

مقایسه انعطاف پذیری و نحوه شکست نانو کامپوزیت Al-2Cu/B₄C تولید شده به روش های ریخته گری گردابی، متالورژی پودر و آلیاژسازی مکانیکی

علیرضا عبدالمهی^{۱*}، علی علیزاده^۲

۱- دانشجوی دکتری مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران، ایران

۲- استادیار مجتمع مواد و فناوریهای ساخت، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران، ایران

* alirezaabdollahi1366@gmail.com

(تاریخ دریافت: ۹۱/۰۹/۰۶، تاریخ پذیرش: ۹۱/۱۲/۲۲)

چکیده

در این تحقیق نانو کامپوزیت Al-2Cu/B₄C به سه روش ریخته گری گردابی، متالورژی پودر و آلیاژسازی مکانیکی تولید گردید. در روش ریخته گری گردابی نانو ذرات B₄C با متوسط اندازه ذرات ۸۰nm به آلومینیوم مذاب اضافه گردید و مخلوط حاصل در دمای ۸۵۰°C در قالب فولادی ریخته گری شد. در روش های متالورژی پودر و آلیاژسازی مکانیکی نیز پس مخلوط کردن پودرهای Al و B₄C و تولید پودر کامپوزیتی، از فرآیند پرس ایزواستاتیک سرد (CIP) برای شکل دهی پودرها استفاده شد. در نهایت در هر سه روش، نانو کامپوزیت ساخته شده تحت عملیات اکستروژن داغ قرار گرفت. برای بررسی ریزساختار، سطوح شکست و تعیین نحوه شکست نمونه ها از میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) و برای مقایسه انعطاف-پذیری آنها از مقادیر درصد ازدیاد طول بدست آمده توسط آزمون کشش در هر سه حالت استفاده گردید. نتایج حاصل نشان می دهند که نانو کامپوزیت تولید شده به روش آلیاژسازی مکانیکی دارای کمترین میزان درصد ازدیاد طول بوده و شکست آن به صورت کاملاً ترد اتفاق می افتد.

واژه های کلیدی:

کامپوزیت زمینه آلومینیومی، آلیاژسازی مکانیکی، متالورژی پودر، ریخته گری گردابی، انعطاف پذیری.

۱- مقدمه

در واقع در این کامپوزیت ها زمینه آلومینیومی با ذرات سرامیکی تقویت می شود که ترکیبی از خواص فلزی (انعطاف پذیری و چقرمگی) و خواص سرامیکی (استحکام و مدول بالا) را به وجود می آورد [۱-۲].

متداول ترین ذرات سرامیکی که در ساخت کامپوزیت های زمینه آلومینیومی از آنها استفاده می شوند عبارتند از: SiC [۳-۴]، Al₂O₃ [۵-۶]، ZrO₂ [۷-۸]، TiB₂ [۹] و ... این ذرات می توانند در مقیاس نانو و میکرون مورد استفاده قرار گیرند. استفاده

کامپوزیت های زمینه آلومینیومی تقویت شده با ذرات سرامیکی به دلیل خواص مکانیکی و فیزیکی مناسب به طور گسترده در صنایع مختلف مانند صنایع نظامی، خودروسازی و هوافضا مورد استفاده قرار می گیرند. این کامپوزیت ها به دلیل داشتن خواص بی نظیری مانند استحکام بالا، دانسیته پایین، مقاومت به خوردگی خوب، قابلیت عملیات حرارتی پذیری، فرآیندهای تولید متنوع و ... توجهی زیادی را به خود جلب کرده اند به طوری که امروزه به عنوان یک ماده سازه ای پیشرفته مورد استفاده قرار می گیرند.

نمود. روش‌های نیمه جامد نیز تلفیقی از مزایا و معایب روش‌های حالت جامد و مایع را دارا است [۱۵-۱۷].

یکی از محدودیت‌های اصلی کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی از جمله کامپوزیت $Al-B_4C$ ، صرف‌نظر از اینکه کامپوزیت به چه روشی ساخته شده باشد، انعطاف‌پذیری اندک آنها در مقایسه با آلیاژهای آلومینیوم تقویت‌نشده است. روش‌های مختلفی برای افزایش انعطاف‌پذیری کامپوزیت‌های زمینه فلزی وجود دارد. یکی از متداولترین روش‌ها استفاده از فرآیندهای ثانویه مانند اکستروژن داغ می‌باشد.

در این تحقیق، نانو کامپوزیت $Al-2Cu/B_4C$ به سه روش متالورژی پودر، ریخته‌گری گردابی و آلیاژسازی مکانیکی تولید، و نحوه شکست و انعطاف‌پذیری آنها با یکدیگر مقایسه شد.

