

# مقایسه ریزساختار و خواص مکانیکی نانو کامپوزیت $Al-B_4C$ تولید شده به روش های ریخته گری گردابی، متالورژی پودر و آلیاژسازی مکانیکی

علی علیزاده<sup>۱</sup>، علیرضا عبدالهی<sup>۲</sup> و زینب نصیری<sup>۳\*</sup>

۱- استادیار مجتمع مواد و فناوری های ساخت، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران، ایران

۲- دانشجوی کارشناسی ارشد مهندسی مواد مرکب، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران، ایران

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

\*zeynabnasiri@yahoo.com

(تاریخ دریافت: ۱۳۹۱/۰۸/۰۳، تاریخ پذیرش: ۱۳۹۱/۱۱/۲۳)

## چکیده

در این تحقیق نانو کامپوزیت  $Al-2wt.\%B_4C$  به سه روش ریخته گری گردابی، متالورژی پودر و آلیاژسازی مکانیکی تولید گردید. در روش ریخته گری گردابی نانو ذرات  $B_4C$  با متوسط اندازه ذرات  $80\text{nm}$  به آلومینیوم مذاب اضافه گردید و مخلوط حاصل در دمای  $850^\circ\text{C}$  در قالب فولادی ریخته گری شد. در روش های متالورژی پودر و آلیاژسازی مکانیکی نیز پس از مخلوط کردن پودرهای  $Al$  و  $B_4C$  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 از میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM)، میکروسکوپ الکترونی عبوری (TEM)، میکروسکوپ نوری و آنالیز XRD و برای مقایسه خواص مکانیکی از آزمون کشش، فشار و سختی در هر سه حالت استفاده گردید. نتایج حاصل نشان می دهند که نانو کامپوزیت تولید شده به روش آلیاژسازی مکانیکی بیشترین میزان یکنواختی در توزیع ذرات و نیز بالاترین استحکام و سختی را دارد.

## واژه های کلیدی:

نانو کامپوزیت  $Al-B_4C$ ، آلیاژسازی مکانیکی، متالورژی پودر، ریخته گری گردابی، خواص مکانیکی، ریزساختار

## ۱- مقدمه

هوافضا مورد استفاده قرار می گیرند [۱-۴]. فاز تقویت کننده در این کامپوزیت ها ممکن است به شکل ذره، الیاف پیوسته، الیاف کوتاه یا ویسکر باشد، اما تقویت کننده های ذره ای به خاطر فرآیند ساخت راحت تر و ایجاد خواص ایزوتروپیک در کامپوزیت، بیشتر مورد استفاده قرار می گیرند [۵-۷].

کامپوزیت های زمینه آلومینیومی در مقایسه با مواد مهندسی متداول به دلیل خواص مکانیکی و فیزیکی مناسب به طور گسترده ای در صنایع مختلف مانند صنایع نظامی، خودروسازی و

است بنابراین از انجام واکنش‌های ناخواسته بین زمینه و تقویت کننده که معمولاً منجر به افت خواص مکانیکی می‌شوند، جلوگیری به عمل می‌آید. روش‌های نیمه جامد نیز تلفیقی از مزایا و معایب روش‌های حالت جامد و مایع را دارا می‌باشند [۹-۱۵ و ۲۰-۲۱].

در این تحقیق، نانو کامپوزیت Al-2wt.%B<sub>4</sub>C به سه روش متالورژی پودر، ریخته‌گری گردابی و آلیاژسازی مکانیکی تولید شده و ریزساختار و خواص مکانیکی آن‌ها با یکدیگر مقایسه گردید.

## ۲- روش تحقیق

در این تحقیق، پودر Al-2wt.%Cu تولید شده در دانشگاه صنعتی مالک اشتر (اتمیزه شده به وسیله گاز آرگون) با متوسط اندازه ذرات ۲۷ میکرون به عنوان آلیاژ زمینه مورد استفاده قرار گرفت. تصویر SEM پودر Al اولیه در شکل (الف) نشان داده شده است. نانو ذرات B<sub>4</sub>C با متوسط اندازه ذرات ۸۰nm نیز به عنوان تقویت کننده استفاده شد. شکل (ب) مورفولوژی ذرات B<sub>4</sub>C که به وسیله میکروسکوپ الکترونی عبوری (TEM) مدل Philips FEGC200 گرفته شده است را نشان می‌دهد.

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<sub>4</sub>C به مذاب اضافه شده و مخلوط حاصل به مدت ۱۳ دقیقه و با سرعت ۴۲۰rpm به هم زده شد [۵-۱۹]. سپس مذاب کامپوزیتی در دمای ۸۵۰°C و در قالب فولادی استوانه‌ای شکل، ریخته‌گری شد.

متداول‌ترین ذرات سرامیکی که در ساخت کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی از آن‌ها استفاده می‌شود عبارتند از: SiC [۸-۹]، Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> [۱۰-۱۱]، ZrO<sub>2</sub> [۱۲-۱۳]، TiB<sub>2</sub> [۱۴] و این ذرات می‌توانند در مقیاس نانو و میکرون مورد استفاده قرار گیرند.

