌دهد. همانگونه که مشاهده می‌شود، در اثر اکستروژن، ذرات در جهت اکستروژن کشیده شده‌اند. همانگونه که پیش تر نیز اشاره شد، در پاره‌ای از موارد، خود ذرات درشت دانه با یکدیگر جوش خورده‌اند و شبکه‌ای از ذرات درشت دانه در یک زمینه‌ی ریزدانه را ساخته‌اند و در این حالت نسبت طول به قطر (L/D) برای ذرات درشت دانه بیشتر شده است [۱۱ و ۱۴]. تنش اعمال شده در حین فرآیند اکستروژن از نوع برشی بوده و باعث می‌شود رسوبات و فاز تقویت کننده‌ی کاربید بور، به صورت یکنواخت در زمینه توزیع شوند [۱۴-۱۶]. در اثر اکستروژن، تغییراتی همچون جهت‌گیری ذرات تقویت کننده و فاز درشت دانه، تبلور مجدد دانه‌ها و بسته شدن و حذف تخلخل‌ها نیز رخ می‌دهد. در نهایت می‌توان گفت تنش برشی اعمال شده در اثر اکستروژن، باعث می‌شود اتصال ذرات تقویت کننده و فاز زمینه بهبود یافته و تخلخل‌ها نیز تا حد امکان حذف شوند و نیز فازهای درشت دانه در جهت اکستروژن کشیده شوند نسبت L/D برای فاز درشت دانه افزایش یابد [۱۱].

۳-۲- بررسی خواص مکانیکی و مکانیزم‌های استحکام دهی

جدول ۳، نتایج بررسی خواص مکانیکی نمونه‌های این پژوهش، شامل آزمون سختی سنجی ویکرز پس از پرس داغ و آزمون استحکام کششی پس از عملیات اکستروژن داغ را نشان می‌دهد. همانگونه که مشاهده می‌شود، بیشترین سختی و استحکام مربوط به نمونه‌ی Al5083-5%B_4C می‌باشد و کمترین سختی و استحکام کششی مربوط به نمونه‌ی Al5083 اولیه می‌باشد که به نظر می‌رسد دلیل آن انجام عملیات آسیاب مکانیکی و نیز وجود فاز بسیار سخت کاربید بور باشد.



شکل ۱۰- تصاویر میکروسکوپ نوری و الکترونی روبشی از نمونه‌ی سه جزئی Al5083-5%B_4C-50%5083 پس از اکستروژن داغ.

[Downloaded from ijcse.ir on 2025-06-08]

[DOR: 20.1001.1.23222352.1397.7.4.6.6]

جدول ۳- نتایج آزمون سختی و استحکام کششی نمونه‌ها پس از پرس و اکستروژن داغ.

نمونه	سختی (پس از پرس داغ) (HV)	استحکام نهایی کششی (پس از اکستروژن) (MPa)	%El
Al5083	۸۹	۲۰۲/۴	۱۲
Al5083-5%B_4C	۳۵۰	۵۰۸/۰۲	۰/۶
Al5083-5%B_4C-25%2024	۲۱۱	۳۷۹/۰۷	۳/۸
Al5083-5%B_4C-50%2024	۲۰۲	۳۲۷/۱۵	۵/۲
Al5083-5%B_4C-25%5083	۲۰۴	۳۰۷/۰۱	۵/۶
Al5083-5%B_4C-50%5083	۱۸۶	۲۷۷/۳۱	۷/۱

از سوی دیگر باید به نقش کاهش اندازه‌ی ذرات و اندازه دانه‌ی زمینه و همچنین وجود رسوبات در ساختار کامپوزیت اشاره کرد. همانگونه که اشاره شد، در اثر آسیاب مکانیکی، اندازه ذرات ماده آسیاب شده و همچنین اندازه دانه‌های زمینه به سمت محدوده‌ی نانومتری و فوق ریزدانه پیش می‌رود [۱۰ و ۱۱]. این مسئله طبق تئوری هال – پچ[1] منجر به افزایش استحکام می‌شود. در حقیقت ریزدانه شدن باعث افزایش چگالی مرزدانه‌ها در ساختار می‌گردد. این مرز دانه‌ها به عنوان موانعی در برابر حرکت نابجایی‌ها عمل کرده و سختی و استحکام را افزایش می‌دهند [۴]. طبق تئوری هال–پچ، سختی و استحکام نهایی با معکوس اندازه دانه رابطه مستقیم دارد و این بدان معناست که هرچه اندازه دانه کاهش یابد، سختی ماده افزایش می‌یابد. زمانی که ماده به شدت ریزدانه می‌شود، (در محدوده‌ی زیر یک میکرون یا نانومتری)، در کنار ایجاد تعداد بسیار زیادی مرز دانه تعداد بسیار زیادی نابجایی نیز تولید می‌شود تا تعادل در ساختار برقرار شود. این نابجایی‌ها در مسیر حرکت خود با یکدیگر و نیز با مرزهای دانه‌ها برخورد کرده و به شدت قفل می‌شوند و برای آزاد شدن، نیازمند دما یا نیروی بسیار زیادی خواهند بود این موضوع باعث افزایش سختی و استحکام می‌گردد [۱۲ – ۴]. از سوی دیگر، طبق تئوری اوروان[2]، وجود ذرات تقویت کننده به عنوان مانعی در مسیر حرکت نابجایی‌ها عمل می‌کند که این موضوع باعث افزایش استحکام و سختی می‌گردد [۸ و ۱۱]. طبق این تئوری، برای عبور نابجایی‌ها از میان ذرات تقویت کننده، دو راه وجود دارد:

اول؛ نابجایی‌ها می‌توانند این ذرات را دور بزنند و به حرکت خود ادامه دهند و دوم؛ نابجایی‌ها می‌توانند از بین رسوبات و ذرات فاز تقویت کننده عبور کرده و آن‌ها را برش دهند. حالت اول، محتمل تر است چرا که از نظر ترمودینامیکی به انرژی کمتری نیاز دارد همچنین ذرات تقویت کننده کاربید بور بسیار سخت هستند و برش آن‌ها تقریبا ناممکن است [۴–۷]. همچنین در صورت اعمال تنش شدید و عبور نابجایی از میان موانع، دور ذرات یک حلقه‌ی نابجایی جدید

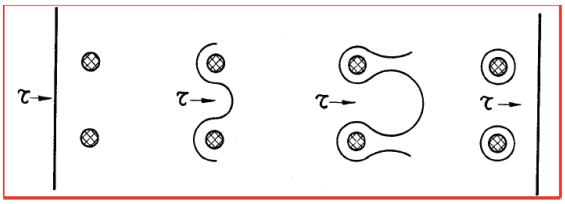
[1] Hall-Petch theory

[2] Orowan theory

[Downloaded from ijcse.ir on 2025-06-08]

[DOR: 20.1001.1.23222352.1397.7.4.6.6]

ایجاد می‌شود که این حلقه خود در ادامه، مسیر حرکت نابجایی‌های بعدی را مختل می‌کند که این موضوع باعث افزایش سختی و استحکام می‌گردد [۴ و ۱۱]. شکل ۱۱، شمایی از این روند را نشان می‌دهد.



شکل ۱۱- شمایی از عبور نابجایی‌ها از میان ذرات ریز تقویت کننده (مکانیزم اوروان) و ایجاد یک حلقه‌ی جدید نابجایی پس از عبور نابجایی‌ها [۱۶]

با مقایسه‌ی سختی و استحکام نمونه‌های سه جزئی حاوی دو فاز درشت دانه آلومینیوم ۲۰۲۴ و ۵۰۸۳ با نمونه‌ی Al5083-5%B_4C، می‌توان مشاهده نمود که افزودن فاز درشت دانه باعث کاهش سختی و استحکام اما افزایش انعطاف پذیری شده است. این موضوع به اندازه ذرات فاز درشت دانه و نرم تر بودن (داکتیلیته بالاتر) ذاتی آن‌ها وابسته است. با افزودن ۵۰٪ وزنی فاز درشت دانه آلومینیوم ۲۰۲۴ و ۵۰۸۳، طبیعی به نظر می‌رسد سختی و استحکام افت کند چرا که وجود فاز درشت دانه، تغییر شکل پلاستیک موضعی در نمونه‌ها را افزایش داده و لذا انعطاف پذیری افزایش می‌یابد اما از سوی دیگر به دلیل استحکام و سختی پایین‌تر فاز درشت دانه، طبق قانون مخلوط‌ها[1]، سختی و استحکام کاهش می‌یابد [۱۰]. شکل ۱۲، نمودار تنش-کرنش نمونه‌های کامپوزیتی را نشان می‌دهد. همانگونه که مشاهده می‌شود، سطح زیر نمودار تنش-کرنش که معرف چقرمگی (تافنس) است، برای نمونه‌ی سه جزئی Al5083-5%B_4C-50%Al5083 بیشتر و برای نمونه‌ی Al5083-5%B_4C کمترین مقدار است. این موضوع تایید می‌کند که افزودن فاز درشت دانه‌ی Al5083 باعث بهبود انعطاف پذیری شده است.