۲- روش تحقیق

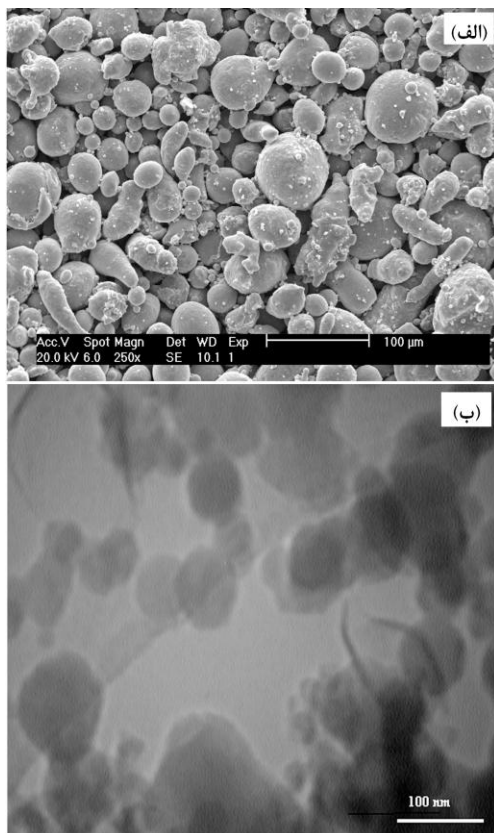
در این تحقیق، پودر $Al-2wt.\%Cu$ اتمیزه شده به وسیله گاز آرگون با متوسط اندازه ذرات ۲۷ میکرون به عنوان آلیاژ زمینه مورد استفاده قرار گرفت. نانوذرات B_4C با متوسط اندازه ذرات ۸۰ nm نیز به عنوان تقویت‌کننده استفاده شد.

نمونه‌های ریخته‌گری (CA) با استفاده از یک کوره مقاومتی مجهز به سیستم همزن تولید شدند. بدین صورت که پس از ذوب شدن شمش آلومینیوم، ذرات B_4C به مذاب اضافه شده و مخلوط حاصل به مدت ۱۳ دقیقه و با سرعت ۴۲۰ rpm به هم زده شد [۱۴و۱۰]. سپس مذاب کامپوزیتی در دمای $850^\circ C$ و در قالب فولادی استوانه‌ای شکل، ریخته‌گری شد.

برای ساخت نمونه‌های متالورژی پودر (Mix) و آلیاژسازی مکانیکی (MA)، ابتدا پودر $Al-2wt.\%Cu$ در دستگاه آسیاب ماهواره‌ای در دمای اتاق و در اتمسفر آرگون به مدت ۲۰ ساعت (با نسبت گلوله به پودر ۱۰:۱) آسیاب شد. سپس پودر آسیاب شده با ۲٪ وزنی پودر B_4C در آسیاب گلوله‌ای کم انرژی (low energy ball-mill) مخلوط شده و برای ساخت نمونه‌های MA عملیات آسیاب با شرایط فوق دوباره تکرار گردید. برای شکل-

از نانوذرات سرامیکی در ساخت کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی به طور قابل توجهی فاصله بین ذرات را کاهش داده و بدین ترتیب باعث افزایش خواص مکانیکی می‌شوند اما از طرف دیگر، نانوذرات تمایل شدیدی به آگلومره شدن دارند. اخیراً کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی تقویت شده با ذرات کاربید بور با استفاده از روش‌های مختلف تولید شده‌اند. کاربید بور (B_4C) به دلیل داشتن نقطه ذوب زیاد ($2450^\circ C$)، مدول بالا ($445 GPa$)، پایداری حرارتی خوب، سختی بالا ($370 HV$)، مقاومت به سایش و ضربه زیاد، سطح مقطع جذب نوترون بالا، و دانسیته پایین ($2.54 g/cm^3$) به تقویت‌کننده‌ای مناسب در ساخت کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی تبدیل شده است [۱۰].

فرآیندهای تولید کامپوزیت‌های $Al-B_4C$ را می‌توان به سه گروه اصلی تقسیم نمود: فرآیندهای حالت جامد، فرآیندهای حالت مایع (ذوبی) و فرآیندهای نیمه جامد. روش‌های حالت جامد مانند متالورژی پودر و آلیاژسازی مکانیکی [۱۱-۱۲] معمولاً برای تولید کامپوزیت‌های ذره‌ای با خواص مکانیکی بالا مورد استفاده قرار می‌گیرند، زیرا در این روش‌ها جدایش ذرات و تولید محصولات ترد حاصل از واکنش‌های مخرب به حداقل رسیده و ذرات تقویت‌کننده به طور یکنواخت در زمینه توزیع می‌شوند. به همین دلیل خواص مکانیکی این کامپوزیت کامپوزیت‌ها، در صورتی که درصد تخلخل کم باشد، نسبت به کامپوزیت‌هایی که به وسیله فرآیندهای ذوبی تولید می‌شوند بهتر است [۱۳]. با این وجود، برای تولید کامپوزیت‌های زمینه فلزی تقویت شده با ذرات، بیشتر از روش‌های ذوبی استفاده می‌شود. زیرا استفاده از مذاب در مقایسه با پودر آسانتر بوده و از طرف دیگر استفاده از این روش به صورت ریخته‌گری گردابی [۱۴و۱۰] پیشرفت زیادی کرده است. اما استفاده از این روش جهت تولید کامپوزیت‌ها همواره با مشکلاتی همراه بوده است. از جمله می‌توان به عدم امکان کنترل کامل پارامترهای فرآیند، امکان انجام فرآیندهای مخرب در فصل مشترک بین زمینه و فاز دوم، توزیع غیریکنواخت ذرات، آگلومره شدن، جدایش و ترشوندگی کم ذرات سرامیکی توسط مذاب اشاره



