

بررسی تأثیر ذرات کاربید بور و زمان آسیاکاری مکانیکی بر ریزساختار و

خواص مکانیکی نانو کامپوزیت $Al_2O_3-B_4C$

علیرضا عبدالهی، علی علیزاده، حمیدرضا بهاروندی

دانشگاه صنعتی مالک اشتر

alirezaabdollahi1366@gmail.com

چکیده: در این تحقیق، پودر Al_2O_3 نانو ساختار و پودر کامپوزیتی $Al_2O_3-B_4C$ به روش آسیاکاری مکانیکی تولید شدند. برای آسیا کردن پودرها از دستگاه آسیای سایشی به مدت ۵۰ ساعت و تحت اتمسفر آرگون استفاده شد. پودرهای به دست آمده، به روش پرس گرم شکل داده شده و سپس تحت فرآیند اکستروژن داغ با نسبت اکستروژن ۱۰:۱ قرار گرفتند. مورفولوژی و خواص پودرهای آسیا شده با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM)، میکروسکوپ الکترونی عبوری (TEM) و آنالیز XRD مورد بررسی قرار گرفت. برای مقایسه خواص مکانیکی نمونه‌های اکستروژن شده از آزمون کشش و سختی استفاده شد. نتایج نشان می‌دهند حضور ذرات B_4C باعث تشدید نرخ کارسختی در پودر Al_2O_3 در حین فرآیند آسیای مکانیکی می‌شود. مقادیر به دست آمده از آزمون کشش و سختی نیز بیانگر این مطلب است که فرآیند آسیای مکانیکی و ذرات B_4C باعث افزایش استحکام و سختی آلیاژ Al_2O_3 می‌شوند اما انعطاف پذیری آن را به شدت کاهش می‌دهند.

کلید واژه: نانو کامپوزیت $Al_2O_3-B_4C$ ، آسیای مکانیکی، اکستروژن داغ، کاربید بور.

۱- مقدمه

کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی تقویت شده با ذرات سرامیکی به دلیل خواص مکانیکی و فیزیکی مناسب به طور گسترده در صنایع مختلف مانند صنایع نظامی، خودروسازی، هوافضا و انرژی هسته‌ای مورد استفاده قرار می‌گیرند. این کامپوزیت‌ها به دلیل داشتن خواص بی نظیری مانند استحکام بالا، چگالی پایین، مقاومت به خوردگی خوب، قابلیت عملیات حرارتی پذیری، فرآیندهای تولید متنوع و... توجهی زیادی را به خود جلب کرده‌اند بطوریکه امروزه به عنوان یک ماده سازه‌ای پیشرفته مورد استفاده قرار گرفته و حجم زیادی از تحقیقات را به خود اختصاص داده‌اند [۱-۳]. در واقع در این کامپوزیت‌ها زمینه داکتیل آلومینیومی با ذرات سرامیکی تقویت می‌شود که ترکیبی از خواص فلزی (داکتیلیته و تانس) و خواص سرامیکی (استحکام و مدول بالا) را به وجود می‌آورد [۴-۵].

به طور کلی، میزان کاهش وزن و بهبود استحکام و سفتی کامپوزیت‌های زمینه فلزی را می‌توان با تغییر آلیاژ زمینه تغییر داد. انتخاب نوع آلیاژ زمینه بستگی به پارامترهایی مثل مقاومت به خوردگی، استحکام و انعطاف پذیری آلیاژ دارد [۵]. مدت‌هاست که از انواع آلیاژهای آلومینیوم کاربردی به عنوان آلیاژ زمینه در ساخت کامپوزیت‌های زمینه فلزی استفاده می‌شود. علت اصلی این مسئله، پایین بودن چگالی آلومینیوم است [۶]. از بین تمامی آلیاژهای آلومینیوم، آلیاژهای سری ۲xxx و ۷xxx به دلیل داشتن قابلیت عملیات حرارتی، بهترین گزینه‌ها برای کاربرد در ساخت کامپوزیت‌های زمینه فلزی هستند [۷].

در بین ذرات سرامیکی، کاربید بور (B_4C) به دلیل نقطه ذوب زیاد ($2450^\circ C$)، مدول بالا ($445 GPa$)، سختی بالا (کاربید بور با سختی $3700 HV$ بعد از الماس و CBN سومین ماده سخت جهان محسوب می‌شود)، مقاومت شیمیایی عالی، جذب بالای نوترون، و چگالی پایین ($2/54 gr/cm^3$) به تقویت‌کننده‌ای مناسب در ساخت کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی تبدیل شده است [۸۵]. علاوه بر این، به دلیل قابلیت بالای ایزوتوپ B_{10} در جذب نوترون، کامپوزیت‌های $Al-B_4C$ کاربردهای ویژه‌ای در صنایع هسته‌ای پیدا کرده‌اند [۵].

روش‌های ساخت کامپوزیت‌های زمینه فلزی تقویت‌شده با ذرات سرامیکی از جمله کامپوزیت‌های $Al-B_4C$ را می‌توان در دو گروه طبقه‌بندی نمود [۹]: روش‌های حالت مایع مانند ریخته‌گری گردابی^۱ [۱۰]؛ روش‌های حالت جامد مانند متالورژی پودر [۱۱] و آسیاکاری مکانیکی^۲ [۱۲]. به طور کلی، روش‌های حالت جامد مانند متالورژی پودر و آسیای مکانیکی معمولاً برای تولید کامپوزیت‌های ذره‌ای با خواص مکانیکی بالا مورد استفاده قرار می‌گیرند. زیرا این روش‌ها توزیع یکنواختی از ذرات ثانویه در زمینه را ایجاد می‌کنند. بنابراین کامپوزیت‌های تولید شده با استفاده از این روش‌ها دارای خواص ایزوتروپ می‌باشند. علاوه بر این، چون دما در این روش‌ها نسبت به روش‌های حالت مایع (مانند ریخته‌گری گردابی) بسیار کمتر است بنابراین از انجام واکنش‌های ناخواسته بین زمینه و تقویت‌کننده که معمولاً منجر به افت خواص مکانیکی می‌شوند، جلوگیری به عمل آمده و جدایش ذرات تقویت‌کننده به حداقل می‌رسد [۱۳-۱۵]. یکی از مهمترین مزیت‌های روش آسیاکاری مکانیکی نسبت به سایر روش‌ها، دستیابی به توزیع کاملاً یکنواخت ذرات به دلیل ریزدانه شدن ساختار در حین انجام فرآیند است [۱۶]. همچنین فصل مشترک ذره/ زمینه در روش آسیای مکانیکی از کیفیت بسیار بالاتری برخوردار است؛ به عبارت بهتر، فصل مشترک به وجود آمده در این روش عاری از هرگونه حفره و ترک می‌باشد به ویژه اگر از فرآیند کریومیلینگ^۳ استفاده شده باشد [۱۷ و ۱۵]. تمامی موارد گفته شده منجر به ارتقاء خواص مکانیکی کامپوزیت‌های تولید شده به روش آسیاکاری مکانیکی در مقایسه با روش‌های متالورژی پودر و ریخته‌گری گردابی می‌شود.

فرآیند آسیاکاری مکانیکی در آسیاهای با انرژی بالا انجام می‌شود. آسیای پر انرژی نوعی آسیا است که به دلیل نوع طراحی خاص خود و سرعت چرخش بالای گلوله‌ها می‌تواند انرژی بالایی را به مواد آسیا شونده منتقل کند. انواع مختلفی از تجهیزات آسیا نمودن پرانرژی برای تولید پودرهای آسیا شده مکانیکی مورد استفاده قرار گرفته است. این آسیاها در مکانیزم، ظرفیت، کارایی، و تجهیزات ثانویه برای سرد نمودن و حرارت دادن و غیره با هم تفاوت دارند. آسیاها شامل آسیاهای ارتعاشی یا لرزشی^۴، آسیاهای سیاره‌ای گلوله‌ای^۵ و آسیاهای سایشی^۶ می‌باشند [۱۸].