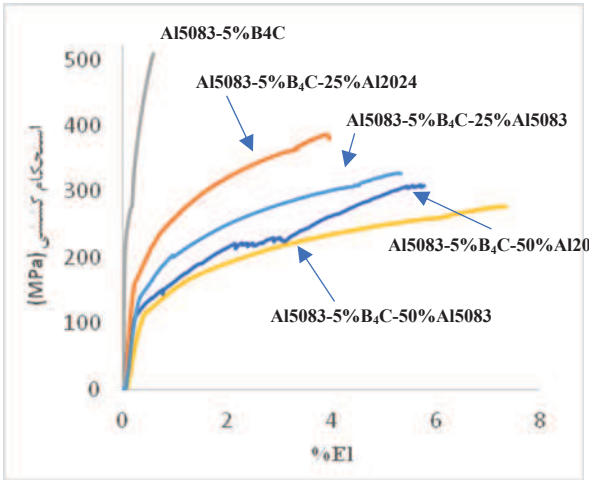
با مقایسه‌ی سختی و استحکام نمونه‌های حاوی فاز درشت دانه ۲۰۲۴ و ۵۰۸۳ با یکدیگر، می‌توان دریافت نمونه‌های دارای فاز آلومینیوم ۲۰۲۴ نسبت به ۵۰۸۳ سختی و استحکام بالاتری دارند. در توجیه این موضوع باید گفت از آن جایی که آلیاژ استاندارد ۵۰۸۳ نسبت به ۲۰۲۴ سختی پایین تری دارد، بنابراین طبیعی به نظر می‌رسد سختی و استحکام نمونه‌های دارای آلومینیوم ۵۰۸۳ درشت دانه سختی و استحکام کمتر اما درصد ازدیاد طول بیشتر داشته باشند. وجود رسوبات هم سیمای غنی از مس در آلومینیوم ۲۰۲۴ باعث می‌شود طبق تئوری اوروان، برهم کنش رسوبات در مورد آلومینیوم ۲۰۲۴ با نابجایی‌ها و ممانعت از حرکت آن‌ها برای اعمال تغییر شکل افزایش یابد لذا می‌توان نتیجه گرفت کامپوزیت‌های سه جزئی حاوی فاز درشت دانه آلومینیوم ۲۰۲۴ در قیاس با کامپوزیت‌های سه جزئی حاوی فاز درشت دانه آلیاژ ۵۰۸۳ سختی و استحکام بیشتر و انعطاف پذیری کمتری داشته باشند[۱۱]. استحکام کششی یک کامپوزیت ذره‌ای، را می‌توان با رابط (۱) تخمین زد:

$$\sigma com=\sigma mat+\sigma L\text{-}T \qquad (۱$$

[1] Rule of mixtures

[Downloaded from ijcse.ir on 2025-06-08]

[DOR: 20.1001.1.23222352.1397.7.4.6.6]



شکل ۱۲- نمودار تنش- کرنش نمونه‌های کامپوزیتی.

که در آن σmat معرف استحکام کششی زمینه‌ی کامپوزیت و σL-T در حقیقت نقش و سهم انتقال بار زمینه به ذرات تقویت کننده را بیان می‌کند و از رابطه‌ی (۲) محاسبه می‌شود [۲۴].

$$\Delta\sigma L\text{-}T=0.5\sigma mVp \qquad (۲$$

که در آن σm برابر استحکام کششی زمینه و Vp برابر کسر حجمی ذرات تقویت کننده است. از طرفی، σmat خود از رابطه‌ی (۳) به دست می‌آید:

$$\sigma mat=\sigma 0+\Delta\sigma H\text{-}P+\Delta\sigma dis+\Delta\sigma CTE \qquad (۳$$

که در آن، σ0 برابر استحکام کششی اولیه‌ی زمینه، σH-P معرف استحکام ناشی از کاهش اندازه ذرات (معادله‌ی هال- پچ)، σdis معرف استحکام ناشی از نقش نابجایی‌ها و ΔσCTE معرف نقش اختلاف ضریب انبساط حرارتی تقویت کننده و زمینه بر خواص مکانیکی ماده می‌باشد. همچنین Δσdis خود تحت تاثیر وجود ذرات ریز رسوبی و ذرات کاربید بور و قفل شدن نابجایی‌ها توسط این ذرات در مسیر حرکت خود در اثر اعمال نیرو (مکانیزم اوروان) و نیز نقش اختلاف ضریب و مدول الاستیک زمینه و تقویت کننده (نابجایی‌های لازم هندسی) است و از رابطه‌ی (۴) به دست می‌آید.

$$\Delta\sigma dis=[\Delta\sigma^2(or)+\Delta\sigma^2(emm)]^{0.5} \qquad (۴$$

که در آن عبارت اول بیانگر نقش مکانیزم اوروان و عبارت دوم بیانگر نقش اختلاف ضریب الاستیک زمینه و تقویت کننده است. رابطه‌ی اوروان به صورت زیر است:

$$\Delta\sigma or=\frac{0.4MGB\ln\left(\frac{dp}{b}\right)}{2\pi(\lambda-dp)\sqrt{1-v}} \qquad (۵$$

که در آن M برابر ضریب تیلور[1] یا فاکتور میانگین جهت‌گیری (برای آلومینیوم برابر ۳/۰۶)، G برابر مدول برشی (برای آلومینیوم برابر ۲۵/۴ گیگاپاسکال)، b برابر بردار برگرز[2] (برای آلومینیوم برابر ۰/۲۸۶ نانومتر)، dp برابر متوسط قطر ذرات تقویت کننده، v برابر ضریب پوآسون[3]