شکل (۱): (الف): تصویر SEM پودر آلومینیوم اولیه و (ب): تصویر TEM پودر B₄C اولیه

ریزساختار کامپوزیت‌های MA، CA و Mix در شکل ۲ نشان داده شده است. ریزساختار نمونه CA (شکل ۲ب) نشان‌دهنده توزیع غیرهمگن ذرات B₄C در زمینه است. علاوه بر این، آگلومره شدن ذرات نیز قابل مشاهده است. این عدم توزیع یکنواخت می‌تواند به دلیل ترشوندگی کم ذرات سرامیکی توسط مذاب آلومینیوم باشد [۱۸]. این درحالیست که در نمونه‌های Mix و MA ذرات ثانویه به طور یکنواخت توزیع شده‌اند.

دهی پودرهای Mix و MA نیز از فرآیند پرس ایزواستاتیک سرد (CIP)، استفاده شد.

در نهایت، فرآیند اکستروژن داغ بر روی هر سه نمونه در دمای ۵۵۰°C و با نسبت اکستروژن ۱۰:۱ صورت گرفت. لازم به ذکر است که یک نمونه مرجع (CG) نیز با استفاده از پودر Al آسیاب نشده (بدون تقویت‌کننده) از طریق فرآیند پرس ایزواستاتیک سرد و سپس اکستروژن داغ، جهت مقایسه خواص، تولید گردید.

برای مقایسه انعطاف‌پذیری نمونه‌ها از مقادیر درصد ازدیاد طول به دست آمده توسط آزمون کشش استفاده شد. برای این منظور نمونه‌های آزمون کشش با قطر ۴mm و طول گیج ۱۴mm (طبق استاندارد ASTM B557) تهیه و آزمون در هر چهار حالت در دمای اتاق و با سرعت بارگذاری ۱mm/min انجام شد. مورفولوژی ذرات پودر، ریزساختار و سطوح شکست نمونه‌ها نیز توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مدل Philips-XL30 مورد بررسی قرار گرفت.

۳- نتایج و بحث

۳-۱- بررسی ریزساختار

تصویر SEM پودر Al اولیه در شکل (الف) نشان داده شده است. شکل (ب) نیز مورفولوژی ذرات B₄C که به وسیله میکروسکوپ الکترونی عبوری (TEM) مدل Philips (FEGC200) گرفته شده است را نشان می‌دهد.

باقیمانده از مراحل پولیش و اچ می‌باشد. برای جلوگیری از خوشه‌ای شدن ذرات (که در ریزساختار نمونه‌های CA و Mix به وضوح قابل مشاهده است)، می‌توان از روش آلیاژسازی مکانیکی استفاده کرد [۱۹]. یکی از مهمترین مزیت‌های روش MA نسبت به روش Mix، دستیابی به توزیع کاملاً یکنواخت ذرات به دلیل ریزدانه شدن ساختار (جدول ۱) در حین انجام فرآیند است [۲۰]. بعلاوه، چون زمان آسیاب در فرآیند MA نسبت به فرآیند Mix بسیار بیشتر است، بنابراین آلیاژسازی مکانیکی باعث کاهش اندازه ذرات پودر Al و B_4C از طریق شکسته شدن آنها شده [۱۹ و ۱۱۶] و این خود منجر به توزیع یکنواخت تر ذرات ثانویه در مقایسه با روش Mix می‌شود. این توزیع یکنواخت، تأثیر بسزایی در بهبود خواص مکانیکی قطعات تولید شده به روش آلیاژسازی مکانیکی خواهد داشت.