در بین ذرات سرامیکی، کاربید بور (B<sub>4</sub>C) به دلیل نقطه ذوب زیاد (۲۴۵۰°C)، مدول بالا (۴۴۵GPa)، پایداری حرارتی خوب، سختی بالا (کاربید بور با سختی ۳۷۰۰HV بعد از الماس و CBN سومین ماده سخت جهان محسوب می‌شود)، مقاومت به سایش و ضربه زیاد، سطح مقطع جذب نوترون بالا، و دانسیته پایین (۲/۵۴gr/Cm<sup>3</sup>) به تقویت کننده‌ای مناسب در ساخت کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی تبدیل شده است. علاوه بر این، به دلیل قابلیت بالای ایزوتوپ B<sub>10</sub> در جذب نوترون، کامپوزیت‌های Al-B<sub>4</sub>C کاربردهای ویژه‌ای در صنایع هسته‌ای پیدا کرده‌اند. این کامپوزیت‌ها دارای خواص ویژه‌ای نظیر نسبت استحکام به وزن بالا، مقاومت سایشی و خواص مکانیکی مطلوب در مقایسه با سایر کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی هستند [۱۵-۱۶]. سه روش عمده برای ساخت این کامپوزیت‌ها وجود دارد که شامل روش‌های حالت جامد (مانند متالورژی پودر و آلیاژسازی مکانیکی [۱۷-۱۸])، روش‌های نیمه‌جامد و روش‌های حالت مایع (مانند ریخته‌گری گردابی [۵-۱۹]) می‌باشد.

فرآیند ریخته‌گری گردابی که یکی از انواع روش‌های حالت مایع است دارای مزایایی مانند سادگی و کم هزینه بودن، انعطاف‌پذیری و قابلیت استفاده برای گستره‌ی وسیعی از مواد می‌باشد. با این وجود این روش مشکلاتی نیز دارد؛ مانند ترشوندگی کم، جدایش، آگلومره شدن و توزیع غیریکنواخت ذرات تقویت کننده در زمینه. اما روش‌های حالت جامد (مانند متالورژی پودر و آلیاژسازی مکانیکی) 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

دانشگاه صنعتی مالک اشتر) شامل یک قالب اکستروژن فولادی از جنس فولاد H13 است که داخل یک کوره استوانه‌ای شکل و در اتمسفر هوا قرار می‌گیرد. در قسمت انتهایی کوره نیز یک روزنه به قطر ۱۵mm و دقیقاً در راستای روزنه قالب اکستروژن تعبیه شده است. فشار لازم نیز توسط یک دستگاه پرس هیدرولیک ۱۷۰۰bar اعمال می‌شود.

لازم به ذکر است که یک نمونه مرجع (CG) نیز با استفاده از پودر Al آسیاب نشده (بدون تقویت کننده) از طریق فرآیند پرس ایزواستاتیک سرد و سپس اکستروژن داغ، جهت مقایسه خواص، تولید گردید.

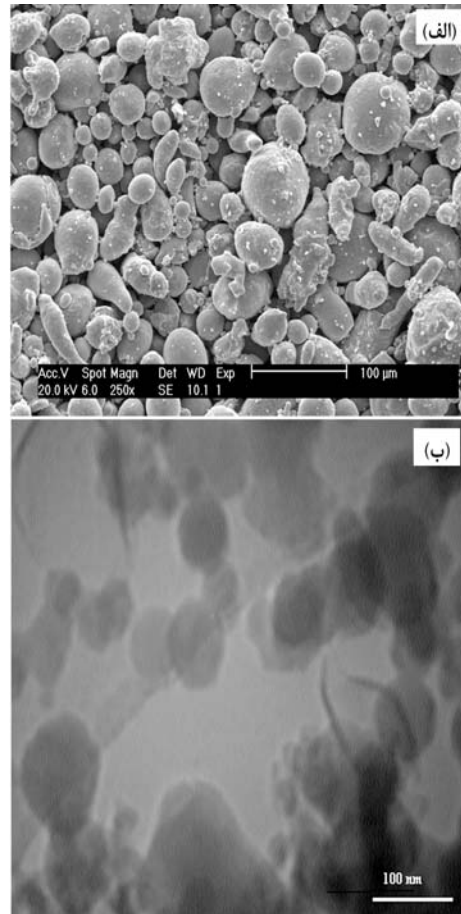
برای مقایسه خواص مکانیکی، نمونه‌های آزمون کشش با قطر ۴mm و طول گیج ۱۴mm (طبق استاندارد ASTM B557) تهیه و آزمون در هر چهار حالت در دمای اتاق و با سرعت بارگذاری ۱mm/min انجام شد. سختی ویکرز نیز بر روی تمامی نمونه‌ها با نیروی اعمالی ۱۰ کیلوگرم و دقیقاً از وسط آن‌ها گرفته شد. ریزساختار نمونه‌ها نیز با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مدل Philips-XL30، میکروسکوپ الکترونی عبوری (TEM)، میکروسکوپ نوری مدل LEITZ آلمان و دستگاه آنالیز XRD مدل Seifert3000PTS مورد بررسی قرار گرفت.