Fogagnolo و همکارانش [۱۹] در تحقیقات خود به بررسی تغییرات مورفولوژی پودر $Al6061$ بر حسب زمان آسیا پرداخته‌اند. آن‌ها همچنین تأثیر افزودن ذرات تقویت‌کننده AlN و Si_3N_4 را بر پیشرفت فرآیند آسیای مکانیکی پودر $Al6061$ مورد بررسی

¹ Stir casting

² Mechanical milling

³ Cryomilling

⁴ Vibrating mill

⁵ Planetary Ball Mill

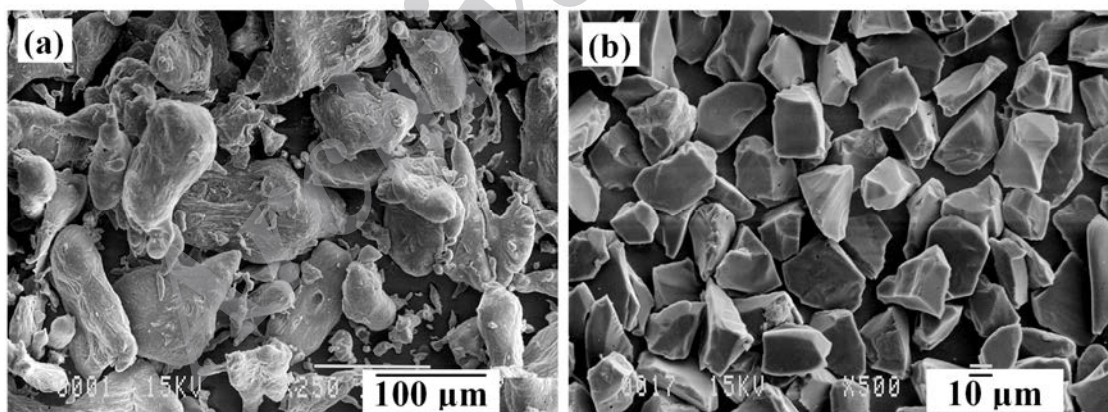
⁶ Attrition mill

قرار داده‌اند. تحقیقات مشابهی نیز توسط Sankar و همکارانش [۲۰] در مورد تأثیر زمان آسیا بر مورفولوژی پودر کامپوزیتی Al7075-SiC گزارش شده است. اسدی فر و همکارانش [۲۱] نیز به بررسی تأثیر فرآیند آسیای مکانیکی بر مورفولوژی و اندازه دانه پودرهای کامپوزیتی Al6061-SiC پرداخته‌اند. نتایج تحقیقات آن‌ها بیانگر این مطلب است که پودر Al6061-SiC در مراحل ابتدایی فرآیند به شکل لایه‌ای بوده و در نهایت به صورت هم‌محور در می‌آیند. در این تحقیق نانوکامپوزیت زمینه فلزی Al2024-5%wt.B₄C به روش آسیای مکانیکی و اکستروژن داغ تولید گردید و خواص مکانیکی و ریزساختاری آن مورد بررسی قرار گرفت.

۲- فعالیت‌های تجربی

۲-۱- مواد

در این تحقیق از پودر آلومینیوم ۲۰۲۴ اتمیزه شده به وسیله گاز آرگون با متوسط اندازه ذرات ۶۰ میکرون به عنوان زمینه کامپوزیت استفاده شد. ترکیب شیمیایی آلیاژ مورد استفاده در این تحقیق شامل ۴/۸۷٪ مس، ۱/۸٪ منیزیم، ۰/۲۵٪ روی و مابقی آلومینیوم می‌باشد. ذرات پودر آلومینیوم ۲۰۲۴ مورد استفاده تقریباً به صورت کروی شکل بوده و توزیع نسبتاً وسیعی از اندازه ذرات دارد. مورفولوژی ذرات پودر آلومینیوم ۲۰۲۴ مورد استفاده در این پژوهش در شکل ۱a نشان داده شده است. از پودر B₄C با متوسط اندازه ذرات ۲۰ میکرون به عنوان تقویت‌کننده استفاده شد. با توجه به تحقیقات قبلی انجام شده بر روی کامپوزیت‌های Al-B₄C [۲۲] میزان B₄C مورد استفاده، ۵ درصد وزنی انتخاب گردید. شکل ۱b تصویر SEM از مورفولوژی پودر B₄C مورد استفاده را نشان می‌دهد.



شکل ۱- تصویر SEM پودر: (a) آلومینیوم اولیه و (b) B₄C اولیه

۲-۲- آسیاکاری مکانیکی

برای انجام فرآیند آسیای مکانیکی و تولید پودر کامپوزیتی Al2024-5wt.%B₄C از یک آسیاب گلوله‌ای از نوع سایشی^۱ مجهز به سیستم خنک‌کننده آبگرد استفاده شد. برای جلوگیری از اکسید شدن و آلودگی پودرها در حین آسیای مکانیکی از گاز آرگون

^۱ Attrition mill

با خلوص ۹۹/۹۹۹ درصد استفاده شد. برای جلوگیری از جوش سرد اضافی در حین عملیات آسیاب، ۲ درصد وزنی اسید استتاریک به عنوان عامل کنترل کننده فرآیند^۱ مورد استفاده قرار گرفت. در هر مرحله حدود ۳۱۵ گرم مخلوط پودرهای Al2024 و B₄C به همراه ۳ کیلوگرم گلوله فولادی آسیا گردیدند. به منظور بررسی اثر ذرات کاربید بور بر مراحل آسیای مکانیکی نیز، پودر آلومینیوم ۲۰۲۴ بدون تقویت کننده تحت شرایط یکسان به مدت ۵۰ ساعت آسیا شد. شرایط فرآیند آسیای مکانیکی در جدول ۱ آمده است.

جدول ۱- شرایط فرآیند آسیای مکانیکی

جنس محفظه و گلوله‌ها	فولاد زنگ‌نزن ۳۱۶
حجم محفظه آسیاب	۱۰۰۰ میلی لیتر (۱ لیتر)
مقدار پودر در هر مرحله	۳۰۰ گرم
نسبت گلوله به پودر (وزنی)	۱۰:۱
سرعت چرخش (تعداد دور شفت آسیا)	۴۰۰ rpm
وزن گلوله‌ها در هر مرحله	۳ کیلوگرم
اتم‌سفر آسیا	گاز آرگون با خلوص ۹۹/۹۹۹
مقدار و نوع عامل کنترل کننده فرآیند (PCA)	۲ درصد وزنی اسید استتاریک
زمان آسیا	۵۰-۰ ساعت

۲-۳- بررسی خواص پودرهای فرآوری شده

به منظور بررسی اثر ذرات کاربید بور و زمان آسیای مکانیکی بر مورفولوژی ذرات پودر Al2024، اندازه دانه‌های زمینه آلومینیومی، کرنش شبکه و چگالی ظاهری پودر Al2024، در فواصل زمانی مختلف (هر ۱۰ ساعت) از پودرهای Al2024-5wt.%B₄C و Al2024 نمونه برداری شد. تغییر مورفولوژی پودرها در حین فرآیند آسیای مکانیکی به وسیله میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مدل Philips-XL30 مورد بررسی قرار گرفت. چگالی ظاهری پودرها نیز به روش هال (استاندارد ASTM B417) اندازه‌گیری شد. به منظور تعیین اندازه دانه‌های زمینه آلومینیومی پس از ۵۰ ساعت آسیاب، از روش ویلیامسون- هال استفاده شد [۲۱ و ۲۳]. همچنین تعدادی از نمونه‌ها توسط میکروسکوپ الکترونی عبوری (TEM) مدل Philips FEGC200 مورد مطالعه قرار گرفتند تا اندازه دانه‌ها و توزیع ذرات تقویت کننده در داخل زمینه آلومینیومی تعیین شود.

۲-۴- اکستروژن داغ

پس از انجام عملیات آسیای مکانیکی، از فرآیند اکستروژن داغ برای شکل دهی نهایی پودرها استفاده شد. برای این منظور، ابتدا پودرها در داخل یک قالب استوانه‌ای به صورت گرم (در دمای ۱۰۰°C) پرس شدند. سپس، قرص‌های پرس شده تحت عملیات اکستروژن داغ با نسبت ۱۰:۱ قرار گرفتند. در جدول ۲ شرایط انجام فرآیند اکستروژن آورده شده است.

¹ Process Control Agent (PCA)

جدول ۲- شرایط فرآیند اکستروژن

نسبت اکستروژن	۱۰:۱
نوع پرس	۷۰۰ Bar هیدرولیک
مقطع اکستروژن	دایره
قطر قطعه نهایی	۱۰ mm (۱ cm)
دمای قالب	۵۷۰ °C
فشار اکستروژن	۳۰-۷۰ MPa (۲۰-۵۰ ton)
سرعت اکستروژن	۱-۳ mm/sec

لازم به ذکر است که جهت بررسی اثر ذرات کاربید بور و فرآیند آسیای مکانیکی بر خواص آلیاژ Al2024، یک نمونه مرجع (CG Al)^۱ نیز با استفاده از پودر Al2024 آسیا نشده (بدون تقویت کننده) از طریق فرآیند پرس گرم و سپس اکستروژن داغ تولید گردید.

۲-۵- بررسی خواص مکانیکی نمونه‌های اکستروژن شده

به منظور بررسی خواص مکانیکی نمونه‌های اکستروژن شده از آزمون کشش و سختی استفاده شد. نمونه‌های آزمون کشش با قطر ۴mm و طول گیج ۱۴mm (طبق استاندارد ASTM B557) تهیه و آزمون در دمای اتاق با سرعت ۱mm/min انجام شد. سختی نمونه‌ها نیز با استفاده از آزمون سختی برینل با قطر ساچمه ۲/۵ میلی‌متر و نیروی ۳۰ کیلوگرم اندازه‌گیری شد.