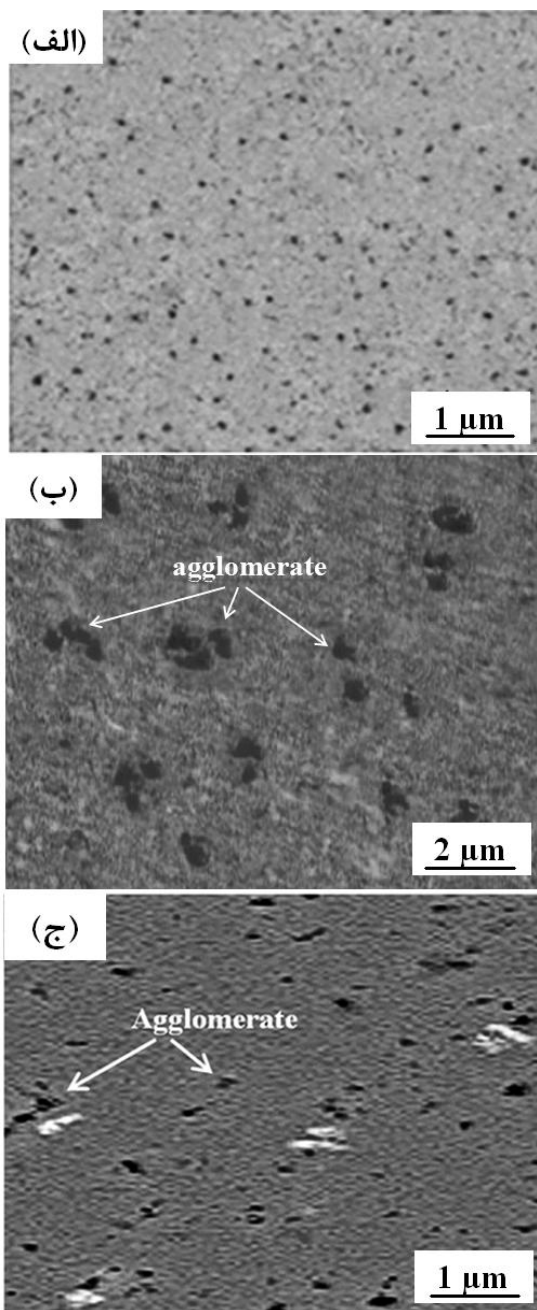
۲-۳- بررسی درصد ازدیاد طول

در جدول (۱) مقادیر استحکام کششی و درصد ازدیاد طول به دست آمده از آزمون کشش نشان داده شده است.

جدول (۱): استحکام‌های تسلیم و کششی و درصد ازدیاد طول حاصل از آزمون کشش

روش ساخت	استحکام تسلیم (MPa)	استحکام نهایی (MPa)	درصد ازدیاد طول (%)
CG	۹۰	۱۸۵	۲۶
CA	۱۰۵	۱۹۵	۹/۹
Mix	۱۱۵	۲۰۵	۸/۵۷
MA	۴۰۵	۵۱۵	۳/۱

همان طور که دیده می‌شود افزایش استحکام کششی نمونه‌ها با انعطاف‌پذیری (درصد ازدیاد طول) رابطه عکس دارد، یعنی افزایش استحکام منجر به کاهش انعطاف‌پذیری می‌شود. نکته دیگری که باید به آن توجه کرد این است که انعطاف‌پذیری نمونه CG از سایر نمونه‌ها بیشتر است. در واقع انعطاف‌پذیری کم از جمله محدودیت‌های کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی در



شکل (۲): تصویر SEM نمونه‌های: (الف): MA، (ب): CA و (ج): Mix

ریزساختار نمونه Mix (شکل ۲ج) اگرچه نشان‌دهنده توزیع یکنواخت تر ذرات B_4C نسبت به نمونه CA است اما در برخی از نقاط، خوشه‌ای شدن ذرات نیز مشاهده می‌شود [۱۹]. البته تعداد و سایز این خوشه‌ها در مقایسه با نمونه CA بسیار کمتر است. در ضمن، نواحی سفید رنگ موجود در شکل ۲ج مربوط به اثرات

می توان برای توجیه کمتر بودن درصد ازدیاد طول نمونه MA ارائه کرد این است که در این کامپوزیت چون توزیع ذرات ثانویه یکنواخت تر است بنابراین تعداد موانع موجود در مسیر حرکت نابجایی ها بیشتر بوده (نابجایی ها به سختی حرکت می کنند) که این مسئله منجر به کاهش میزان درصد ازدیاد طول یا همان انعطاف پذیری کامپوزیت MA می شود [۲۲]. باید به این نکته نیز اشاره شود که فرآیند آلیاژسازی مکانیکی یکی از روش های تغییر شکل شدید پلاستیک (SPD) می باشد. تغییر شکل شدید پلاستیک اعمال شده به ذرات پودر در حین فرآیند آلیاژسازی مکانیکی باعث کاهش اندازه دانه های آلومینیوم زمینه در حد نانومتر می شود. این تغییر شکل باعث افزایش چگالی انواع عیوب کریستالی به ویژه نابجایی ها می شود. افزایش نابجایی ها و سایر عیوب کریستالی باعث افزایش انرژی سیستم می شود. برای کاهش انرژی سیستم و رسیدن به تعادل، نابجایی ها آرایش مجدد یافته و دانه های جدید با اندازه کوچکتر تشکیل می شوند [۲۳].

با کاهش اندازه دانه های زمینه آلومینیومی، چگالی مرز دانه ها به شدت افزایش یافته و از آنجایی که مرز دانه ها یکی از موانع موجود در مسیر حرکت نابجاییها هستند بنابراین با بیشتر شدن مرز دانه ها، تحرک نابجاییها محدود شده و انعطاف پذیری کاهش پیدا می کند [۲۴].