به منظور محاسبه اندازه دانه‌های زمینه در نمونه‌های Mix و CA از نرم‌افزار Clemex V. 5.0 (طبق استاندارد ASTM ۹۶-۱۱۲) [۲۲] و در نمونه MA (به دلیل حضور در گستره نانومتری) از رابطه ویلیامسون-هال استفاده شد:

$$B_s \cos \theta = (K\lambda/d) + 2\epsilon \sin \theta \quad (1)$$

در این رابطه، K ثابت شرر (۱/۰۵)، λ طول موج اشعه X (۱/۵۴Å)، d اندازه دانه آلیاژ زمینه، θ زاویه تفرق و ε کرنش داخلی ذرات می‌باشد. B<sub>s</sub> که مربوط به پهنای پیک است از رابطه زیر بدست می‌آید:

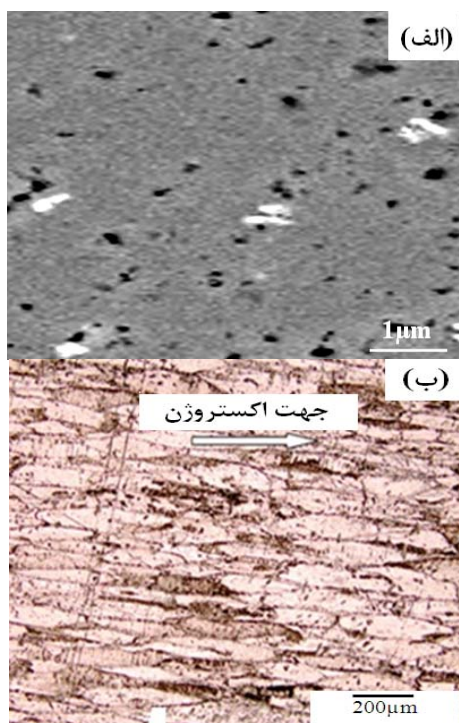
$$B_s^2 = B_e^2 - B_i^2 \quad (2)$$



شکل (۱): الف) تصویر SEM پودر آلومینیوم اولیه و ب) تصویر TEM پودر B<sub>4</sub>C اولیه

برای ساخت نمونه‌های متالورژی پودر (Mix) و آلیاژسازی مکانیکی (MA)، ابتدا پودر Al-2wt.%Cu در دستگاه آسیاب ماهواره‌ای (Fritsch, model Pulverisette 6) 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<sub>4</sub>C مخلوط شده و برای ساخت نمونه‌های MA عملیات آسیاب با شرایط فوق دوباره تکرار گردید. برای شکل‌دهی پودرهای Mix و MA نیز از دستگاه پرس ایزواستاتیک سرد (CIP) ساخت کشور آلمان و از نوع KIP500E-KIP100E استفاده شد. در نهایت، فرآیند اکستروژن داغ بر روی هر سه نمونه در دمای ۵۵۰°C و با نسبت اکستروژن ۱۰:۱ صورت گرفت. دستگاه اکستروژن داغ مورد استفاده در این تحقیق (ساخته شده در

ذرات  $B_4C$  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. این درحالیست که در نمونه‌های Mix و MA (شکل‌های ۲ الف و ۳ الف) ذرات ثانویه به طور یکنواخت توزیع شده و از آنجا که دما نسبت به روش ریخته‌گری پایین‌تر است بنابراین فازهای ناخواسته در ساختار به وجود نمی‌آیند [۲۲ و ۲۶-۲۸]. این مسئله توسط الگوهای پراش اشعه X که در شکل ۴ نشان داده شده‌اند نیز تأیید می‌شود. همانطور که در این شکل‌ها دیده می‌شود، در الگوی پراش نمونه CA چند پیک اضافی وجود دارد که بیانگر حضور فازهای واکنشی است (این فازها احتمالاً  $Al_3BC$  هستند [۲۹])، اما در الگوهای پراش نمونه‌های Mix و MA پیک اضافی وجود ندارد.



شکل (۳): ریزساختار نمونه Mix: الف) تصویر SEM و ب) تصویر

میکروسکوپ نوری در جهت اکستروژن

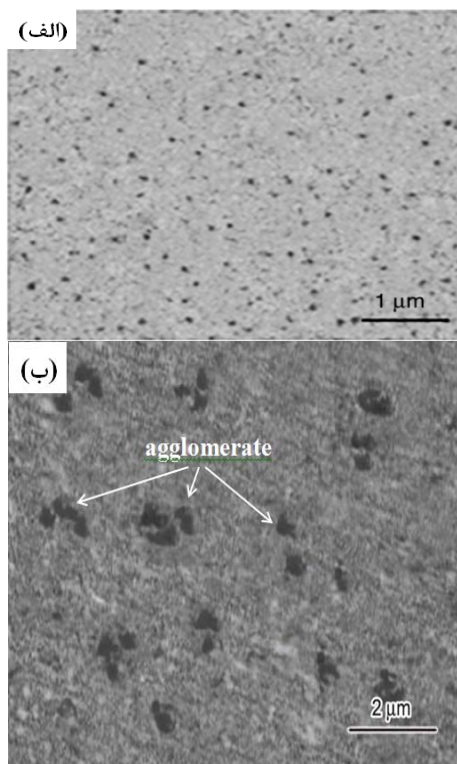
ریزساختار نمونه Mix (شکل ۳ الف) اگرچه نشان‌دهنده توزیع یکنواخت تر ذرات  $B_4C$  نسبت به نمونه CA است اما در برخی از