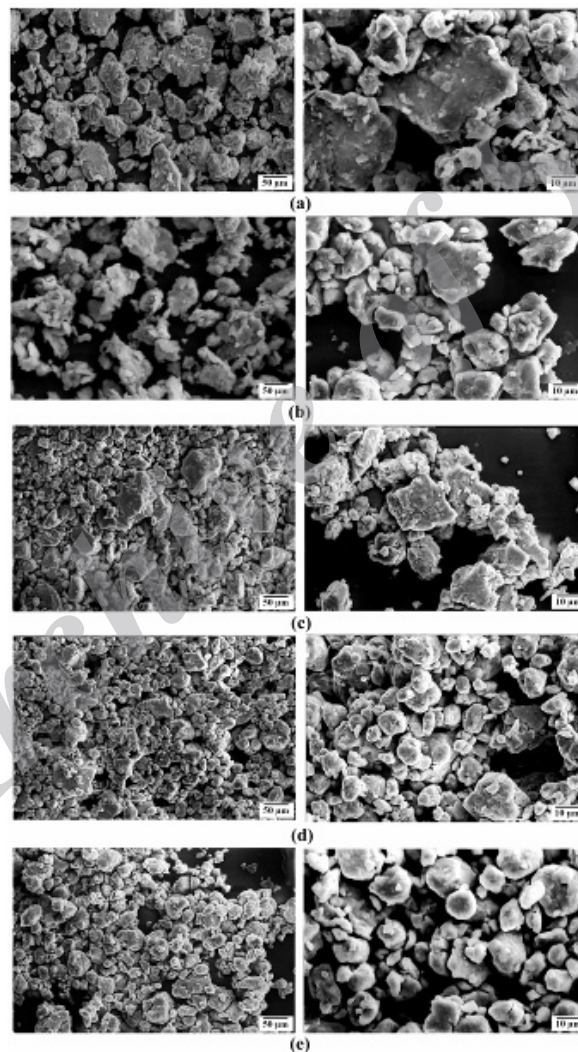
۳- نتایج و بحث

۳-۱- بررسی مورفولوژی پودرهای فرآوری شده

در شکل ۲ تصویر SEM تغییرات مورفولوژی پودر Al2024 تقویت‌نشده پس از ۵۰-۱۰ ساعت آسیا نشان داده شده است. در شکل ۳ نیز تصویر شماتیک این فرآیند دیده می‌شود به طور کلی در فرآیند آسیای مکانیکی سه مکانیسم اصلی بر تغییرات مورفولوژی ذرات پودر حاکم است که عبارتند از: (۱) مکانیزم تغییر شکل پلاستیک، (۲) مکانیزم شکست و (۳) مکانیسم جوش سرد [۹، ۱۹ و ۲۱ و ۲۴]. همانطور که دیده می‌شود، پس از ۱۰ ساعت آسیا، پودرهای شبه کروی اولیه به پودرهای ورقه‌ای شکل تغییر شکل داده و میانگین اندازه ذرات نیز افزایش پیدا کرده است (شکل ۲a). مکانیزم‌های غالب در این مرحله، مکانیزم‌های تغییر شکل پلاستیک و جوش سرد می‌باشد. با ادامه تغییر شکل پلاستیک (افزایش زمان آسیا بیش از ۱۰ ساعت)، ذرات کارسخت می‌شوند و کاهش قابلیت تغییر شکل پلاستیک آن‌ها منجر به فعال شدن مکانیزم شکست می‌گردد. با افزایش زمان آسیا به بیش از ۲۰ ساعت مورفولوژی ورقه‌ای شکل همچنان باقی می‌ماند اما به دلیل کارسخت شدن، تمایل به شکست آن‌ها در اثر اعمال ضربه افزایش یافته و بنابراین در اثر برخورد با گلوله‌های آسیا، اندازه آن‌ها کاهش می‌یابد (شکل ۲b). در این مرحله تمایل به شکست بر جوش سرد غالب است.

¹ Coarse Grained Aluminum

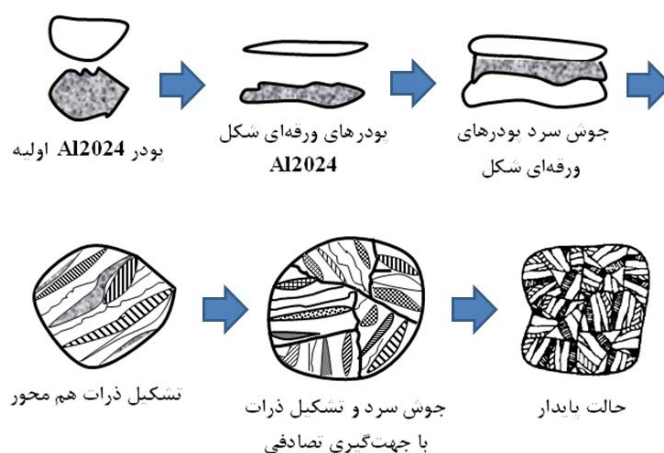
با افزایش زمان آسیا تا ۳۰ ساعت، ذرات هم محور به وجود می‌آیند اما مورفولوژی ذرات پودر کاملاً هم محور نشده و هنوز ذرات ورقه‌ای شکل وجود دارند (شکل ۲c). پس از ۴۰ ساعت آسیا، کاهش بیشتری در سایز ذرات پودر مشاهده شده و محدوده توزیع اندازه ذرات پودر نیز کوچکتر می‌شود (شکل ۲d). در مدت زمان ۵۰ ساعت آسیا، مورفولوژی ذرات پودر کاملاً هم محور شده و ذرات ورقه‌ای شکل مشاهده نمی‌شوند (شکل ۲e) اما افزایش زمان آسیاکاری به بیش از ۵۰ ساعت، دیگر تأثیری بر مورفولوژی ذرات پودر نخواهد داشت. در واقع در این زمان، حالت پایدار ایجاد شده است. به عبارت بهتر پس از ۵۰ ساعت آسیا چون یک توازن بین نرخ جوش خوردن و شکست برقرار می‌شود، حالت پایدار به وجود می‌آید. در این مرحله، فصل مشترک بین لایه‌های تشکیل دهنده ذرات، دیگر موازی نبوده و جهت‌گیری آن‌ها بصورت تصادفی است. باید به این نکته توجه کرد که بعد از رسیدن به مرحله پایداری، فرآیند ریزدانه شدن میکروساختار^۱ همچنان در حال انجام بوده و تا پایان زمان آسیا ادامه می‌یابد [۲۴].



شکل ۲- تغییر مورفولوژی پودر Al2024 تقویت نشده پس از:

(a) ۱۰، (b) ۲۰، (c) ۳۰، (d) ۴۰ و (e) ۵۰ ساعت آسیای مکانیکی در دو بزرگنمایی مختلف

^۱ Microstructure refinement

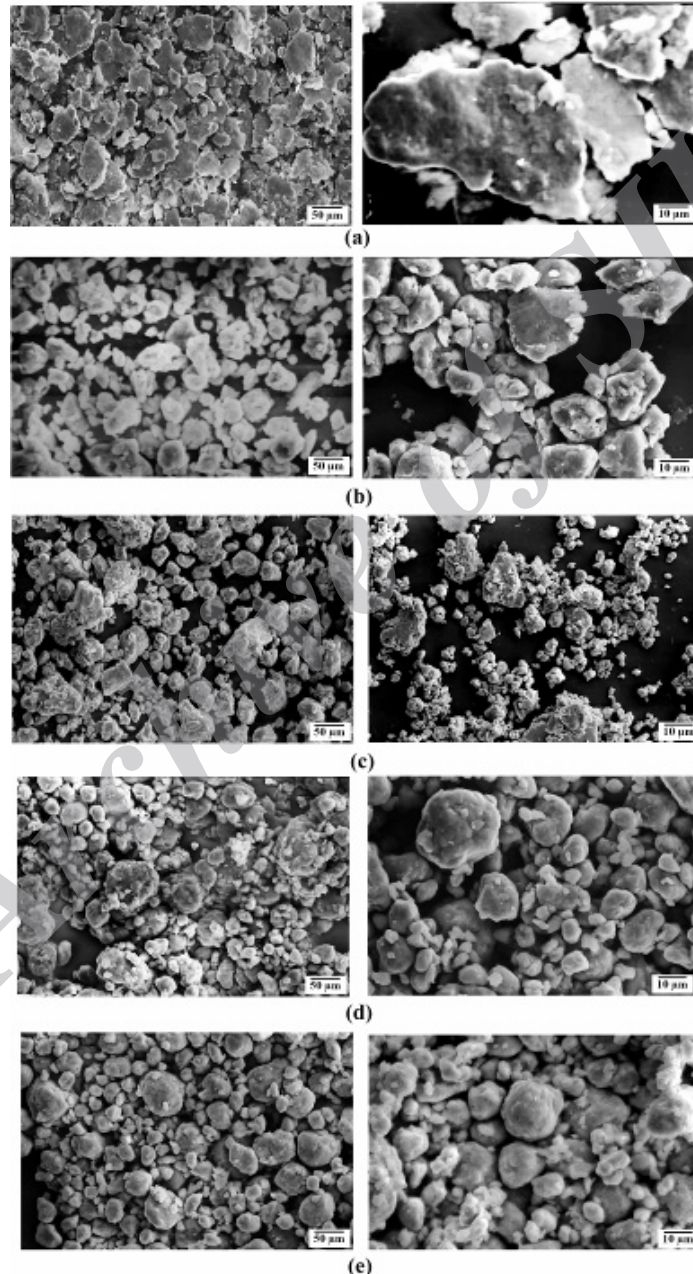


شکل ۳- تصویر شماتیک مراحل تغییر مورفولوژی پودر Al2O3 تقویت‌نشده در حین فرآیند آسیای مکانیکی