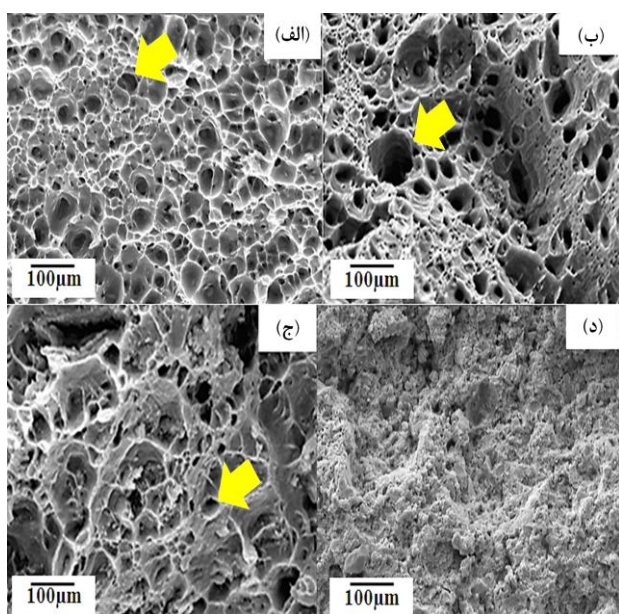
یکی دیگر از دلایل پایین بودن انعطاف پذیری نمونه های کامپوزیتی نسبت به آلیاژ تقویت نشده، کمتر بودن سطح زیر منحنی تنش - کرنش است. همان طور که در شکل ۳ دیده می شود، سطح زیر منحنی تنش - کرنش نمونه CG که بیشترین مقدار درصد ازدیاد طول را دارد از نمونه های کامپوزیتی (CA, Mix, MA) بیشتر است. برعکس، سطح زیر منحنی تنش - کرنش نمونه MA که پایین ترین میزان درصد ازدیاد طول را دارد، از سطح زیر منحنی تنش - کرنش سایر نمونه ها کمتر است.

مقایسه با آلیاژهای آلومینیوم است. ذرات تقویت کننده سرامیکی به طور ذاتی دارای استحکام بالا با خاصیت تردی و شکنندگی زیادی اند که از ویژگی های مواد سرامیکی است. تفاوت این رفتار با زمینه آلومینیومی موجب پیدایش تمرکز تنش و حالت تنش سه بعدی در اطراف ذرات تقویت کننده می شود. حضور تنش های سه بعدی در اطراف ذرات تقویت کننده کاهش درصد ازدیاد طول کامپوزیت را به دنبال دارد. در واقع تنش های سه بعدی، تغییر شکل زمینه را در فضای بین ذرات تقویت کننده که در نزدیکی هم قرار دارند محدود می کند. این خود موجب تمرکز سیلان و ایجاد تنش های موضعی بالاتر از تنش تسلیم زمینه شده و باعث می شود که نمونه ها بدون تحمل تغییر شکل پلاستیک قابل ملاحظه (یا بدون ایجاد گلویی) دچار شکست شوند. بنابراین، هرچه اندازه ذرات ثانویه و دانه های زمینه و نیز فاصله بین ذرات کمتر باشد، اگرچه استحکام کششی نمونه ها افزایش پیدا می کند (طبق روابط هال-پچ و ارووان) [۲۱-۲۳] اما، تمرکز تنش در فضای بین ذرات نیز بیشتر شده و تغییر شکل پلاستیک زمینه آلومینیومی در این فضای محدود به شدت کاهش می یابد.

حال با توجه به این توضیحات می توان کمتر بودن درصد ازدیاد طول نمونه های MA و Mix را نسبت به نمونه CA توجیه کرد، به این صورت که: چون توزیع ذرات ثانویه در نمونه های MA و Mix یکنواخت تر از نمونه CA است (شکل ۲) بنابراین فاصله بین ذرات ثانویه در این نمونه ها کمتر بوده و تمرکز تنش در فضای بین ذرات بیشتر است که این باعث محدود شدن تغییر فرم پلاستیک شده و درصد ازدیاد طول را کاهش می دهد. در مقایسه بین نمونه های MA و Mix نیز باید گفت، چون هم اندازه ذرات تقویت کننده و اندازه دانه های زمینه و هم فاصله بین ذرات در کامپوزیت تولید شده به روش MA کمتر است (به دلیل بیشتر بودن زمان آسیاب)، بنابراین درصد ازدیاد طول نیز نسبت به کامپوزیت تولید شده به روش Mix کمتر خواهد بود. از آنجایی که میزان انعطاف پذیری و تغییر شکل به شدت وابسته به میزان تحرک نابجایی ها داخل نمونه است بنابراین دلیل دیگری که

می‌شوند. به این مکانیزم شکست، شکست حفره‌ای می‌گویند. چنانچه زمینه عاری از هرگونه آخال باشد، جوانه‌زنی حفرات در مرزها رخ می‌دهد [۲۵].