[1] Taylor factor
[2] Burgers vector
[3] Poisson's ratio

[Downloaded from ijcse.ir on 2025-06-08]
[DOR: 20.1001.1.23222352.1397.7.4.6.6]

(۰/۳۳) و f برابر جزء حجمی تقویت کننده و λ برابر فاصله‌ی رسوبات از یکدیگر است. همچنین ΔσCTE نیز از رابطه‌ی (۶) به دست می‌آید.

$$\Delta\sigma CTE=G\rho^{0.5} \qquad (۶$$

که در آن G معرف مدول الاستیک و ρ برابر چگالی نابجایی‌ها می‌باشد. با توجه به این روابط در مورد کامپوزیت‌های سه جزئی، به دلیل ثابت بودن نوع زمینه و مقدار جزء تقویت کننده (۵٪ وزنی)، سهم انتقال بار تقریبا یکسان است بنابراین اختلاف مقادیر استحکام کششی در نمونه‌های سه جزئی به دلیل اختلاف در استحکام کششی نهایی زمینه (σmat) است. با توجه به رابطه‌ی (۳) می‌توان مشاهده کرد با تغییر جزء سوم کامپوزیت، تنها Δσdis تغییر می‌کند که این تغییر به دلیل وجود ذرات غنی از مس در نمونه‌های دارای آلومینیوم ۲۰۲۴ و در پی آن فاصله‌ی رسوبات کمتر (λ) می‌باشد که باعث می‌شود طبق تئوری اوروان و رابطه‌ی (۵)، برهم کنش نابجایی‌ها با ذرات رسوبی بیشتر شده و استحکام این نمونه‌های کامپوزیتی افزایش یابد. همچنین نقش نابجایی‌های لازم هندسی در مرز میان زمینه و ذرات فاز سوم آلومینیوم ۲۰۲۴ باعث می‌شود استحکام نمونه‌های سه جزئی با آلومینیوم ۲۰۲۴ افزایش یابد.

۳-۳- بررسی نوع و مکانیزم شکست کامپوزیت‌های دو و سه جزئی؛ اثر فاز درشت دانه بر نوع شکست

شکل ۱۳، تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی در دو بزرگنمایی مختلف از سطح شکست نمونه‌ی آلومینیوم ۵۰۸۳ اولیه را نشان می‌دهد که در آن حفره‌های کله قندی[1] که نشانه‌ی تغییر شکل پلاستیک پیش از شکست و مشخصه‌ی شکست نرم هستند مشاهده می‌شود. شکل ۱۴، تصویر مقطع شکست از نمونه‌ی کامپوزیت Al5083-5%B_4C پس از آزمون کشش را نشان می‌دهد. با بررسی و مقایسه‌ی این دو تصویر می‌توان دریافت در مورد این کامپوزیت شکست به صورت ترد رخ داده است چرا که حفره‌های کله قندی در این تصویر مشاهده نمی‌شود.

علت شکست ترد در کامپوزیت فاقد فاز درشت دانه را می‌توان اینطور تفسیر نمود که در ساختارهای ریزدانه، نابجایی‌ها به دلیل وجود مرزهای بسیار زیاد و نیز وجود رسوبات و ذرات تقویت کننده به شدت قفل می‌شوند و حرکت آن‌ها بسیار محدود است. رابطه (۷)، ارتباط کرنش با چگالی نابجایی‌ها و متوسط مسیر حرکت نابجایی‌ها در یک ماده را نشان می‌دهد.

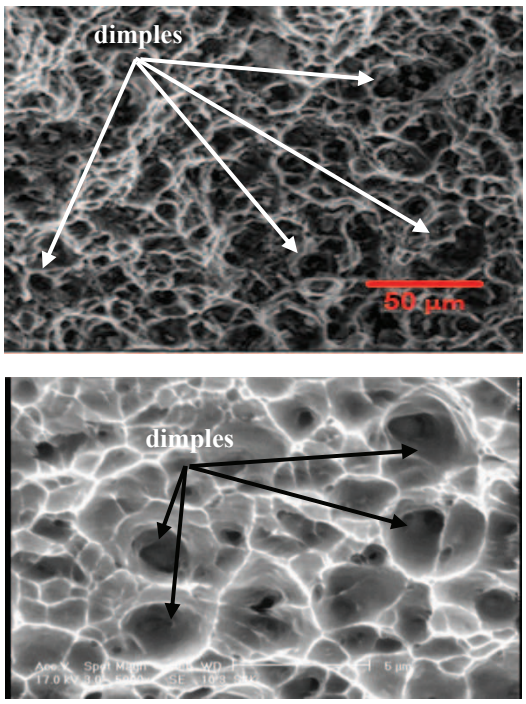
$$\varepsilon=\rho mXb \qquad (۷$$

در این معادله، ε معرف کرنش ایجاد شده در قطعه، b معرف بردار برگرز، ρm برابر چگالی نابجایی‌ها و X متوسط مسیر حرکت نابجایی‌هاست [۱۱-۱۳].

