

تولید کامپوزیت‌های نانوساختار آلومینیوم- کاربید بور به روش اتصال تجمعی نورد

علی یزدانی^۱

چکیده

کامپوزیت‌های Al/B_4C توجه بسیاری از پژوهشگران و صنعتگران حوزه‌های نظامی، هسته‌ای، حمل و نقل و رایانه را به خود جلب کرده است. در این پژوهش، ساختار ورق‌های این مواد کامپوزیتی تولید شده با روشی بر پایه اتصال تجمعی نورد مورد توجه قرار گرفت. نتایج نشان دادند که با بکارگیری کاهش سطح مقطع نوردی ۶۶ درصد در مراحل افزودن لایه‌ی تقویت کننده و پس از آن با کاهش سطح مقطع ۵۰ درصد، جوش سردی مناسب بین ورق‌ها ایجاد می‌شود. تجزیه و تحلیل اشعه‌ی ایکس و میکروسکوپ الکترونی عبوری نشان داد که پس از ۷ سیکل اتصال تجمعی نورد، دانه‌هایی نانوساختار و کشیده شده در جهت نورد توسعه می‌یابند. افزون بر این، پس از ۷ سیکل اتصال تجمعی نورد، توزیعی مناسب از ذرات تقویت کننده‌ی کاربید بور در زمینه‌ی نانوساختار آلومینیوم بدست آمد که بیانگر کارایی مناسب این روش تولید است.

واژه‌های کلیدی: کامپوزیت‌های زمینه فلزی، مواد نانوساختار، اتصال تجمعی نورد، ریزساختار.

پیشگفتار

کامپوزیت های زمینه فلزی با داشتن نسبت استحکام به وزن، سفتی و مقاومت به سایش بالا در صنایع گوناگون بسیار مورد توجه هستند. آلومینیوم به واسطه دانسیته ی کم، قابلیت تولید آسان و ویژگی های مهندسی مناسب، رایج ترین زمینه فلزی در ساخت این کامپوزیت ها بویژه در صنایع نظامی، حمل و نقل و هوافضا بشمار می رود [۱ و ۲]. تقویت کننده های رایج در ساخت کامپوزیت های زمینه آلومینیوم، سرامیک های Al_2O_3 ، SiC ، TiC و B_4C می باشند. در حالی که Al_2O_3 و SiC تقویت کننده های رایج در این موادند، پژوهش های محدودی بر B_4C انجام شده است. B_4C دارای پایداری شیمیایی و حرارتی قابل توجهی است و مهم تر از آن، دارای دانسیته ی کم تر و سختی بالاتر نسبت به Al_2O_3 و SiC است و قابلیت زیادی در جذب نوترون دارد [۳ و ۲]. استحکام کامپوزیت های Al/B_4C مرهون ذرات B_4C و وزن سبک و تافنس آن ها مرهون زمینه ی Al می باشد. کاربردهای شاخص کامپوزیت های Al/B_4C در زیر بیان شده اند که البته با بهبود ویژگی ها از راه بهینه سازی فرآیند تولید قابل گسترش نیز می باشند:

الف) کاربردهای نظامی (Military): کامپوزیت های Al/B_4C در انواع زره پوش های نظامی بسیار مورد توجه اند. به گونه ی ویژه، در ساخت جلیغی ضد گلوله انعطاف پذیر نرم، زره سینه صلب، کلاه خود بالیستیک و کلاه جنگی مشبک و وسایل حمل و نقل نظامی زمینی، دریایی و هوایی نظیر هواپیما و بالگرد بکار می روند [۴]. مزیت کامپوزیت های Al/B_4C در ساخت زره پوش های نظامی نسبت به فلزات و آلیاژهای سنتی وزن سبک و حد بالیستیک ۸۰ تا ۹۰ درصدی آنهاست. شایان ذکر است که بازدهی بالیستیک رابطه ی مستقیم با درصد B_4C دارد. مزیت زره پوش های کامپوزیتی Al/B_4C نسبت به سرامیک ها تافنس بالاتر است [۵].