در شکل ۴ تصویر SEM تغییرات مورفولوژی پودر کامپوزیتی $B_4C - Al_2O_3$ پس ۱۰، ۲۰، ۳۰، ۴۰ و ۵۰ ساعت آسیا نشان داده شده است. در شکل ۵ نیز تصویر شماتیک این فرآیند دیده می‌شود. در اینجا نیز مراحل آسیا تقریباً شبیه به مراحل آسیای پودر Al2O3 تقویت‌نشده است؛ یعنی: تغییر شکل پلاستیک ذرات پودر Al2O3 زمینه و تشکیل ذرات صفحه‌ای شکل، جوش سرد ذرات ورقه‌ای شکل و در نهایت شکسته شدن ذرات. به عبارت بهتر پودر Al2O3 اولیه، که داکتیل و دارای مورفولوژی کروی هستند، در اثر برخوردهای شدید گلوله‌ها، بین آن‌ها محبوس شده و تغییر شکل می‌دهند و به صورت لایه‌ای یا ورقه‌ای در می‌آیند (شکل ۴a). ذرات B_4C نیز که ترد هستند در اثر ضربات وارده، خرد شده و به ذرات ریزتری تبدیل می‌شوند. با ادامه فرآیند آسیای مکانیکی، ذرات ورقه‌ای شکل آلومینیوم تحت ضربات بیشتر قرار گرفته و متحمل تغییر شکل بیشتری می‌شوند. مکانیزم جوش سرد فعال شده و پودرهای ورقه‌ای Al2O3 را به هم متصل می‌کند. ذرات خرد شده B_4C نیز بین ورقه‌های Al2O3 محبوس می‌شوند. بعد از مدتی ذرات Al2O3 به دلیل کار سختی زیاد ناشی از کار مکانیکی و پخش شدن ذرات ریز B_4C در داخل آن‌ها، ترد شده و به ذرات کوچکتری می‌شکنند (شکل‌های ۴b و ۴c). با ادامه فرآیند آسیای مکانیکی، مکرراً جوش سرد و شکست ذرات انجام می‌شود تا در نهایت مورفولوژی ذرات پودر کامپوزیتی به حالت پایدار می‌رسد و ذراتی هم محور با توزیع بسیار ریز و همگن ذرات تقویت‌کننده بدست می‌آید (شکل ۴d).

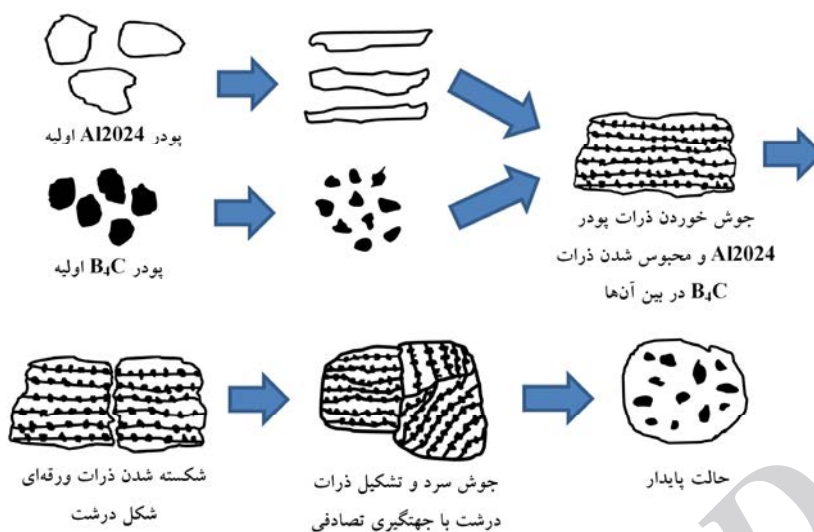
مقایسه تغییرات ساختاری و مورفولوژی پودر Al2O3 تقویت‌نشده و پودر کامپوزیتی $B_4C - Al_2O_3$ نشان می‌دهد که افزودن ذرات سرامیکی به پودر Al2O3 منجر به تسریع مراحل مختلف در فرآیند آسیای کاری مکانیکی شده است بطوریکه زمان لازم برای ایجاد ذرات هم محور کاهش می‌یابد. بنابراین ثابت می‌شود که افزودن ذرات B_4C بر مکانیزم‌های جوش سرد، شکست و تغییر شکل پلاستیک ذرات Al2O3 زمینه در حین فرآیند آسیای مکانیکی تأثیرگذار است. درست بر خلاف طبیعت نرم پودر Al2O3 تقویت‌نشده، در مورد پودر کامپوزیتی $B_4C - Al_2O_3$ به دلیل حضور ذرات سخت B_4C ذرات ورقه‌ای شکل درشت تشکیل نمی‌شوند. علاوه بر این، حضور ذرات B_4C باعث کاهش زمان آسیا شده و ساختار سریعتر به حالت پایدار می‌رسد [۲۴]. به عبارت بهتر در مقایسه با پودر Al2O3 تقویت‌نشده، حضور ذرات B_4C باعث افزایش تغییر شکل موضعی آلومینیوم زمینه در اطراف ذرات تقویت‌کننده شده و بنابراین نرخ کارسختی آلومینیوم زمینه را افزایش می‌دهد. این مسئله سبب

می‌شود تا جوش خوردن ذرات تغییر شکل یافته در زمان‌های کوتاه‌تری آغاز شود. زیرا برای فعال شدن مکانیزم جوش خوردن، میزان تغییر شکل ذرات و چگالی نابجایی‌ها باید به یک مقدار بحرانی برسد. به عبارت دیگر، ذرات سخت خود مشابه گلوله‌های آسیا می‌توانند منجر به انتقال انرژی به زمینه فلزی گردند. از طرف دیگر، افزودن ذرات سخت منجر به کاهش چقرمگی شکست پودرهای کامپوزیتی می‌شود [۱۹ و ۹]. به همین دلیل مکانیزم شکست در فرآیند آسیای مکانیکی پودر کامپوزیتی B_4C - Al_{2024} زودتر فعال شده و زمان رسیدن به حالت پایدار کاهش پیدا می‌کند [۲۵ و ۲۶]. این نتایج با نتایجی که توسط Tavooosi و همکارانش [۲۷] گزارش شده است مطابقت دارد.



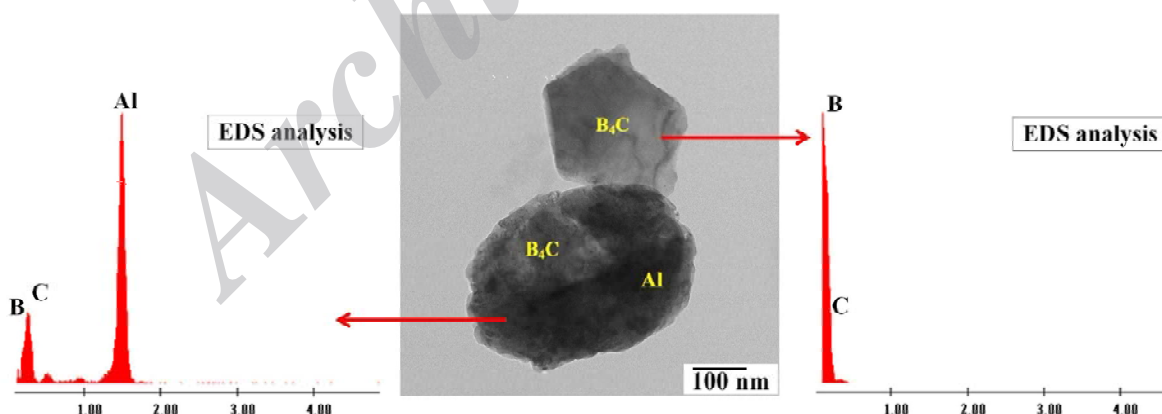
شکل ۴- تغییر مورفولوژی پودر $Al_{2024}-B_4C$ پس از:

(a) ۱۰، (b) ۲۰، (c) ۳۰، (d) ۴۰ و (e) ۵۰ ساعت آسیای مکانیکی در دو بزرگنمایی مختلف



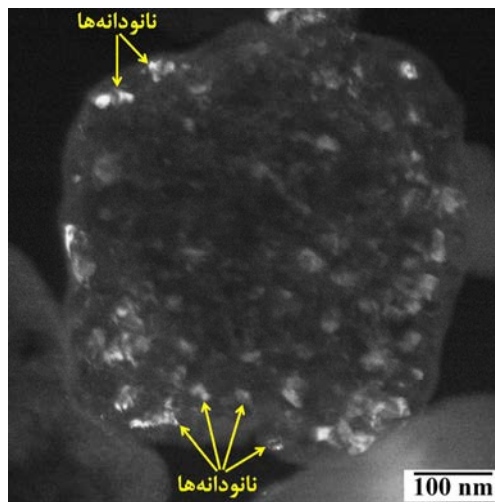
شکل ۵- تصویر شماتیک مراحل تغییر مورفولوژی پودر کامپوزیتی $Al_{2024}-B_4C$ در حین فرآیند آسیاکاری مکانیکی

شکل‌های ۶ تصویر TEM پودر کامپوزیتی $Al_{2024}-B_4C$ را پس از ۵۰ ساعت آسیای مکانیکی به همراه آنالیز EDS از زمینه آلومینیومی و ذرات کاربید بور نشان می‌دهد. همانطور که دیده می‌شود، در اثر انجام فرآیند آسیای مکانیکی، ذرات B_4C به طور کاملاً یکنواخت در زمینه آلومینیومی پراکنده شده‌اند بطوریکه ذرات B_4C حتی به داخل دانه‌های آلومینیوم نیز نفوذ کرده‌اند. علاوه بر این، هیچگونه تجمع^۱ یا آگلومراسیون ذرات مشاهده نمی‌شود. تصویر TEM پودر Al_{2024} نیز در شکل ۷ نشان داده شده است. این تصویر نشان دهنده ساختار نانوکریستال زمینه آلومینیومی با میانگین اندازه دانه‌های ۳۵ تا ۵۰ نانومتر است که این مقدار کمی بیشتر از اندازه دانه محاسبه شده به روش ویلیامسون-هال برای پودر Al_{2024} می‌باشد. در شکل ۷، نقاط روش (جهت پیکان‌ها) نشان دهنده دانه‌های فرعی^۲ (نانودانه‌ها) هستند.