در رابطه فوق،  $B_i$  پهنای پیک مربوط به دستگاه و  $B_e$  عرض پیک نمونه مورد نظر در نصف ارتفاع ماکزیمم (FWHM) می‌باشد [۱۷ و ۲۳ و ۲۴].

### ۳- نتایج و بحث

#### ۳-۱- ریزساختار

ریزساختار کامپوزیت‌های CA، Mix و MA در شکل‌های ۲ و ۳ نشان داده شده است. اولین نکته‌ای که باید به آن اشاره شود این است که در حین اکستروژن، تغییرات ساختاری زیادی رخ می‌دهد. این تغییرات شامل جهتگیری ذرات در طول محور اکستروژن (شکل ۳ ب)، تبلور مجدد دانه‌های زمینه و بسته شدن تخلخل‌ها می‌باشد [۲۵].



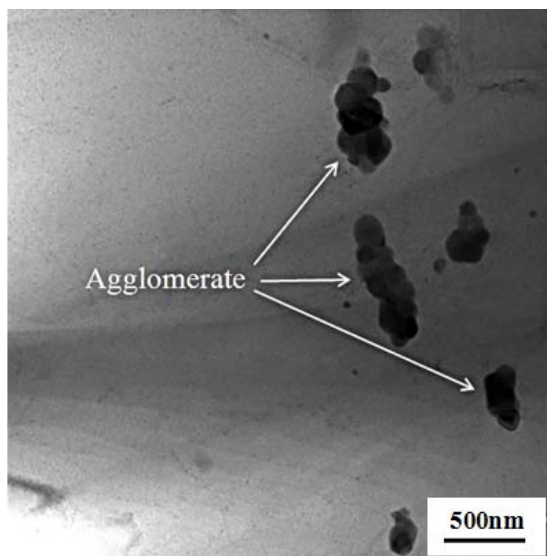
شکل (۲): تصویر SEM: الف) نمونه MA و ب) نمونه CA

از آنجاییکه نحوه توزیع ذرات  $B_4C$  در زمینه تعیین‌کننده خواص نهایی است، پس ابتدا این پارامتر مورد بررسی قرار می‌گیرد. ریزساختار نمونه CA (شکل ۲ ب) نشان‌دهنده توزیع غیرهمگن

به علاوه، چون زمان آسیاب در فرآیند MA نسبت به فرآیند Mix بسیار بیشتر است، بنابراین آلیاژسازی مکانیکی باعث کاهش اندازه ذرات پودر Al و B<sub>4</sub>C از طریق شکسته شدن آنها شده [۱۱ و ۱۷ و ۳۰] و این خود منجر به توزیع یکنواخت تر ذرات ثانویه در مقایسه با روش Mix می شود.

جدول (۱): اندازه دانه های زمینه آلومینیومی در نمونه های CA، Mix و MA

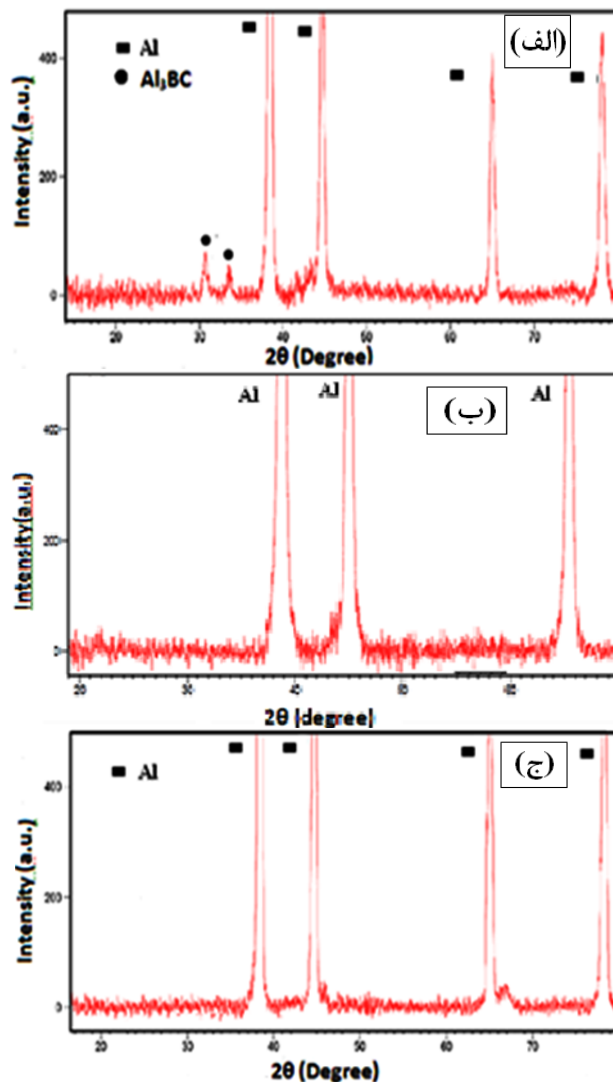
نمونه	اندازه دانه زمینه	روش محاسبه اندازه دانه
MA	۶۰nm	رابطه ویلیامسون- هال
Mix	۳μm	نرم افزار Clemex
CA	۷μm	نرم افزار Clemex