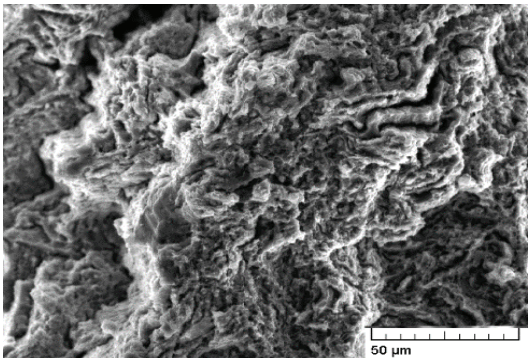
[1] dimples

[Downloaded from ijcse.ir on 2025-06-08]

[DOR: 20.1001.1.23222352.1397.7.4.6.6]



شکل ۱۳- تصاویر سطح شکست از نمونه‌ی Al5083 اولیه در دو بزرگنمایی مختلف.



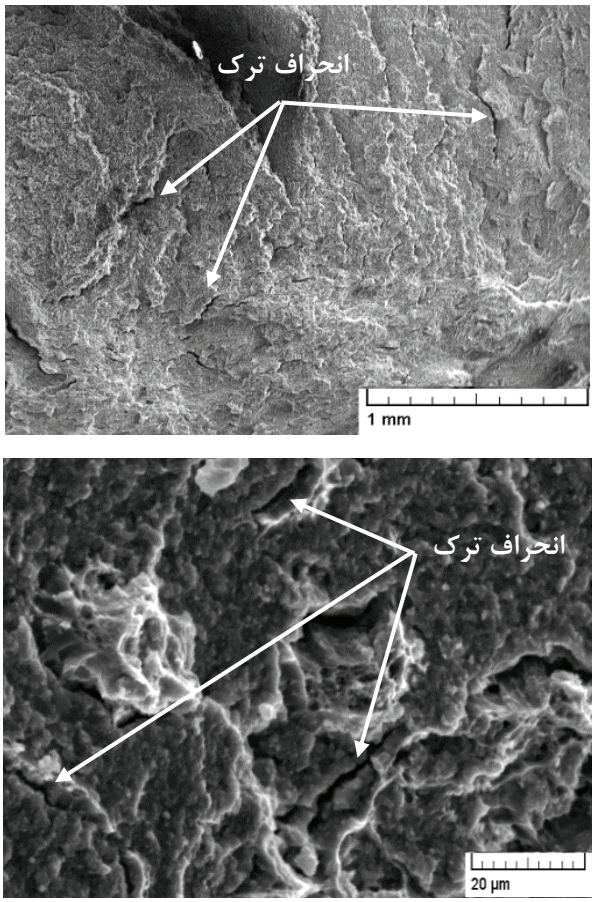
شکل ۱۴- تصویر سطح شکست از نمونه‌ی Al5083-5%B_4C.

طبق معادله شماره ۷ می‌توان گفت در اثر ریزدانه تر شدن ماده و افزایش چگالی نابجایی‌ها و ایجاد مرزدانه‌ی بسیار زیاد، متوسط مسیر حرکت نابجایی‌ها به شدت کاهش پیدا می‌کند چرا که موانع بیشتری در مسیر حرکت نابجایی‌ها وجود خواهد داشت و لذا کرنش ایجاد شده نیز به طور قابل ملاحظه‌ای کاهش می‌یابد که این موضوع بیانگر عدم تغییر شکل پلاستیک در کامپوزیت Al5083-5%B_4C است [۱۲]. همچنین در اثر قفل شدن شدید نابجایی‌ها، نیروی بسیار زیادی لازم خواهد بود تا نابجایی‌ها بتوانند از این موانع عبور کنند که گاهی این نیرو از استحکام ماده بیشتر بوده و پیش از آن که نابجایی‌ها از موانع عبور کنند، نمونه دچار شکست می‌شود. به علاوه، وجود ذرات ترد و مستحکم سرامیکی در داخل زمینه‌ی نرم آلومینیومی، باعث ایجاد تمرکز تنش و ایجاد حالت تنش سه بعدی در اطراف ذرات

[Downloaded from ijcse.ir on 2025-06-08]

[DOR: 20.1001.1.23222352.1397.7.4.6.6]

تقویت کننده می‌شود چرا که تنش‌های سه بعدی تغییر شکل زمینه را در فضای بین ذرات تقویت کننده‌ی نزدیک به هم محدود می‌کنند. این موضوع باعث تمرکز تنش شده و تنش‌های موضعی بیش از تنش تسلیم زمینه را به وجود می‌آورد که در نهایت باعث شکست کامپوزیت بدون تغییر شکل پلاستیک می‌شود و گلویی شدن رخ نمی‌دهد [۱۱-۱۳]. شکل ۱۵، تصویر سطح شکست کامپوزیت سه جزئی حاوی ۵۰٪ فاز درشت دانه آلومینیوم ۵۰۸۳ را در دو بزرگنمایی مختلف نشان می‌دهد.