شکل ۶- تصویر TEM پودر کامپوزیتی $Al_{2024}-B_4C$ پس از ۵۰ ساعت آسیا به همراه آنالیز EDS از ذرات کاربید بور و زمینه آلومینیومی

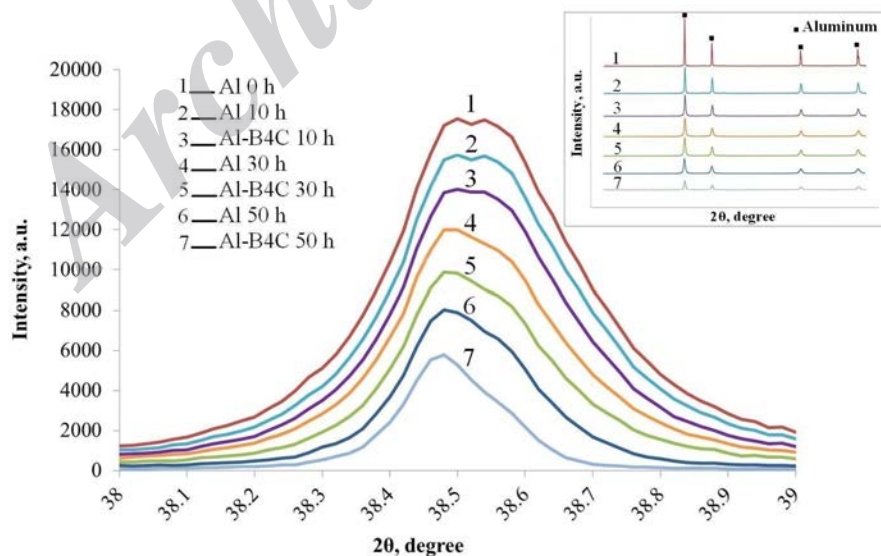
¹ Clustering
² Sub-grain



شکل ۷- تصویر TEM پودر Al₂O₃ پس از ۵۰ ساعت آسیا

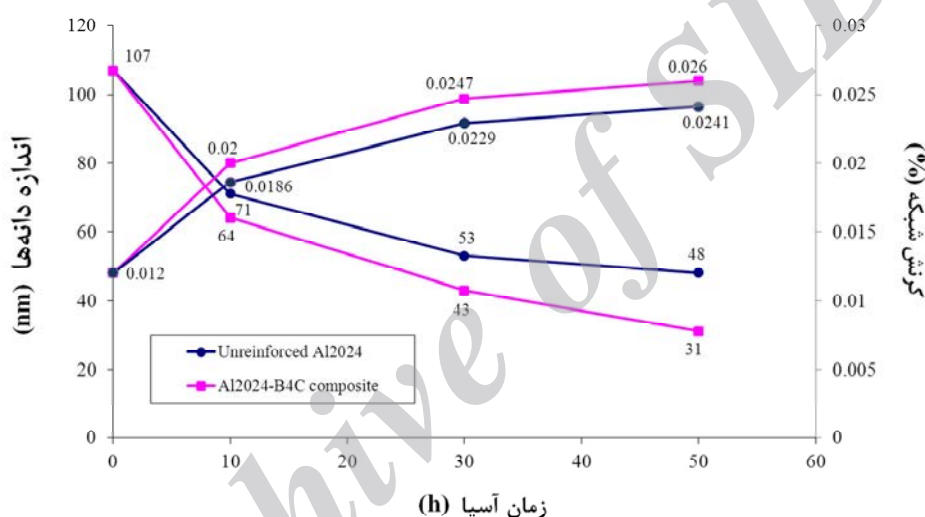
۳-۲- محاسبه اندازه دانه‌های زمینه آلومینیومی به روش ویلیامسون - هال

شکل ۸ الگوهای پراش اشعه X مربوط به پودر Al₂O₃ تقویت نشده و پودر کامپوزیتی Al₂O₃-B₄C را پس از صفر، ۱۰، ۳۰ و ۵۰ ساعت آسیا نشان می‌دهد. همانطور که دیده می‌شود افزایش زمان آسیاکاری، منجر به پهن‌شدگی پیک‌های مربوط به Al₂O₃ زمینه شده و شدت پیک‌ها را نیز کاهش داده است. علاوه بر این، در یک زمان مشخص، پهن‌شدگی و کاهش شدت پیک‌های پودر کامپوزیتی Al₂O₃-B₄C نسبت به پودر Al₂O₃ تقویت نشده بیشتر است که این نشان دهنده تأثیر ذرات B₄C بر فرآیند آسیای مکانیکی می‌باشد. دلیل اصلی این پدیده، کاهش اندازه دانه‌های زمینه و افزایش کرنش شبکه در اثر افزایش زمان آسیا می‌باشد [۲۸]. در مواد کریستالی، پهنای پیک پراش پرتو ایکس با کاهش ضخامت صفحات کریستالی افزایش می‌یابد [۲۱].



شکل ۸- الگوهای پراش اشعه X مربوط به پودر Al₂O₃ تقویت نشده و پودر کامپوزیتی Al₂O₃-B₄C در زمان‌های مختلف آسیاکاری مکانیکی

تغییرات اندازه دانه‌های زمینه (محاسبه شده به روش ویلیامسون-هال) و کرنش شبکه مربوط به پودر Al2024 تقویت‌نشده و پودر کامپوزیتی Al2024-B₄C بر حسب زمان آسیاکاری در شکل ۹ نمایش داده شده است. همانطور که انتظار می‌رفت، تغییر شکل شدید پلاستیک (SPD)^۱ اعمال شده به ذرات پودر در حین فرآیند آسیای مکانیکی باعث کاهش اندازه دانه‌های آلومینیوم زمینه در حد نانومتر شده است. بطوریکه اندازه دانه‌های زمینه تا کمتر از ۱۰۰ نانومتر کاهش یافته است. در ضمن با افزایش زمان آسیاکاری، اندازه دانه‌های زمینه کاهش یافته است. همانطور که دیده می‌شود کاهش اندازه دانه‌ها در مراحل اولیه آسیا با سرعت بیشتری اتفاق افتاده است. همانطور که گفته شد، در اثر فرآیند آسیای مکانیکی مقدار تغییر شکل پلاستیک زیادی بر ذرات پودر تحمیل می‌شود. این تغییر شکل باعث افزایش چگالی انواع عیوب کریستالی به ویژه نابجایی‌ها می‌شود. افزایش نابجایی‌ها و سایر عیوب کریستالی باعث افزایش زیاد انرژی سیستم می‌شود. برای کاهش انرژی سیستم و رسیدن به تعادل، نابجایی‌ها آرایش مجدد داده و دانه‌های جدید با اندازه کوچکتر تشکیل می‌شوند [۲۱].



شکل ۹- تغییرات اندازه دانه‌های زمینه و کرنش شبکه مربوط به پودر Al2024 تقویت‌نشده و پودر کامپوزیتی Al2024-B₄C بر حسب زمان آسیاکاری

نکته دیگری که در شکل ۹ باید به آن توجه شود این است که اندازه دانه‌های زمینه آلومینیومی در پودر کامپوزیتی Al2024-B₄C نسبت به پودر Al2024 تقویت‌نشده کاهش بیشتری داشته است که این نشان دهنده تأثیر ذرات سخت B₄C بر ریزدانه شده زمینه^۲ آلومینیومی در حین فرآیند آسیاکاری مکانیکی می‌باشد. این تأثیر در مورد کرنش شبکه نیز صادق است بطوریکه کرنش داخلی ایجاد شده در پودر کامپوزیتی Al2024-B₄C بیشتر از پودر Al2024 تقویت‌نشده است. ریزدانه شدن ساختار آلومینیوم زمینه را می‌توان به افزایش چگالی نابجایی‌ها در اثر تغییر شکل شدید پلاستیک ایجاد شده در ذرات پودر Al2024 و نیز به اختلاف ضرایب انبساط حرارتی زمینه و تقویت‌کننده نسبت داد [۲۴ و ۹].