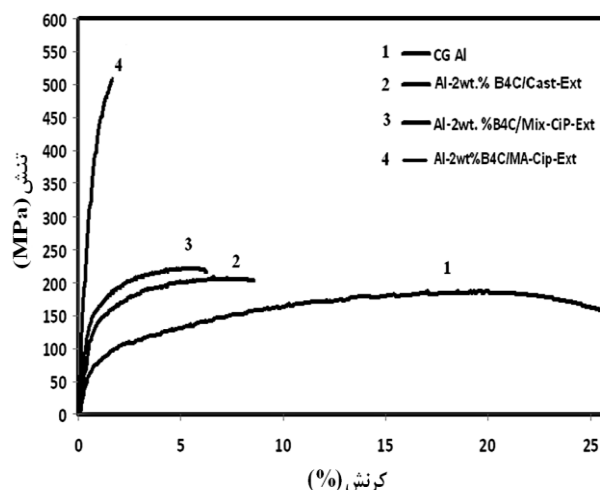
در مورد نمونه CA، شکست معمولاً در نواحی تجمع ذرات ثانویه (آگلومرها) رخ می‌دهد (شکل ۵). چراکه این مناطق به عنوان مراکز تمرکز تنش عمل کرده و بنابراین تنش کششی اعمال شده در حین آزمون کشش در محل آگلومرها متمرکز می‌شود. در واقع خوشه‌های ذرات B₄C مکان‌های مرجعی برای شکل‌گیری و رشد ترک بوده و ترک‌های ایجاد شده در میان ذرات خوشه می‌تواند به سرعت اشاعه یافته و باعث شکست زودرس کامپوزیت گردد، در نتیجه موجب پایین‌تر بودن درصد ازدیاد طول کامپوزیت در مقایسه با آلیاژ تقویت نشده‌ای می‌باشد که شکست در آن کاملاً نرم بوده و از طریق جوانه زنی، رشد و اتصال حفرات به هم صورت می‌گیرد. این نتایج کاهش درصد ازدیاد طول نانو کامپوزیت CA در مقایسه با آلیاژ تقویت‌نشده (CG) را تأیید می‌کند.



شکل (۴): تصویر SEM سطوح شکست نمونه‌های: (الف): CG، (ب): CA،

(ج): Mix و (د): MA (جهت پیکان‌ها نشان‌دهنده Dimple ها هستند)

همانطور که در شکل ۴ نشان داده شده است، سطح شکست نمونه MA در مقایسه با نمونه‌های CG، CA و Mix هموارتر بوده



شکل (۳): مقایسه منحنی تنش - کرنش نمونه‌های CG، CA، Mix و MA

۳-۳- بررسی سطوح شکست

تصویر SEM سطوح شکست نمونه‌ها در شکل ۴ نشان داده شده است. با مقایسه سطوح شکست نمونه‌های کامپوزیتی با سطح شکست آلیاژ تقویت‌نشده می‌توان دریافت که نحوه شکست نمونه‌ها کاملاً با یکدیگر متفاوت است.

از آنجایی که در تصاویر مربوط به سطوح شکست، نواحی مربوط به شکست نرم زمینه بصورت حفره (Dimple) مشخص می‌شود، بنابراین هرچه اندازه حفرات بزرگتر و عمق آن‌ها بیشتر باشد، داکتیلیته نمونه بیشتر بوده و شکست به صورت نرم اتفاق می‌افتد. بر این اساس سطح شکست نمونه CG نشان‌دهنده مشخصه‌های شکست نرم در مقایسه با نمونه‌های کامپوزیتی می‌باشد (شکل ۴الف). این مسئله به خاطر وجود زمینه نرم آلومینیومی بدون حضور نانو ذرات کاربید بور است.

به عبارت بهتر، با بررسی تصاویر مربوط به سطوح شکست مشخص می‌شود که حفرات موجود در سطح شکست نمونه‌های کامپوزیتی (CA، MA و Mix) در مقایسه با سطح شکست آلیاژ تقویت‌نشده (CG)، کمتر بوده و از عمق کمتری برخوردارند که این بیانگر شکست نرم نمونه‌های CG است.

بنابراین می‌توان گفت جوانه‌زنی حفرات در نمونه CG در محل آخال‌های موجود در زمینه متمرکز شده و سپس این حفرات رشد کرده و به هم می‌پیوندند و در نهایت منجر به شکست نمونه