ب) کاربردهای هسته ای (Nuclear): یکی از دغدغه های صنعت هسته ای کنترل و حفاظت از نشر ذرات مخرب و خطرناک نوترون می باشد. در این زمینه، موادی ائده آل هستند که ظرفیت بالایی برای جذب نوترون داشته و بر اثر برخورد نوترون با آنها، ایزوتوپ های رادیواکتیو ساطع نکنند

[۶]. B_4C با داشتن این ویژگی، یکی از کاربردهای مهم کامپوزیت های Al/B_4C را به عنوان جاذب نوترون در صنعت هسته ای، القا می کند. این کامپوزیت ها در حمل و نقل و انبار ذخیره ی سوخت های هسته ای مصرف شده (Spent) و مصرف نشده و تازه (Fresh) بکار می رود [۷ و ۸].

ج) صنعت حمل نقل (Transportation): کامپوزیت های Al/B_4C به واسطه ی نسبت استحکام به وزن بالا در صنایع حمل و نقل زمینی، دریایی و هوایی کاربرد دارند [۹ و ۱۰]. به گونه ی خاص، در پیستون موتور و درام/ دیسک ترمز بخاطر وزن سبک، استحکام، مدول ویژه و مقاومت به سایش بالا و ضریب انبساط حرارتی کم بکار می روند [۱۰].

د) صنعت کامپیوتر: کامپوزیت های Al/B_4C بخاطر وزن سبک و ضریب انبساط حرارتی کم به عنوان زیرلایه (Substrate) در ساخت دیسک های سخت کامپیوتر بکار می روند.

تاکنون پژوهش های قابل توجهی بر ویژگی های کامپوزیت های Al/B_4C تولید شده به روش های ریخته گری [۹ و ۲] و متالورژی پودر [۳] گزارش شده است. متغیر اصلی پژوهش های انجام شده اندازه و درصد نسبی تقویت کننده B_4C و اثر آن بر ساختار و ویژگی های مکانیکی و سایشی بوده است. در فرآیند ریخته گری، تمرکز بر بهبود ویژگی ترشوندگی زمینه تقویت کننده است، ولی در فرآیند متالورژی پودر بر بهینه سازی فرآیند جهت دستیابی به کم ترین تخلخل و اندازه ی دانه تمرکز شده است. در این رابطه، روش های نوینی مانند فرآیند اتصال تجمعی نورد (ARB) [۱۱] جهت تولید ورق های کامپوزیتی زمینه فلزی قابل اجرا می باشند که در آن از مذاب یا روش های متالورژی پودر استفاده نمی شود. تاکنون گزارش های قابل توجهی مبنی بر تولید کامپوزیت های Al/B_4C با فرآیند اتصال تجمعی نورد که موضوع این پژوهش می باشد، منتشر نشده است. روی هم رفته، مزایای روش ARB در قیاس با روش های رقیب عبارتند از: امکان تولید ورق های کامپوزیتی با طول دلخواه، امکان ایجاد ساختارهای ریز و فرا ریز، بهبود ویژگی های مکانیکی با دستیابی به ساختار ریز و فرا ریز،

کرنش) ماده افزایش می‌یابد، پیک‌های XRD پهن می‌شوند. پهن شدگی ناشی از اندازه و کرنش با روش ویلیامسون- هال تفکیک می‌شود. این روش از پهنای پیک‌ها در نصف ارتفاع آن‌ها (FWHM) یا مساحت زیر پیک‌ها استفاده می‌کند و اندازه‌ی کریستال‌ها (نواحی که مرز آن‌ها اشعه‌ی X را پراکنده می‌کنند) و میانگین کرنش ماده را بر اساس رابطه‌ی زیر ارایه می‌دهد:

$$B \cos \theta = \frac{k\lambda}{D} + 2\varepsilon \sin \theta \quad (1)$$

در این رابطه، B پهنای پیک در نصف شدت یک پیک تفرق است. k ثابتی است برابر با ۰/۹، λ طول موج اشعه، θ زاویه براگ، D اندازه‌ی کریستال و ε کرنش می‌باشد. در این روش، $B \cos \theta$ بر حسب $\sin \theta$ رسم می‌شود و عرض از مبدأ خط عبور کرده از نقاط اندازه‌ی کریستال را می‌دهد. از سوی دیگر، صفحه‌ی حاوی جهات نورد و عرضی کامپوزیت برای تعیین شکل و اندازه‌ی دانه‌ها با استفاده از میکروسکوپ الکترونی عبوری (TEM) (Philips-FEG, 200 kV) ارزیابی شد. جهت نمونه سازی ورق‌های نازک برای مطالعات TEM از روش بمباران یونی استفاده شد.