شکل ۱۵- تصویر سطح شکست نمونه‌ی Al5083-5%B_4C-50%5083 در دو بزرگنمایی مختلف.

همانگونه که مشاهده می‌شود، ترک‌های ریز بسیاری در این تصویر مشخص هستند که به صورت محدود رشد کرده‌اند. با بررسی این تصاویر می‌توان مشاهده کرد که با وارد شدن فاز ۵۰۸۳ درشت دانه، رشد ترک‌ها محدود شده است. وجود تغییر شکل پلاستیک در نمونه‌های سه جزئی را می‌توان به نقش فاز سوم درشت دانه مرتبط دانست [۱۶]. در این رابطه سه توجیه مطرح است:

اول؛ از آن جایی که ذرات درشت دانه توانایی تغییر شکل پلاستیک دارند، نوک ترک پس از برخورد به فاز درشت دانه

[Downloaded from ijcse.ir on 2025-06-08]

[DOR: 20.1001.1.23222352.1397.7.4.6.6]

از حالت تیز[1] به حالت گرد[2] در می‌آید و رشد ترک متوقف شود. دوم؛ از آن جایی که این ذرات درشت دانه هستند، ترک مجبور است مسیر بیشتری را طی کند تا ذره‌ی درشت را دور بزند و به رشد و به مسیر خود ادامه دهد. در حقیقت وجود ذرات درشت دانه در مسیر حرکت ترک‌ها، باعث می‌شود ترک به اجبار و به طور پیوسته مسیر حرکت خود را تغییر دهد که این موضوع باعث انحراف ترک شده و انرژی ترک را به تدریج کاهش می‌دهد [۱۰]. سوم؛ پیش از آن که ترک‌های موجود در ساختار شروع به رشد کنند و باعث شکست نمونه شوند، مکانیزم انتقال بار (رابطه‌ی ۲) فعال شده و بخشی از بار از نواحی نانو ساختار به نواحی درشت دانه منتقل می‌شود [۱۱-۱۳].

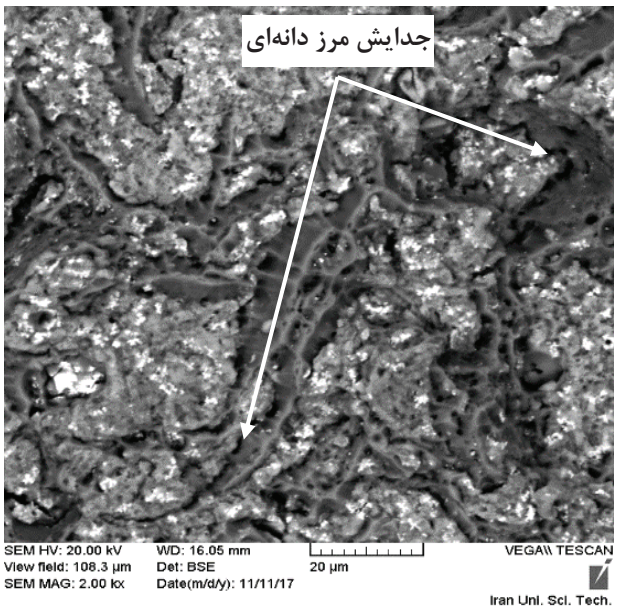
در اثر اعمال تنش به یک نمونه کامپوزیت سه جزئی از آن جایی که یک قطعه‌ی کامپوزیتی یکپارچه است، لازم است تغییر شکل و کرنش بین نواحی فوق ریزدانه (UFG) و درشت دانه (CG) برابر باشد تا کرنش پلاستیک در دو ناحیه‌ی UFG و CG برابر و متعادل شود لذا در نواحی درشت دانه کرنش پلاستیک و تغییر شکل پلاستیک اتفاق می‌افتد و در نواحی فوق ریزدانه ترک تشکیل می‌شود که این ترک‌ها باعث شکست نمونه می‌شوند. شکل ۱۶، تصویر سطح مقطع شکست در نمونه‌ی کامپوزیت سه جزئی دارای ۵۰٪ فاز درشت دانه آلومینیوم ۲۰۲۴ را نشان می‌دهد.