شکل (۵): تصویر TEM نمونه Mix

همانطور که گفته شد، در حین اکستروژن گرم (در هر سه حالت) ذرات به عنوان مکان های جوانه زنی برای تبلور مجدد دانه های جدید زمینه عمل می کنند و این امر سبب ریزشیدن اندازه دانه ها در طول فصل مشترک ذره / زمینه خواهد شد [۲۵]. اما با توجه به این مسئله که توزیع ذرات در نمونه های MA و Mix یکنواخت تر از نمونه CA است، پس تعداد مکان های جوانه زنی برای تبلور مجدد دانه های زمینه بیشتر بوده و بنابراین

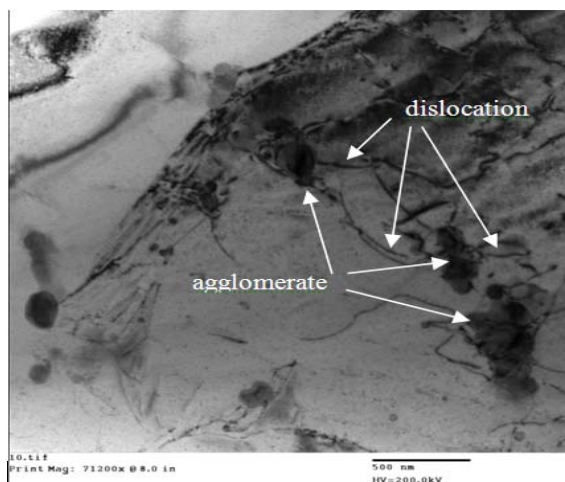
نقاط، خوشه های شدن ذرات نیز مشاهده می شود [۳۰] (شکل ۵)؛ البته تعداد و سایز این خوشه ها در مقایسه با نمونه CA بسیار کمتر است. در ضمن، نواحی سفید رنگ موجود در شکل ۳ الف مربوط به اثرات باقیمانده از مراحل پولیش و اچ می باشد. برای جلوگیری از خوشه های شدن ذرات (که در ریزساختار نمونه های CA و Mix به وضوح قابل مشاهده است)، می توان از روش آلیاژسازی مکانیکی استفاده کرد [۳۰]. یکی از مهمترین مزیت های روش MA نسبت به روش Mix، دستیابی به توزیع کاملاً یکنواخت ذرات به دلیل ریزدانه شدن ساختار (جدول ۱) در حین انجام فرآیند است [۳۱].



شکل (۴): الگوی پراش اشعه X نمونه های: الف) CA، ب) Mix و ج) MA

ذرات ( $\lambda$ ) در مقایسه با نمونه‌های CA کمتر است، تنش لازم ( $\tau$ ) برای عبور نابجایی‌ها از بین ذرات تقویت کننده نیز بیشتر بوده و بنابراین استحکام آن‌ها نیز بیشتر است [۳۲].

شکل (۶) تصویر TEM از قفل شدن نابجایی‌ها به وسیله ذرات و آگلومره‌ها در ساختار نانو کامپوزیت تولیدی به روش Mix را پس از آزمون کشش نشان می‌دهد. همانگونه که مشاهده می‌شود دانسته نابجایی‌ها در اطراف ذرات و آگلومره‌ها بیشتر از سایر نواحی است که این مسئله منجر به ایجاد کارسختی در قطعه شده و استحکام را افزایش می‌دهد.



شکل (۶): تصویر TEM از ریزساختار نمونه Mix پس از آزمون کشش که نشان‌دهنده قفل شدن نابجایی‌ها در اطراف ذرات و آگلومره‌ها می‌باشد.

از دیگر عوامل تاثیرگذار بر استحکام کامپوزیت‌های تولیدی به روش MA اتصال قوی بین تقویت کننده و زمینه می‌باشد که به انتقال بار موثرتر کمک می‌کند. در روش MA به دلیل شکست و جوش سرد متوالی که در حین فرآیند آسیاب اتفاق می‌افتد فصل مشترک قوی و عاری از عیب تشکیل می‌شود. همچنین پخش اکسید سطحی آلومینیوم در داخل زمینه در هنگام آسیاب مکانیکی می‌تواند عامل افزایش استحکام باشد.