نتایج و بحث

شکل ۲ تصویر ماکروسکوپی کامپوزیت تهیه شده تا سیکل ۸ را نشان می‌دهد که دچار پارگی و عیب شده است. ورق‌ها تا سیکل ۷ بدون عیب و پارگی، فرآیند ARB را پشت سر گذاشتند، ولی نمونه‌ها در سیکل ۸ معیوب می‌شدند، به همین دلیل نمونه‌های تولید شده تا سیکل ۷ مورد توجه قرار گرفتند. با افزایش تعداد سیکل ARB، از آنجایی که اندازه‌ی تغییر شکل اعمالی به ماده افزایش می‌یابد، به گونه‌ی مداوم چگالی نابه جایی‌ها افزایش می‌یابد. در نتیجه، جهت کاهش انرژی سیستم، مرزهای کم زاویه و سپس با زاویه بزرگ در ساختار حاصل و ماده ریز دانه‌تر می‌شود. حضور ذرات تقویت کننده نیز سبب تشدید ساز و کار ریز شدن دانه می‌شود [۱۲]. افزایش چگالی نابه‌جایی و کاهش اندازه‌ی دانه سبب افزایش کرنش ماده و در نتیجه تردی می‌شود. این امر سبب پارگی ورق‌ها پس از سیکل هشتم ARB شد. پس

ارزانی نسبی فرآیند و عدم وجود مشکل تخلخل (که در متالورژی پودر رایج است) و تر شوندگی ذره- زمینه (که در ریخته گری مطرح است). در این مقاله، ساختار و ویژگی‌های مکانیکی کامپوزیت‌های Al/B₄C تهیه شده با فرآیند اتصال تجمعی نورد ارزیابی می‌شوند.

مواد و روش‌ها

مواد اولیه‌ی این پژوهش، ورق آلومینیوم ۱۰۵۰ با ضخامت ۰/۴ میلی‌متر و با ترکیب آرایه شده در جدول ۱ و پودر B₄C با اندازه‌ی ذرات ۳ میکرون بود. ورق‌هایی با طول ۲۰ و عرض ۳ سانتی متر بریده و در دمای ۳۵۰ درجه‌ی سانتیگراد در اتمسفر هوا به مدت نیم ساعت، جهت تنش گیری آنیل شدند. جهت ساخت کامپوزیت، ابتدا ورق‌ها با استون شسته و با برس فولادی آماده سازی سطحی گردیدند. بین ۸ ورق ذکر شده ۷ لایه پودر B₄C (هر لایه ۱/۱ درصد حجمی) با الک به گونه‌ی یکنواخت پراکنده شد. سپس دو انتهای مجموعه‌ی ورق‌ها با سیم مسی به هم بسته شدند تا حین نورد روی هم نلغزند. سپس ورق‌ها با یک کاهش سطح ۶۶ درصد نورد (جوش سرد) و ورق حاصل از طول به ۳ بخش مساوی بریده شد. ۳ ورق‌های بدست آمده دوباره آماده سازی سطحی شدند و ۲ لایه‌ی دیگر پودر B₄C (هر لایه ۱/۱ درصد حجمی) با الک به گونه‌ی یکنواخت بین آن‌ها پراکنده و فرآورده پس از مهار شدن با سیم مسی در دو انتها و کاهش سطح ۶۶ درصد نورد شدند. در نهایت، ورق ایجاد شده به دو نیم بریده و با کاهش سطح مقطع ۵۰ درصد نورد و این کار تا ۸ مرحله (سیکل ARB) تکرار شد (شکل ۱). تمام فرآیندهای نورد بدون استفاده از روانکار با سرعت ۱۵ دور در دقیقه و قطر غلتک ۱۷ سانتی متری انجام شد.