همانگونه که در تصویر مشاهده می‌شود، ترک‌ها در نمونه‌های حاوی فاز درشت دانه ۲۰۲۴، در برخورد با فاز درشت دانه از مرز میان فاز درشت دانه و ریز دانه رشد کرده اند و به نظر می‌رسد مکانیزم شکست در این نمونه‌ها، شکست و جدایش مرز دانه‌ای (جدایش فازی یا فصل مشترکی) باشد. همچنین اتصال ۲۰۲۴ با زمینه ۵۰۸۳ باعث می‌شود فصل مشترک این دو فاز کاملا بر هم منطبق نشود بنابراین ترک از طریق نقص‌های فصل مشترک به رشد خود ادامه می‌دهد و نمونه را دچار انهدام می‌کند [۱۱]. به بیان دیگر، وجود اختلاف در ترکیب شیمیایی و چگالی در فصل مشترک دو فاز درشت دانه و فوق ریزدانه باعث می‌شود اتصال تمیز و قوی بین زمینه و آلومینیوم ۲۰۲۴ درشت دانه ایجاد نشود لذا در فصل مشترک دو فاز فوق ریزدانه و درشت دانه، نقص‌هایی وجود خواهد داشت که این نقص‌ها به رشد ترک کمک می‌کنند که در این حالت، مکانیزم رشد ترک از حالت انحراف ترک به صورت جدایش فصل مشترک تغییر می‌کند. در نهایت می‌توان نتیجه گرفت فصل مشترک فاز درشت دانه و فوق ریزدانه نقش اساسی در تعیین مکانیزم شکست نمونه‌های کامپوزیتی سه جزئی دارد.

[1] Sharp
[2] Blunt

[Downloaded from ijcse.ir on 2025-06-08]

[DOR: 20.1001.1.23222352.1397.7.4.6.6]



شکل ۱۶- تصویر سطح مقطع شکست از نمونه‌ی Al5083-5%B_4C-50%2024 **و رشد ترک از طریق فصل مشترک دو فاز درشت دانه و ریزدانه.**

۴- نتیجه‌گیری

نتایج به دست آمده از این پژوهش را می‌توان به صورت زیر بیان نمود:

- کامپوزیت Al5083-5%B_4C تهیه شده به روش آسیاب مکانیکی نسبت به آلومینیوم ۵۰۸۳ درشت دانه و آسیاب نشده بیش از ۲ برابر استحکام و سختی دارد به طوری که استحکام کششی نهایی آن از ۲۰۲ به ۵۰۸ MPa و سختی آن از ۸۹ به ۳۵۰ HV می رسد اما انعطاف پذیری آن به شدت افت می نماید و درصد ازدیاد طول آن از ۱۲ به ۳/۸٪ می رسد.
- در اثر افزودن جزء سوم درشت دانه به کامپوزیت Al5083-5%B_4C، استحکام کامپوزیت کاهش ولی انعطاف پذیری افزایش می‌یابد.
- در اثر افزودن فاز درشت دانه آلیاژ آلومینیوم ۵۰۸۳، انحراف ترک رخ می‌دهد اما در اثر افزودن آلومینیوم ۲۰۲۴ درشت دانه، رشد ترک از طریق فصل مشترک دو فاز ریزدانه و درشت دانه اتفاق می‌افتد و مکانیزم شکست از نوع جدایش مرزدانه‌ای، فصل مشترکی یا فازی خواهد بود.

مراجع

[1] Peter, W. Lee, and Asm International Handbook Committee. "ASM Handbook: Volume 7: Powder Metal Technologies and Applications." (1998).

[2] Youssef, K. M., R. O. Scattergood, K. L. Murty, and C. C. Koch. "Nanocrystalline

[Downloaded from ijcse.ir on 2025-06-08]

[DOR: 20.1001.1.23222352.1397.7.4.6.6]

Al–Mg alloy with ultrahigh strength and good ductility." Scripta materialia 54, no. 2 (2006): 251-256.

[3] Alizadeh, Ali, Alireza Abdollahi, and Mohammad Javd Radfar. "Processing, characterization, room temperature mechanical properties and fracture behavior of hot extruded multi-scale B4C reinforced 5083 aluminum alloy based composites." Transactions of Nonferrous Metals Society of China 27, no. 6 (2017): 1233-1247.

[4] Witkin, David, Bing Q. Han, and Enrique J. Lavernia. "Room-temperature mechanical behavior of cryomilled al alloys." Metallurgical and Materials Transactions A 37, no. 1 (2006): 185-194.

[5] Abdollahi, Alireza, Ali Alizadeh, and Hamid Reza Baharvandi. "Comparative studies on the microstructure and mechanical properties of bimodal and trimodal Al2024 based composites." Materials Science and Engineering: A 608 (2014): 139-148.

[6] Han, Bing Q., Enrique J. Lavernia, and Farghalli A. Mohamed. "Mechanical properties of nanostructured materials." Rev. Adv. Mater. Sci 9, no. 1 (2005): 1-16.

[7] Yang, Hanry, Troy D. Topping, Kristopher Wehage, Lin Jiang, Enrique J. Lavernia, and Julie M. Schoenung. "Tensile behavior and strengthening mechanisms in a submicron B 4 C-reinforced Al trimodal composite." Materials Science and Engineering: A 616 (2014): 35-43.

[8] Ahn, Byungmin. Deformation behavior and microstructural evolution of nanocrystalline aluminum alloys and composites. University of Southern California, 2008.

[9] Topping, Troy D., Byungmin Ahn, Ying Li, Steven R. Nutt, and Enrique J. Lavernia. "Influence of process parameters on the mechanical behavior of an ultrafine-grained Al alloy." Metallurgical and Materials Transactions A 43, no. 2 (2012): 505-519.