از طرف دیگر، اندازه ریزتر دانه‌های زمینه در کامپوزیت‌های تولیدی به روش MA نسبت به کامپوزیت‌های تولید شده به روش Mix (جدول ۱) بر اساس مکانیزم هال-پچ باعث افزایش تنش

ساختار کامپوزیت‌های MA و Mix ریزدانه‌تر از کامپوزیت تولید شده به روش CA می‌باشد. این موضوع توسط داده‌های جدول ۱ نیز تأیید می‌شود.

### ۳-۲- خواص کششی

نتایج به دست آمده از آزمون کشش، فشار و سختی در جدول ۲ نشان داده شده است.

جدول (۲): نتایج به دست آمده از آزمون کشش، فشار و سختی

استحکام تسلیم (MPa)		استحکام نهایی (MPa)		سختی (HV)	روش ساخت
کششی	فشاری	کششی	فشاری		
۱۰۵	۱۳۰	۱۹۵	۶۰۰	۱۵۰	CA
۹۰	۹۵	۱۸۵	۵۲۸	۱۳۰	CG
۱۱۵	۱۷۰	۲۰۵	۶۴۹	۱۷۰	Mix
۴۰۵	۵۹۰	۵۱۵	۸۱۰	۳۲۰	MA

کاملاً واضح است که بیشترین استحکام و سختی مربوط به نمونه MA می‌باشد. همانطور که در بخش قبل توضیح داده شد، در نمونه‌های CA نانو ذرات کاربرد بور عمدتاً بصورت آگلومره‌های درشت در مرز دانه‌های آلومینیوم زمینه تجمع کرده‌اند. بنابراین یکی از دلایل افت استحکام این کامپوزیت‌ها توزیع نامناسب نانو ذرات کاربرد بور در زمینه می‌باشد. تحت این شرایط مکانیزم استحکام بخشی ارووان نسبت به کامپوزیت‌های تولیدی به روش Mix و MA که توزیع مناسب‌تری از ذرات در زمینه را دارند، کمتر می‌باشد. به عبارت دیگر، طبق رابطه:

$$T = Gb/\lambda \quad (2)$$

که در آن  $\lambda$  فاصله بین ذرات ثانویه،  $G$  مدول برشی،  $b$  بردار برگز نابجایی و  $\tau$  تنش لازم برای عبور نابجایی از بین ذرات ثانویه است، چون در نمونه‌های Mix و MA فاصله بین

پلاستیک (بشکه‌ای شدن) را به تأخیر انداخته و بنابراین استحکام فشاری را افزایش می‌دهد [۲۲].

البته بیشتر بودن استحکام فشاری نمونه‌های MA و Mix نسبت به کامپوزیت CA را می‌توان با استفاده از رابطه ۱ نیز توضیح داد. بدین ترتیب که: چون فاصله بین ذرات ثانویه ( $\lambda$ ) در نمونه‌های MA و Mix کمتر از نمونه CA است بنابراین تنش لازم برای عبور نابعایی‌ها از بین ذرات ( $\tau$ ) بیشتر بوده و استحکام فشاری نیز بیشتر است.

### ۳-۴- سختی

با توجه به نتایج نشان داده شده در جدول ۲، کاملاً واضح است که سختی نمونه‌های کامپوزیتی (در هر سه حالت MA، Mix و CA)، به دلیل حضور نانوذرات سرامیکی کاربید بور، از آلیاژ تقویت نشده (نمونه CG) بیشتر است. افزایش سختی به دلیل حضور ذرات سرامیکی، توسط قانون مخلوط‌ها نیز تأیید می‌شود [۲۲ و ۳۲ و ۳۴].

همانطور که در جدول ۲ دیده می‌شود، سختی نمونه‌های MA و Mix در مقایسه با نمونه CA بیشتر است. این می‌تواند به دلیل توزیع یکنواخت تر ذرات ثانویه و کمتر بودن فاصله بین آن‌ها در نمونه‌های MA و Mix باشد.

از طرف دیگر پدیده خوشه‌ای شدن در نمونه تولید شده به روش CA نیز، بر کاهش سختی آن مؤثر است. این مسئله در مقایسه سختی کامپوزیت‌های MA و Mix نیز صادق است، یعنی در نمونه تولید شده به روش MA چون توزیع ذرات ثانویه یکنواخت تر و فاصله بین آن‌ها کمتر از نمونه Mix است بنابراین سختی آن نیز بیشتر است.

باید به این نکته اشاره شود که قانون هال-پچ در مورد سختی نیز صدق می‌کند. به این ترتیب که طبق رابطه:

$$H = H_0 + KD^{-1/2} \quad (۴)$$

که در آن  $H_0$  سختی نمونه درشت‌دانه (آئیل شده)،  $D$  اندازه دانه‌ها و  $K$  یک عدد ثابت است [۲۲ و ۳۵]، هرچه اندازه دانه‌های

تسلیم در این کامپوزیت‌ها می‌شود. به عبارت بهتر بر اساس رابطه:

$$\sigma_0 = \sigma_i + KD^{-1/2} \quad (۳)$$

که در آن  $\sigma_0$  تنش تسلیم،  $\sigma_i$  تنش اصطکاکی (تنش مقاوم در برابر حرکت نابعایی‌ها)،  $D$  قطر دانه‌ها و  $K$  یک عدد ثابت است، چون تنش تسلیم با اندازه دانه‌ها رابطه معکوس دارد بنابراین هرچه اندازه دانه‌ها کوچکتر باشد تنش تسلیم بیشتر است [۳۲]. نتیجه آنکه طبق رابطه (۳) چون اندازه دانه‌های زمینه در کامپوزیت MA از کامپوزیت‌های Mix و CA کوچکتر است (جدول ۱) بنابراین تنش تسلیم نیز بیشتر خواهد بود.