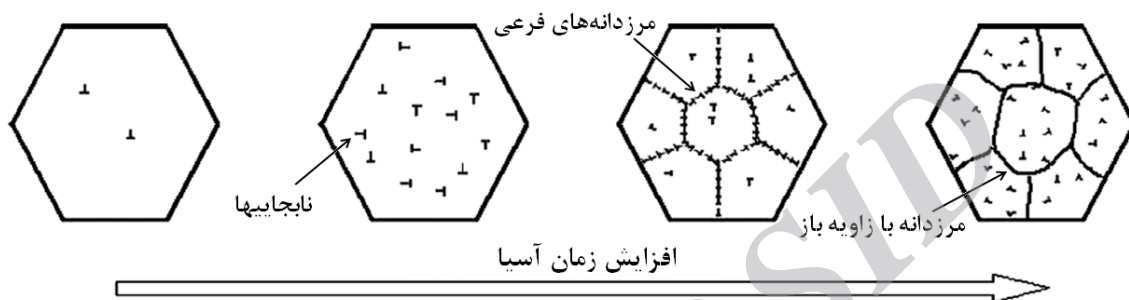
¹ Severe plastic deformation

² Grain refining

در فرآیند تغییر شکل پلاستیک شدید، چگالی نابجاییها به شدت افزایش یافته و در اثر اندرکنش بین ذرات و نابجاییها، مرزهای فرعی^۱ به وجود می‌آیند و با ادامه فرآیند تغییر شکل، این مرزهای فرعی به مرزدانه‌های باز (زاویه بزرگ)^۲ تبدیل می‌شوند [۲۹]. به عبارت بهتر پدیده ریزدانه شدن^۳ ساختار در حین فرآیند تغییر فرم شدید پلاستیک شامل مراحل زیر است:

۱. تشکیل دانه‌های فرعی

۲. جذب نابجاییها توسط دیواره‌های دانه‌های فرعی^۴ و تبدیل مرزدانه‌های فرعی به مرزدانه با زاویه باز [۳۰].
در شکل ۱۰ تصویر شماتیک فرآیند ریزدانه شدن ساختار در حین فرآیند آسیای مکانیکی نشان داده شده است.



شکل ۱۰- تصویر شماتیک فرآیند ریزدانه شدن ساختار در حین فرآیند آسیای مکانیکی [۳۱]

فرآیند ریزدانه شدن زمینه آلومینیومی در حضور ذرات B_4C (که به سختی دچار تغییر شکل پلاستیک می‌شوند) را می‌توان با استفاده از مکانیزم استحکام بخشی اورووان^۵ توضیح داد. به این ترتیب که با اضافه شدن ذرات B_4C به زمینه آلومینیومی، تحرک نابجاییها کاهش و چگالی آنها افزایش پیدا می‌کند. در واقع اضافه شدن ذرات B_4C باعث فعال شدن مکانیزم اورووان شده و در نتیجه نرخ کارسختی را افزایش می‌دهد. با افزایش نرخ کارسختی، فرآیند ریزدانه شدن تشدید شده و لذا اندازه نهایی دانه‌ها در پودر حاوی ذرات B_4C ریزتر می‌شود [۲۶ و ۹]. این موضوع توسط Parvin و همکارانش [۳۲] در مورد پودرهای Al6061 - SiC و Al6061 نیز به اثبات رسیده است.

۳-۳- چگالی ظاهری

شکل ۱۱ تغییرات چگالی ظاهری پودرهای Al2024 - B_4C و Al2024 را بر حسب زمان آسیا نشان می‌دهد. برای هر دو سیستم، سه مرحله را می‌توان در تغییرات چگالی ظاهری شناسایی کرد: کاهش چگالی، افزایش چگالی و در نهایت حالت پایدار. در شکل ۱۱ چگالی ظاهری در زمان صفر به این معنی است که چگالی پودر Al2024 قبل از آسیا و چگالی پودر B_4C - Al2024 بعد از یک فرآیند مخلوط‌سازی اولیه در یک آسیای کم انرژی اندازه‌گیری شده است. همانطور که در این شکل دیده می‌شود چگالی ظاهری پودر کامپوزیتی Al2024 - B_4C در زمان صفر کمتر از چگالی پودر Al2024 تقویت‌نشده است. این

¹ Sub-boundaries

² High-angle grain boundary

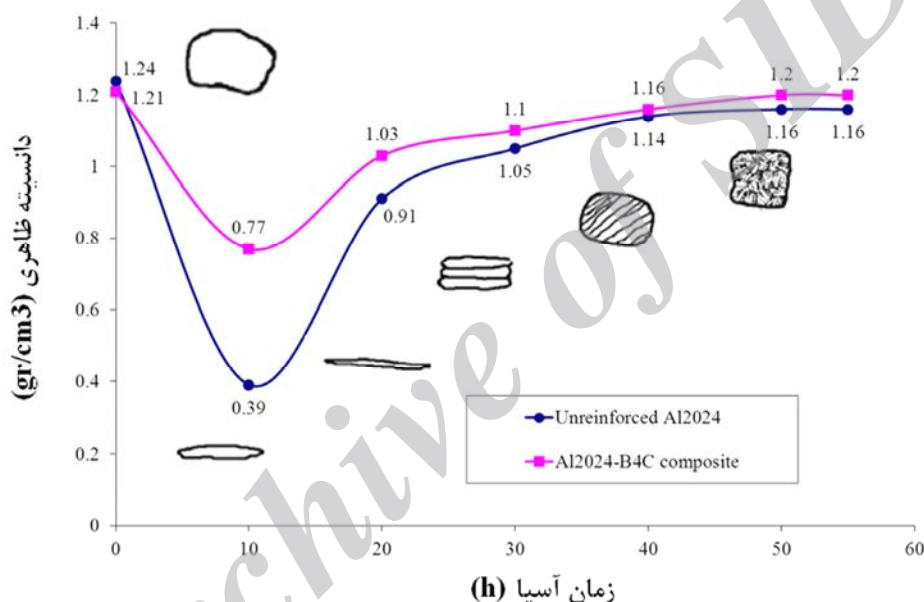
³ Grain refinement

⁴ Sub-grain walls

⁵ Orowan strengthening mechanism

مسئله به خاطر مورفولوژی کروی پودر Al_{2024} اولیه است که یک رنج وسیعی از اندازه ذرات را شامل می‌شود (شکل ۱). این رنج وسیع از اندازه ذرات باعث پر شدن فضاهای خالی بین ذرات شده و چگالی ظاهری را افزایش می‌دهد. اما در مورد پودر $Al_{2024} - B_4C$ ، از آنجاییکه سایز ذرات تقویت‌کننده از اندازه فضاهای خالی بین ذرات پودر آلومینیوم بیشتر است، بنابراین ذرات B_4C قادر به پر کردن فضاهای خالی نبوده و چگالی کاهش پیدا می‌کند.

در زمان‌های اولیه آسیا (۱۰ تا ۱۵ ساعت)، چگالی ظاهری بطور پیوسته کاهش پیدا می‌کند. این کاهش به دلیل شکل‌گیری ذرات ورقه‌ای شکل می‌باشد (شکل‌های ۲a و ۲b) که فضاهای خالی بین ذرات پودر را افزایش می‌دهد. با بیشتر شدن زمان آسیا، ذرات ورقه‌ای شکل، کارسخت شده و می‌شکنند و ذرات هم محور به تدریج شکل می‌گیرند (شکل‌های ۲c تا ۲d). این ذرات فضاهای خالی را پر کرده و چگالی افزایش پیدا می‌کند. بعد از ۵۰ ساعت، تغییری در چگالی ظاهری مشاهده نمی‌شود؛ چرا که در این مرحله از آسیا بین مکانیزم‌های شکست و جوش سرد تعادل برقرار شده و حالت پایدار اتفاق افتاده است (شکل ۲e).



شکل ۱۱- تغییرات چگالی ظاهری پودرهای $Al_{2024} - B_4C$ و Al_{2024} بر حسب زمان آسیا

تغییرات چگالی ظاهری پودر $Al_{2024} - B_4C$ دقیقاً مشابه با پودر Al_{2024} است با این تفاوت که چگالی ظاهری پودر کامپوزیتی در تمامی مراحل آسیا (به جز زمان صفر) از چگالی ظاهری پودر Al_{2024} تقویت‌نشده بیشتر است. علاوه بر این همانطور که در تصاویر SEM (شکل‌های ۴a تا ۴e) دیده شد، حالت پایدار در پودر کامپوزیتی زودتر اتفاق افتاده (در ۴۰ ساعت) و بنابراین از این زمان به بعد تغییری در چگالی ظاهری پودر کامپوزیتی مشاهده نمی‌شود. این نتایج مطابق با مشاهدات Fogagnolo و همکارانش [۱۹] در مورد پودرهای $Al_{6061} - Si_3N_4$ ، $Al_{6061} - AlN$ و Al_{6061} می‌باشد.

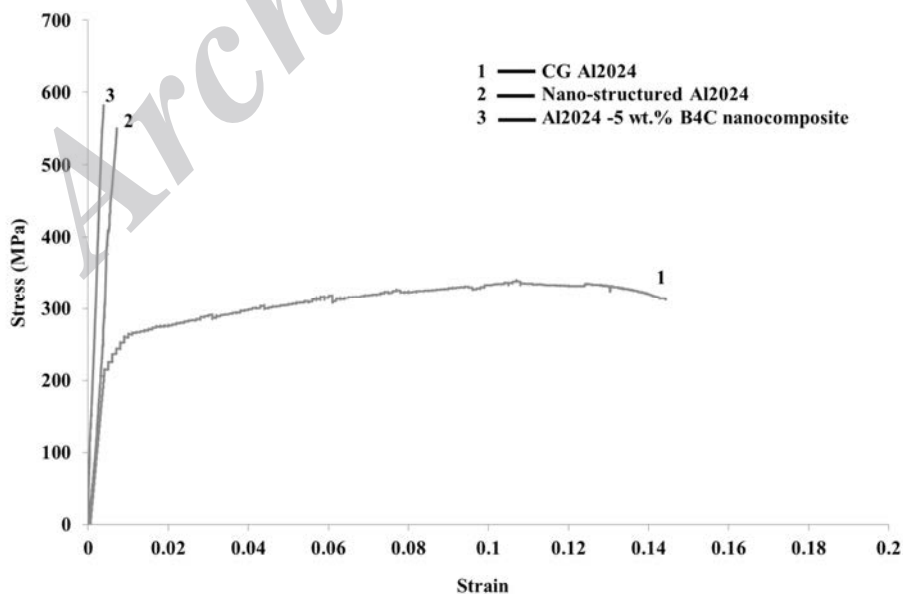
۳-۴- بررسی خواص مکانیکی نمونه‌های اکستروود شده

در جدول ۳ نتایج حاصل از آزمون کشش و سختی نشان شده است. منحنی تنش- کرنش مهندسی نمونه‌ها نیز در شکل ۱۲ با یکدیگر مقایسه شده است.