[۱۰] م. اسلامی، "بررسی خواص مکانیکی کامپوزیت Al5083-5%SiC تهیه شده به روش آسیاب مکانیکی و اکستروژن داغ"، پایان‌نامه کارشناسی ارشد، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، ۱۳۹۵.

[Downloaded from ijcse.ir on 2025-06-08]

[DOR: 20.1001.1.23222352.1397.7.4.6.6]

[۱۱] ع. عبداللهی، ع. علیـزاده، ح.ر. بهاروندی، "بررسی تاثیر ذرات کاربید بور و زمان آسیا کاری مکانیکی بر ریزساختار و خواص مکانیکی نانوکامپوزیت Al2024-5%B_4C"، مجلـه‌ی علـم و مهندسی سرامیک، بهار۱۳۹۲.

[۱۲] ع. علیزاده، "ساخت و بررسی خواص مکانیکی و سایشی نانوکامپوزیت Al-B_4C"، پایان نامه دکتری، دانشگاه تربیت مدرس، ۱۳۹۱.

[۱۳] م. باغچه سرا، ح. عبدی زاده، ح.ر. بهاروندی، "تولید کامپوزیت زمینه آلومینیومی با فاز دوم ZrO_2 به روش اختلاط مستقیم و بررسی ریزساختار آن"، فصلنامه‌ی ریخته‌گری شماره ۸۹، صص ۳۸-۳۰، بهار ۱۳۸۷.

[14] Sajjadi, Seyed Abdolkarim, H. R. Ezatpour, and H. Beygi. "Microstructure and mechanical properties of Al–Al2O3 micro and nano composites fabricated by stir casting." Materials Science and Engineering: A 528, no. 29-30 (2011): 8765-8771.

[۱۵] ز. رضوی حسابی، "اثر نانوذرات آلومینا بر فرآوری و خواص مکانیکی نانوکامپوزیت آلومینیوم-آلومینا"، پایان نامه‌ی دکتری، دانشگاه صنعتی شریف، ۱۳۸۷.

[16] Ponnusami, Sathiskumar A., Sergio Turteltaub, and Sybrand van der Zwaag. "Cohesive-zone modelling of crack nucleation and propagation in particulate composites." Engineering Fracture Mechanics 149 (2015): 170-190.

[17] Zhang, Zhihui, Troy Topping, Ying Li, Rustin Vogt, Yizhang Zhou, Chris Haines, Joseph Paras, Deepak Kapoor, Julie M. Schoenung, and Enrique J. Lavernia. "Mechanical behavior of ultrafine-grained Al composites reinforced with B4C nanoparticles." Scripta Materialia 65, no. 8 (2011): 652-655.

[18] Fogagnolo, J. B., F. Velasco, M. H. Robert, and J. M. Torralba. "Effect of mechanical alloying on the morphology, microstructure and properties of aluminium matrix composite powders." Materials Science and Engineering: A 342, no. 1-2 (2003): 131-143.

[19] Fecht, H-J. "Nanostructure formation by mechanical attrition." Nanostructured Materials 6, no. 1-4 (1995): 33-42.

[20] Poirier, Dominique, Robin AL Drew, Michel L. Trudeau, and Raynald Gauvin. "Fabrication and properties of mechanically milled alumina/aluminum nanocomposites." Materials Science and

[Downloaded from ijcse.ir on 2025-06-08]

[DOR: 20.1001.1.23222352.1397.7.4.6.6]

Engineering: A 527, no. 29-30 (2010): 7605-7614.

[21] Tang, Feng, Masuo Hagiwara, and Julie M. Schoenung. "Microstructure and tensile properties of bulk nanostructured Al-5083/SiCp composites prepared by cryomilling." Materials Science and Engineering: A 407, no. 1-2 (2005): 306-314.

[22] Dieter, George Ellwood, and David J. Bacon. Mechanical metallurgy. Vol. 3. New York: McGraw-hill, 1986.

[23] Prasad, VV Bhanu, B. V. R. Bhat, Y. R. Mahajan, and P. Ramakrishnan. "Effect of extrusion parameters on structure and properties of 2124 aluminum alloy matrix composites." (2001): 841-853.

[24] Onoro, J., M. D. Salvador, and L. E. G. Cambronero. "High-temperature mechanical properties of aluminium alloys reinforced with boron carbide particles." Materials Science and Engineering: A 499, no. 1-2 (2009): 421-426.

[25] Ramakrishnan, N. "An analytical study on strengthening of particulate reinforced metal matrix composites." Acta Materialia 44, no. 1 (1996): 69-77.

[26] Khan, Akhtar S., Babak Farrokh, and Laszlo Takacs. "Effect of grain refinement on mechanical properties of ball-milled bulk aluminum." Materials Science and Engineering: A 489, no. 1-2 (2008): 77-84.

[Downloaded from ijcse.ir on 2025-06-08]

[DOR: 20.1001.1.23222352.1397.7.4.6.6]