۴- نتیجه گیری

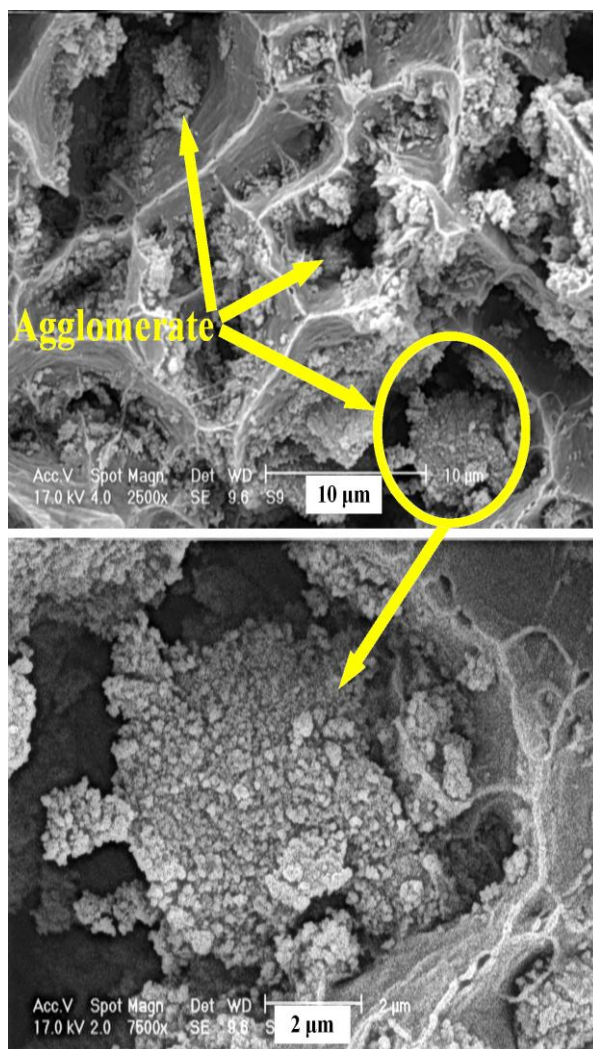
۱- نمونه MA در مقایسه با نمونه‌های CA، CG و Mix کمترین میزان انعطاف پذیری را دارد. این به دلیل ایجاد تنش سه بعدی در فاصله اندک بین ذرات و محدود شدن تغییر فرم پلاستیک در این ناحیه کوچک می‌باشد. علاوه بر این چون موانع موجود در مسیر حرکت نابجایی‌ها در نمونه MA بیشتر است (به دلیل توزیع کاملاً همگن ذرات ثانویه و بیشتر بودن مرزخانه‌ها)، بنابراین تغییر فرم پلاستیک نیز به شدت کاهش پیدا می‌کند.

۲- حفرات موجود در سطح شکست نمونه MA بسیار کوچکتر و کم عمق تر از سایر نمونه‌ها می‌باشد. این مسئله بیانگر آن است که شکست در کامپوزیت MA به صورت کاملاً ترد و بدون گلویی شدن رخ می‌دهد. این درحالیست که شکست در نمونه CG به صورت کاملاً نرم اتفاق می‌افتد.

۵- مراجع

- [1] S.A. Sajjadi, H.R. Ezatpour & H. Beygi, "Microstructure and mechanical properties of Al-Al₂O₃ micro and nano composites fabricated by stir casting", Materials Science and Engineering A, Vol. 528, pp. 8765-8771, 2011.
- [2] S. Suresh, A. Mortensen & A. Needleman, "Fundamentals of Metal- Matrix Composites", Butterworth-Heinemann, London, 1993.
- [3] ز. سراجان، "بررسی پارامترهای مؤثر بر خواص مکانیکی کامپوزیت زمینه فلزی آلومینیوم خالص با ذرات SiC"، فصلنامه ریخته‌گری، سال ۲۷، شماره ۸۷، صص ۶۷-۷۱، تابستان ۱۳۸۶.
- [4] B. Ogel, R. Gurbuz, "Microstructural characterization and tensile properties of hot pressed Al-SiC composites prepared from pure Al and Cu powders", Materials Science and Engineering A, Vol. 301, pp. 213-220, 2001.
- [5] S.A. Sajjadi, M. Torabi Parizi, H.R. Ezatpour & A. Sedghic, "Fabrication of A356 composite reinforced with micro and nano Al₂O₃ particles by a developed compocasting method and study of its properties", Journal of Alloys and Compounds, Vol. 511, pp 226-231, 2012.

و حفرات موجود در آن کوچکتر و کم عمق تر هستند. این مسئله بیانگر آن است که شکست در این کامپوزیت به صورت کاملاً ترد یا به عبارت بهتر از طریق مکانیزم شکست ترد- کلیواژ (brittle-cleavage) رخ می‌دهد [۱۲]. البته از روی نمودارهای تنش- کرنش نیز مشخص است که نمونه MA بدون ایجاد تغییر فرم پلاستیک قابل ملاحظه (یا بدون ایجاد گلویی) و به صورت کاملاً ترد دچار شکست شده است. این درحالیست که نمونه‌های Mix، CA و به خصوص نمونه CG پس از تحمل مقدار زیادی تغییر فرم پلاستیک و پس از عبور از نقطه گلویی (نقطه UTS) دچار شکست شده‌اند.



شکل (۵): تصویر SEM سطح شکست کامپوزیت CA در دو بزرگنمایی مختلف که نشان‌دهنده وجود آگلومرها درون حفرات می‌باشد.