### ۳-۳- آزمایش فشار

با توجه به جدول ۲ واضح است که با افزودن ذرات B<sub>4</sub>C استحکام کششی و فشاری نمونه‌های کامپوزیتی در مقایسه با نمونه تقویت‌نشده (CG) افزایش یافته است که این مسئله به وسیله قانون مخلوط‌ها نیز تأیید می‌شود [۳۲]. اما علت کمتر بودن استحکام فشاری و کششی نمونه CA نسبت به نمونه‌های Mix و MA، انجام واکنش بین مذاب و ذرات B<sub>4</sub>C است که منجر به تولید ترکیبات بین فلزی ترد مانند Al<sub>3</sub>BC در فصل مشترک ذره/زمینه می‌شود (شکل ۴) [۲۹]. این ترکیبات بین فلزی باعث تضعیف فصل مشترک شده و بنابراین منجر به کاهش استحکام فشاری (و کششی) نمونه CA می‌شوند.

در مورد نمونه MA فاکتورهای مختلفی وجود دارند که باعث افزایش استحکام فشاری آن نسبت به نمونه‌های Mix و CA می‌شود. از جمله ساختار بسیار دانه‌ریز زمینه در کامپوزیت MA (جدول ۱) که طبق قانون هال-پچ منجر به افزایش استحکام کامپوزیت می‌شود (ساختارهای دانه‌ریز، مرز دانه‌های بسیار زیادی دارند که این مرز دانه‌ها به عنوان مانع در برابر حرکت نابعایی‌ها عمل می‌کنند) [۳۲-۳۳].

دلیل دیگر، وجود پیوند قوی بین ذره و زمینه در نمونه MA می‌باشد که جوانه‌زنی ترک به ویژه در مراحل اولیه تغییر فرم

Hajizamani, "Hot Extrusion Process Effect on Mechanical Behavior of Stir Cast Al Based Composites Reinforced with Mechanically Milled B4C Nanoparticles", Journal of Materials Science Technology, Vol. 27(12), pp 1113-1119, 2011.

[6] B.H. Torres, L. Ibanez & J.A. Garcia-Escorial, "Mechanical properties of some PM aluminide and silicide reinforced 2124 aluminium matrix composites", Scripta Materiali., 2002.

[7] Y. Sahin, S. Murphy, "The effect of fiber orientation of the dry sliding wear of borsic-reinforced 2014 aluminum alloy", Journal of Materials Science, Vol. 34, pp 5399-5407, 1996.

[۸] 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.

[9] 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.

[10] 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.

[11] Z. Miskovic, I. Bobic, S. Tripkovic, A. Rac & A. Vencl, "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.

[۱۲] م. کریمی، ح. عبدی‌زاده و 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.

[۱۳] م. باغچه‌سرا، ح. عبدی‌زاده و ح. بهاروندی، "تولید کامپوزیت زمینه Al با فاز دوم ZrO<sub>2</sub> توسط روش اختلاط مستقیم و بررسی ریزساختار آن"، فصلنامه ریخته‌گری، سال ۲۷، شماره ۸۹، صص ۳۰-۳۸، بهار ۱۳۸۷.

[14] L. Lu, M.O. Lai, X.P. Niu & et al., "In situ formation of TiB2 reinforced Aluminum via mechanical alloying", Z METALLKD, Vol. 8, pp 567-572, 1998.

[۱۵] ح. لشگری، م. امامی، "بررسی تأثیر استرانسیوم بر ریزساختار کامپوزیت‌های ریخته‌گری A356-B<sub>4</sub>C"، فصلنامه ریخته‌گری، سال ۲۷، شماره ۹۰، صص ۲-۱۱، تابستان ۱۳۸۷.

زمینه کوچکتر باشد سختی نمونه بیشتر است. بنابراین از آنجاییکه اندازه دانه‌های نمونه MA در مقایسه با نمونه‌های CA و Mix کمتر است (جدول ۱) پس طبق رابطه ۴، سختی آن نیز بیشتر خواهد بود. برعکس، چون اندازه دانه‌های کامپوزیت CA بزرگتر از دانه‌های MA و Mix است بنابراین سختی آن نیز کمتر است.

#### ۴- نتیجه‌گیری

۱. ریزساختار نمونه CA نشان‌دهنده توزیع غیرهمگن ذرات B<sub>4</sub>C 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. این درحالیست که در نمونه‌های Mix و MA ذرات ثانویه به طور یکنواخت توزیع شده و از آنجاکه دما نسبت به روش ریخته‌گری پایین‌تر است، بنابراین فازهای ناخواسته در ساختار به وجود نمی‌آیند.