جدول ۳- نتایج به دست آمده از آزمون کشش و سختی

نام نمونه	استحکام کششی نهایی (MPa)	استحکام تسلیم (MPa)	درصد ازدیاد طول	سختی (HBN)
نانوکامپوزیت Al2024-B ₄ C (NC Al-B ₄ C)	۵۸۲	۵۸۲	۰/۴۶۹	۱۷۳
آلومینیوم نانو ساختار (NC Al)	۵۵۰	۵۵۰	۱/۲۳	۱۶۵
نمونه مرجع (CG Al)	۳۴۰	۲۰۶	۱۴/۴	۸۷

همانطور که دیده می‌شود نمونه NC Al-B₄C بیشترین استحکام و سختی را داشته اما درصد ازدیاد طول آن از بقیه نمونه‌ها کمتر است. در مقابل، نمونه CG Al بیشترین درصد ازدیاد طول را دارد اما استحکام و سختی آن کمترین مقدار را دارا می‌باشد. تغییرات استحکام تسلیم و استحکام کششی نمونه‌های اکستروود شده را می‌توان با استفاده از مکانیزم‌های هال-پچ و اورووان توضیح داد. براساس رابطه هال-پچ تنش تسلیم با اندازه دانه‌ها رابطه معکوس دارد؛ بنابراین با کاهش اندازه دانه‌ها، تنش تسلیم افزایش پیدا می‌کند [۳۳]. همانطور که قبلاً گفته شد فرآیند آسیای مکانیکی باعث ریزدانه شدن ساختار در حد نانومتر می‌شود. بنابراین طبق رابطه هال-پچ تنش تسلیم نمونه NC Al از نمونه CG Al بیشتر خواهد بود. تحلیل فیزیکی این مسئله به این صورت است که: ساختارهای دانه‌ریز به ویژه مواد نانو ساختار، مرزدانه‌های بسیار زیادی دارند. از آنجاییکه مرزدانه‌ها به عنوان مانع در برابر حرکت نابجایی‌ها عمل می‌کنند بنابراین با افزایش مرزدانه‌ها موانع موجود در مسیر حرکت نابجاییها افزایش یافته و به تدریج در پشت مرزدانه‌ها متمرکز می‌شوند و به همین دلیل استحکام زیاد شده اما انعطاف‌پذیری کاهش پیدا می‌کند [۲۵]. Han و همکارانش [۳۴] در تحقیقات مشابهی که بر روی آلیاژ Al5083 انجام داده‌اند ثابت کرده‌اند که فرآیند آسیاکاری مکانیکی باعث افزایش استحکام آلیاژ تا ۷۱۳MPa شده اما انعطاف‌پذیری آن را به ۰,۳٪ کاهش می‌دهد.



شکل ۱۲- مقایسه منحنی تنش کرنش نمونه‌های اکستروود شده

در مقایسه بین نمونه‌های NC Al و NC Al-B₄C، چون اندازه دانه‌های زمینه آلومینیومی در نمونه NC Al-B₄C کوچکتر است (شکل ۹) بنابراین تمرکز نابعایی‌ها در پشت مرزخانه‌ها بیشتر بوده و بر اساس رابطه هال-پچ استحکام آن نیز بیشتر خواهد بود. با مقایسه استحکام کششی نمونه‌های NC Al و NC Al-B₄C تأثیر ذرات کاربید بور بر افزایش استحکام مشخص می‌شود. همانطور که انتظار می‌رود، با اضافه شدن ذرات B₄C به زمینه آلومینیومی استحکام افزایش می‌یابد اما انعطاف‌پذیری کم می‌شود. تأثیر حضور ذرات B₄C بر افزایش استحکام نمونه NC Al-B₄C را می‌توان با استفاده از مکانیزم استحکام بخشی اورووان توجیه کرد [۳۳ و ۳۵]. بر اساس این مکانیزم، با اضافه شدن ذرات تقویت‌کننده به زمینه Al₂O₃، موانع موجود در مسیر حرکت نابعاییها افزایش پیدا می‌کند. بنابراین تنش لازم برای عبور نابعایی‌ها از بین موانع (ذرات) افزایش یافته و بنابراین استحکام زیاد می‌شود [۱۱].

با توجه به جدول ۳، سختی نمونه NC Al تقریباً دو برابر نمونه CG Al است که دلیل اصلی آن، طبق قانون هال-پچ، ریزدانه شدن ساختار در حین فرآیند آسیاکاری مکانیکی می‌باشد [۲۳ و ۲۵]. با توجه به اینکه سختی کاربید بور خیلی بیشتر از سختی آلومینیوم است، افزایش سختی با افزودن کاربید بور دور از انتظار نیست. این مورد با توجه به قانون مخلوط‌ها نیز به راحتی قابل تحلیل است [۱۱ و ۳۶]. بنابراین بدیهی است که سختی نمونه NC Al-B₄C از نمونه NC Al بیشتر است.

همانطور که در جدول ۳ دیده می‌شود، افزایش استحکام کششی نمونه‌ها با انعطاف‌پذیری (درصد ازدیاد طول) رابطه عکس دارد. از آنجایی که میزان انعطاف‌پذیری و تغییرشکل به شدت وابسته به میزان تحرک نابعایی‌ها داخل نمونه است، بنابراین دلیلی که می‌توان برای توجیه کمتر بودن درصد ازدیاد طول نمونه NC Al-B₄C ارائه کرد این است که در این کامپوزیت به دلیل حضور ذرات B₄C و بیشتر بودن چگالی مرزخانه‌ها، موانع موجود در مسیر حرکت نابعایی‌ها بیشتر است؛ بنابراین نابعایی‌ها به سختی حرکت می‌کنند که این مسئله منجر به کاهش میزان درصد ازدیاد طول یا همان انعطاف‌پذیری نانوکامپوزیت NC Al-B₄C می‌شود [۱۱].

یکی دیگر از دلایل کم بودن انعطاف‌پذیری نمونه‌های کامپوزیتی نسبت به آلیاژ تقویت‌نشده، کمتر بودن سطح زیر منحنی تنش- کرنش است. همان طور که در شکل ۱۲ دیده می‌شود، سطح زیر منحنی تنش- کرنش نمونه CG Al که بیشترین مقدار درصد ازدیاد طول را دارد از سایر نمونه‌ها بیشتر است. برعکس، سطح زیر منحنی تنش- کرنش نمونه NC Al-B₄C که پایین‌ترین میزان درصد ازدیاد طول را دارد، از سطح زیر منحنی تنش- کرنش سایر نمونه‌ها کمتر است. از طرف دیگر نمونه‌های NC Al و NC Al-B₄C قبل از اینکه وارد ناحیه پلاستیک شوند دچار شکست شده‌اند این مسئله نیز شکست ترد و کم بودن انعطاف‌پذیری این نمونه‌ها را تأیید می‌کند. درست به همین دلیل است که تنش تسلیم و استحکام کششی نهایی در نمونه‌های NC Al و NC Al-B₄C با هم برابر است.

۴- نتیجه‌گیری

- مقایسه تغییرات ساختاری و مورفولوژی پودر Al₂O₃ تقویت‌نشده و پودر کامپوزیتی Al₂O₃-B₄C پس از ۵۰ ساعت آسیا نشان می‌دهد که افزودن ذرات سرامیکی به پودر Al₂O₃ منجر به تسریع مراحل مختلف در فرآیند آسیاکاری مکانیکی شده

است بطوریکه زمان لازم برای ایجاد ذرات هم محور کاهش می‌یابد.

- محاسبه اندازه دانه‌های آلومینیوم زمینه بیانگر این مطلب است که تغییر شکل شدید پلاستیک اعمال شده به ذرات پودر در حین فرآیند آسیاکاری مکانیکی باعث کاهش اندازه دانه‌های آلومینیوم زمینه در حد نانومتر شده است. بطوریکه اندازه دانه‌های زمینه تا کمتر از ۱۰۰ نانومتر کاهش یافته است.

- تغییرات چگالی ظاهری پودر $Al_{2024}-B_4C$ دقیقاً مشابه با پودر Al_{2024} است با این تفاوت که چگالی ظاهری پودر کامپوزیتی در تمامی مراحل آسیاب (به جز زمان صفر) از چگالی ظاهری پودر Al_{2024} تقویت نشده بیشتر است.