- Casted Al Based Composites Reinforced With B₄C Nanoparticles”, *Advanced Materials Research*, Vol. 383-390, pp 2728-2732, 2012.
- [15] Ansary Yar, M. Montazerian, H. Abdizadeh & H.R. Baharvandi, “Microstructure and mechanical properties of aluminum alloy matrix composite reinforced with nano-particle MgO”, *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 484, pp. 400-404, 2009.
- [16] H.X. Peng, Z. Fan, D.S. Mudher & J.R.G. Evans, “Microstructures and mechanical properties of engineered short fiber reinforced aluminium matrix composites”, *Materials Science and Engineering A*, Vol. 335, pp. 207-216, 2002.
- [۱۷] ح. لشگری، م. امامی، "بررسی تأثیر استرانسیوم بر ریزساختار کامپوزیت‌های ریخته‌گری A356-B₄C"، فصلنامه ریخته‌گری، سال ۲۷، شماره ۹۰، صص ۲-۱۱ تابستان ۱۳۸۷.
- [18] M. Khakbiz, F. Akhlaghi, “Synthesis and structural characterization of Al-B₄C nano-composite powders by mechanical alloying”, *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 482, pp. 516-521, 2009.
- [19] J. Corrochano, M. Lieblich & J. Ibanez, “The effect of ball milling on the microstructure of powder metallurgy aluminium matrix composites reinforced with MoSi₂ intermetallic particles”, *Composites: Part A*, Vol. 42, pp. 1093-1099, 2011.
- [20] Nie, J. Gu, J. Liu, D. Zhang, “Investigation on microstructures and interface character of B₄C particles reinforced 2024Al matrix composites fabricated by mechanical alloying”, *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 454, pp. 118-122, 2008.
- [21] George E. Dieter, “Mechanical Metallurgy”, Third Edition, McGraw-Hill, 1976.
- [22] M. Rahimiana, 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”, *Materials Science and Engineering A*, Vol. 527, pp. 1031-1038, 2010.
- [۲۳] ر. اسدی‌فرد، ن. پروین، ج. آقازاده، پ. صفارزاده، "بررسی تأثیر فرایند
- [6] Z. Miskovic, I. Bobic, S. Tripkovic, A. Rac & A. Vencel, “The Structure and Mechanical Properties of an Aluminium A356 Alloy Base Composite With Al₂O₃ Particle Additions”, *Tribology in industry*, Vol. 28, pp 23-27, 2006.
- [۷] م. کریمی، ح. عبدی‌زاده، ح. بهاروندی، "ریزساختار و خواص مکانیکی کامپوزیت زمینه آلومینیومی با ذرات پودر نانو زیرکونیا تولید شده به روش ریخته‌گری گردابی"، دومین همایش دانشجویی فناوری نانو، دانشگاه کاشان، شهریور ۱۳۸۶.
- [۸] م. باغچه‌سرا، ح. عبدی‌زاده، ح. بهاروندی، "تولید کامپوزیت زمینه Al با فاز دوم ZrO₂ توسط روش اختلاط مستقیم و بررسی ریزساختار آن"، فصلنامه ریخته‌گری، سال ۲۷، شماره ۸۹، صص ۳۰-۳۸، بهار ۱۳۸۷.
- [9] T. Wang, Y. Zheng, Z. Chen, Y. Zhao & H. Kang, “Effects of Sr on the microstructure and mechanical properties of in situ TiB₂ reinforced A356 composite”, *Materials and Design*, Vol. 64, pp. 185-193, 2014.
- [10] Alizadeh, E. Taheri-Nassaj & M. Hajizamani, “Hot Extrusion Process Effect on Mechanical Behavior of Stir Cast Al Based Composites Reinforced with Mechanically Milled B₄C Nanoparticles”, *Journal of Materials Science and Technology*, Vol. 27, No.12, pp1113-1119, 2011.
- [11] Alizadeh, E. Taheri-nassaj & H. R. Baharvandi, “Preparation and investigation of Al-4 wt% B₄C nanocomposite powders using mechanical milling”, *Bull. Materials Science*, Vol. 34, pp. 1039-1048, 2011.
- [12] 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”, *Material Characterization*, Vol. 67, pp. 119-128, 2011.
- [13] V. Laurent, D. Chatain & N. Eustathopoulos, “Wettability of SiO₂ and oxidize SiC by aluminium”, *Materials Science and Engineering A: Structural Materials: Properties, Microstructure and Processing*, Vol. 135, No.1-2, pp 89-94, 1991.
- [14] Alizadeh, E. Taheri-nassaj & M. Hajizamani, “Investigation of Mechanical Behavior of Stir

آلیاژی مکانیکی بر مورفولوژی و اندازه دانه پودرهای کامپوزیتی Al6061-SiCp، هشتمین کنگره سالانه انجمن مهندسين متالورژی ایران، دانشکده مهندسی مواد دانشگاه صنعتی اصفهان، مهرماه ۱۳۸۳.

- [24] Witkin, Z. Lee, R. Rodriguez, S. Nutt & E. Lavernia, "Al-Mg alloy engineered with bimodal grain size for high strength and increased ductility", Scripta Materialia, Vol. 49, pp. 297-302, 2003.
- [25] S.S. Razavi Tousi, R.Yazdani Rad, E. Salahi & M. Razavi, "Effect of milling time and addition of alumina powder on the structural properties and fracture surface of nanocrystalline Al", Materials Science-Poland, Vol. 27, 2009.