۲. نمونه MA در مقایسه با نمونه‌های CG، Mix و CA بیشترین سختی، استحکام کششی و فشاری را دارد. این مسئله دلایل متعددی دارد که مهمترین آن‌ها عبارتند از: توزیع یکنواخت ذرات ثانویه در زمینه، ریزدانه بودن ساختار زمینه و اتصال قوی بین ذره و زمینه در فصل مشترک. البته با استفاده از روابط هال-پیچ و ارووان نیز می‌توان این موضوع را اثبات کرد.

#### ۵- مراجع

- [1] S. Rawal, "Metal-Matrix Composites for Space Applications", MMCs for Space, 2001.
- [2] W. H. Hunt, D. B. Miracle, "Automotive Applications of Metal-Matrix Composites", Air Force Research Laboratory.
- [3] D. B. Miracle, "Aeronautical Applications of Metal-Matrix Composites", Air Force Research Laboratory.
- [4] S. Suresh, A. Mortensen & A. Needleman, "Fundamentals of Metal- Matrix Composites", Butterworth-Heinemann, London, 1993.
- [5] A. Alizadeh, E. Taheri-Nassaj & M.



- [26] V. Laurent , D. Chatain & N. Eustathopoulos, "Wettability of SiO<sub>2</sub> and oxidize SiC by aluminium", Materials Science and Engineering A: Structural Materials: Properties", Microstructure and Processing. Vol. 135(1-2), pp 89-94, 1991.
- [27] 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.
- [28] J.M. Torralba, C.E. da Costa & F. Velasco, "P/M aluminum matrix composites: an overview", Journal of Materials Processing Technology, Vol. 133, pp. 203-206, 2003.
- [29] J.C. Viala, J.Bouix, G.Gonzalez & C.Esnouf, "Chemical Reactivity of Aluminum with Boron Carbide" Journal of Material Science, vol.32, pp 4559-4573, 1997.
- [30] J. Corrochano, M. Lieblich & J. Ibanez, "The effect of ball milling on the microstructure of powder metallurgy aluminium matrix composites reinforced with MoSi<sub>2</sub> intermetallic particles", Composites: Part A, Vol. 42, pp. 1093-1099, 2011.
- [31] C.Nie, J. Gu, J.Liu & D.Zhang, "Investigation on microstructures and interface character of B<sub>4</sub>C particles reinforced 2024Al matrix composites fabricated by mechanical alloying", Journal of Alloys and Compounds. Vol. 454, pp. 118-122, 2008.
- [32] G.E.Dieter, "Mechanical Metallurgy" ,Third Edition , McGraw-Hill , 1976.
- [33] 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 Materialia, Vol. 53, pp. 481- 486, 2005.
- [۳۴] م. رحیمیان، ن. احسانی، ح. بهاروندی و ن. پروین، "بررسی اثر مقدار ذرات Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> بر خواص کامپوزیت Al-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ساخته شده به روش متالورژی پودر"، یازدهمین کنگره سالانه انجمن مهندسين متالورژی ایران.
- [35] 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.
- [16] A. Alizadeh, E. Taheri-Nassaj & N. Ehsani, "Synthesis of boron carbide powder by a carbothermic reduction method" Journal of the European Ceramic Society, Vol. 24, pp 3227-3234, 2004.
- [17] A. Alizadeh, E. Taheri-nassaj & H. R. Baharvandi, "Preparation and investigation of Al-4 wt% B<sub>4</sub>C nanocomposite powders using mechanical milling", Bull. Materials Science, Vol. 34, pp. 1039-1048, 2011.
- [18] A. Alizadeh, E. Taheri-Nassaj, "Mechanical properties and wear behavior of Al-2 wt.% Cu alloy composites reinforced by B<sub>4</sub>C nanoparticles and fabricated by mechanical milling and hot extrusion", Material Charanterization, Vol. 67, pp. 119-128, 2011.
- [19] A.Alizadeh, E.Taheri-nassa & M.Hajizamani, "Investigation of Mechanical Behavior of Stir Casted Al Based Composites Reinforced With B<sub>4</sub>C Nanoparticles", Advanced Materials Research, Vols. 383-390, pp 2728-2732, 2012.
- [20] A. 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.
- [21] 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.
- [22] 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", Materials Science and Engineering A, Vol. 527, pp. 1031-1038, 2010.
- [۲۳] ر. اسدی فرد، ن. پروین، ح. آقازاده و پ. 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، مهرماه ۱۳۸۳.
- [24] S.S. Razavi Tousi, R. Yazdani Rad, E. Salahi, I. Mobasherpour & M. Razavi, "Production of Al-20 wt.% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> composite powder using high energy milling", Powder Technology, Vol. 192, pp. 346-351, 2009.
- [25] N.Chawla, k.k.Chawla, "Metal Matrix Composites", Springer, New York, 2006.