- در بین نمونه‌های اکستروژده، نمونه $NC\ Al-B_4C$ بیشترین استحکام (۵۸۲ MPa) و سختی (۱۷۳ HBN) را داشته اما انعطاف‌پذیری آن بسیار اندک است. دلیل این مسئله، بالا بودن تعداد موانع موجود در مسیر حرکت نابجایی‌هاست که باعث محدود شدن تحرک آن‌ها می‌شود.

مراجع

1. S. Suresh, A. Mortensen, A. Needleman, "Fundamentals of Metal- Matrix Composites"; Butterworth-Heinemann, London, 1993.
2. A. Sajjadi, H. R. Ezatpour, H. Beygi, "Microstructure and mechanical properties of $Al-Al_2O_3$ micro and nano composites fabricated by stir casting"; Mater. Sci. Eng. A 528: 8765– 8771 (2011).
3. H. R. Ezatpour, H. Beygi, S. A. Sajjadi, M. Torabi parizi, "Microstructure and mechanical properties of $Al-Al_2O_3$ micro and nano composites fabricated by a novel stir casting rout"; 2nd Conferences on Application of nanotechnology in Science, Engineering and Medicine, Mashhad-Iran (2001).
4. J. Onoro, M. D. Salvador, L. E. G. Cambronero, "High-temperature mechanical properties of aluminium alloys reinforced with boron carbide particles", Mater. Sci. Eng. A 499: 421–426 (2009).
5. حمیدرضا لشگری، مسعود امامی، "بررسی تأثیر استرانسیوم بر ریزساختار کامپوزیت‌های ریختگی $A356-B_4C$ "; فصلنامه ریخته‌گری، سال بیست و هفتم، شماره ۹۰، ۱۳۸۷.
6. J. Dutkiewicz, L. Litynska, W. Maziarz, K. Haberko, W. Pyda, A. Kanciruk, "Structure and properties of nanocomposites prepared from ball milled 6061aluminium alloy with ZrO_2 nanoparticles"; Cryst. Res. Technol. 44: 1163 – 1169 (2009).
7. J. M. Torralba, C. E. Costa, F. Velasco, F. "P/M aluminum matrix composites: an overview"; J.

- Mater. Process. Technol. 133: 203–206 (2003).
8. A. Alizadeh, E. Taheri-Nassaj, N. Ehsani, "Synthesis of boron carbide powder by a carbothermic reduction method"; J. Euro. Ceram. Soc. 24: 3227–3234 (2004).
9. زهره رضوی حسابی، "اثر نانوذرات آلومینا بر فرآوری و خواص مکانیکی نانوکامپوزیت $Al-5\% vol Al_2O_3$ "، پایان نامه دکتري، دانشکده مهندسی و علم مواد دانشگاه صنعتی شریف، ۱۳۸۷.
10. A. Alizadeh, E. Taheri-Nassaj, M. Hajizamani, "Hot Extrusion Process Effect on Mechanical Behavior of Stir Cast Al Based Composites Reinforced with Mechanically Milled B_4C Nanoparticles"; J. Mater. Sci. Technol. 27: 1113-1119 (2011).
11. M. Rahimian, N. Parvin, N. Ehsani, "Investigation of particle size and amount of alumina on microstructure and mechanical properties of Al matrix composite made by powder metallurgy"; Mater. Sci. Eng. A 527: 1031–1038 (2010).
12. C. Nie, J. Gu, J. Liu, D. Zhang, "Investigation on microstructures and interface character of B_4C particles reinforced 2024Al matrix composites fabricated by mechanical alloying"; J. Alloys Compd. 454: 118–122 (2008).
13. B. Ogel, R. Gurbuz, "Microstructural characterization and tensile properties of hot pressed Al–SiC composites prepared from pure Al and Cu powders"; Mater. Sci. Eng. A 301: 213–220 (2001).
14. H. X. Peng, Z. Fan, D. S. Mudher, J. R. G. Evans, "Microstructures and mechanical properties of engineered short fiber reinforced aluminium matrix composites"; Mater. Sci. Eng. A 335: 207–216 (2002).
15. J. Ye, J. He, J. M. Schoenung, "Cryomilling for the Fabrication of a Particulate B_4C Reinforced Al Nanocomposite: Part I. Effects of Process Conditions on Structure"; Metall. Mater. Trans. A 37: 3099-3109 (2006).
16. C. Nie, J. Gu, J. Liu, D. Zhang, "Investigation on microstructures and interface character of B_4C particles reinforced 2024Al matrix composites fabricated by mechanical alloying", J. Alloys Compd. 454: 118–122 (2008).
17. J. Ye, B. Q. Han, Z. Lee, B. Ahn, S. R. Nutt, J. M. Schoenung, "A tri-modal aluminum based composite with super-high strength" Scripta Mater. 53: 481- 486 (2005).
18. C. Suryanarayana, "Mechanical alloying and milling", Prog. Mater. Sci. 46:1-184 (2001).

19. J. B. Fogagnolo, F. Velasco, M. H. Robert, J. M. Torralba, "Effect of mechanical alloying on the morphology, microstructure and properties of aluminium matrix composite powders", *Mater. Sci. Eng. A* 342: 131-143 (2003).
20. R. Sankar, P. Singh, "Synthesis of 7075 Al/SiC particulate composite powders by mechanical alloying"; *Mater. Lett.* 36: 201-205 (1998).
۲۱. رضا اسدی فرد، نادر پروین، جمشید آقازاده، پیمان صفارزاده، "بررسی تأثیر فرایند آلیاژسازی مکانیکی بر مورفولوژی و اندازه دانه پودرهای کامپوزیتی Al6061-SiCp"; هشتمین کنگره سالانه انجمن مهندسين متالورژی ایران؛ دانشکده مهندسی مواد دانشگاه صنعتی اصفهان؛ ۱۳۸۳.
۲۲. علی علیزاده، "ساخت و بررسی خواص مکانیکی و سایشی نانوکامپوزیت Al-B₄C"، پایان نامه دکتری، دانشکده فنی و مهندسی دانشگاه تربیت مدرس، ۱۳۹۰.
23. S. S. Razavi Tousi, R. Yazdani Rad, E. Salahi, I. Mobasherpour, M. Razavi, M. "Production of Al-20 wt.% Al₂O₃ composite powder using high energy milling", *Powder Technol.* 192: 346-351 (2009).
24. E. Taheri-Nassaj, A. Alizadeh, "Effect of Milling and B₄C Nanoparticles on the Mechanical Properties of Nanostructured Aluminum Composite Produced by Mechanical Milling and Hot Extrusion", *Adv. Mater. Res.* 383-390: 2733-2736 (2012).
25. A. Alizadeh, E. Taheri-Nassaj, "Mechanical properties and wear behavior of Al-2 wt. % Cu alloy composites reinforced by B₄C nanoparticles and fabricated by mechanical milling and hot extrusion"; *Mater. Charact.* 67: 119-128 (2011).
26. A. Alizadeh, E. Taheri-Nassaj, H. R. Baharvandi, "Preparation and investigation of Al-4 wt. % B₄C nanocomposite powders using mechanical milling"; *Bull. Mater. Sci.* 34:1039-1048 (2011).
27. M. Tavoosi, F. Karimzadeh, M. H. Enayati, "Fabrication of Al-Zn/ α -Al₂O₃ nanocomposite by mechanical alloying", *Mater. Lett.* 62: 282-285 (2008).
28. H. Abdoli, H. Asgharzadeh, E. Salahi, "Sintering behavior of Al-AlN-nanostructured composite powder synthesized by high-energy ball milling", *J. Alloys Compd.* 473: 116-122 (2009).
29. E. Hosseini, M. Kazeminezhad, "The effect of ECAP die shape on nano-structure of materials", *Comp. Mater. Sci.* 44: 962-967 (2009).
30. Akihiro Yamashita, Daisuke Yamaguchi, Zenji Horita, Terence G. Langdon, "Influence of pressing temperature on microstructural development in equal-channel angular pressing", *Mater.*

- Sci. and Eng A 287:100–106 (2000).
31. D. B. Witkin, E. J. Lavernia, "Synthesis and mechanical behavior of nanostructured materials via Cryomilling", Prog. Mater. Sci. 51:1–60 (2006).
32. N. Parvin, R. Assadifard, P. Safarzadeh, S. Sheibanib, P. Marashi, "Preparation and mechanical properties of SiC-reinforced Al6061 composite by mechanical alloying"; Mater. Sci. Eng. A 492: 134–140 (2008).
33. G. E. Dieter, "Mechanical Metallurgy", Third Edition, McGraw-Hill, 1976.
34. B. Q. Han, J. Ye, F. Tang, J. Schoenung, E. J. Lavernia, "Processing and behavior of nanostructured metallic alloys and composites by Cryomilling", J. Mater. Sci. 42:1660–1672 (2007).
35. C. C. Koch, "Optimization of strength and ductility in nanocrystalline and ultrafine grained metals", Scripta Mater. 49: 657–662 (2003).
۳۶. مهدی رحیمیان، ناصر احسانی، حمیدرضا بهاروندی، نادر پروین، "بررسی اثر مقدار ذرات Al_2O_3 بر خواص کامپوزیت $Al-Al_2O_3$ ساخته شده به روش متالورژی پودر"، یازدهمین کنگره سالانه انجمن مهندسين متالورژی ایران، شرکت سهامی ذوب آهن اصفهان، ۱۳۸۶.