سطح مقطع کناری ورق‌های جوش خورده (صفحه‌ی حاوی جهات نورد و عمومی ورق‌ها) پس از سنباده زنی و پولیش با پارچه و خمیر الماسه با میکروسکوپ نوری مشاهده شد تا نحوه‌ی جوش خوردن ورق‌ها و توزیع تقویت کننده مشاهده شود. افزون بر این، اندازه‌ی بلورهای زمینه با روش تفرق اشعه‌ی ایکس (XRD, Philips Analytical PC-APD) و تابش Cuk α تعیین شد. در واقع وقتی کریستال‌ها کوچک و عیوب کریستال

متالورژیکی بین آنها بوجود می‌آید. به این ترتیب ورق‌های اولیه به هم جوش خورده و به سختی از یکدیگر قابل تشخیص هستند. روی هم رفته، جهت ایجاد جوش سرد بین لایه‌ها، به یک تغییر شکل آستانه که کم‌ترین میزان تغییر شکل لازم برای ایجاد جوش سرد طی یک مرحله‌ی تغییر شکل پلاستیک می‌باشد، نیاز است که در مقادیر کم‌تر از آن، هیچ پیوندی بوجود نیامده و اگر هم اتصالی ایجاد گردد با برداشتن نیرو شکسته می‌شود. باید توجه داشت که تغییر شکل آستانه به عواملی از قبیل اتمسفر جوشکاری، روش آماده سازی سطحی و نوع ماده (انعطاف پذیری ماده، ضخامت، پیوستگی و پایداری و پایداری لایه‌ی اکسیدی آن و...) وابسته است. در مورد اثر وجود پودر تقویت کننده بین ورق‌ها بر نحوه‌ی جوش سرد اختلاف نظر وجود دارد. لیو و همکارانش [۱۶] گزارش کرده‌اند که حضور نانوذرات بین ورق‌ها کیفیت جوش را بهبود می‌دهد زیرا ذرات با ایجاد تمرکز تنش حین نورد، ترک‌های سطحی را افزایش می‌دهند. از سوی دیگر، گزارش شده است که حضور ذرات با کاهش سطح تماس فلز- فلز اثر منفی بر کیفیت و استحکام جوش دارد [۱۷]. با این حال، در این آزمایش، وقتی لایه‌ی B_4C بین ورق‌ها افزوده می‌شوند، ۶۶ درصد و در حالت ARB ۵۰ درصد تغییر شکل نوردی لازم است و تضمین کننده‌ی یک جوش سرد مناسب می‌باشد.

برای تعیین اندازه‌ی بلورهای زمینه آنالیز XRD و روش ویلیامسون- هال بکار گرفته شد. الگوی XRD کامپوزیت تهیه شده با ۷ سیکل ARB در شکل ۴ نشان داده شده است. پهنای قابل توجه پیک‌ها بیانگر کرنش بالا و اندازه‌ی بلورهای کوچک می‌باشد. عرض از مبدأ نمودار ویلیامسون- هال پیک‌ها نشان داد که اندازه‌ی کریستال‌های Al به ۱۱۴ نانومتر رسیده است. افزون بر این، تصویر TEM همین کامپوزیت نیز جهت بررسی شکل و ابعاد دانه‌ها در شکل ۵ ارائه شده است. مشاهده می‌شود که دانه‌هایی با ابعاد نانومتری و کشیده شده در جهت نورد در ماده توسعه یافته است؛ به گونه‌ای که کوچک‌ترین بعد دانه‌ها به ۱۱۰ نانومتر و بزرگ‌ترین بعد به ۵۵۰ نانومتر رسیده است. ریز شدن ساختار به تبدیل مرزهای کم زاویه‌ی فرعی ناشی از آرایش نابه‌جایی‌ها به

از مرحله‌ی افزودن پودر بین ۸ لایه‌ی Al و نورد، تعداد لایه‌های Al و B_4C به ترتیب ۸ و ۷ می‌باشد. پس از تقسیم آن‌ها به ۳ بخش، افزودن پودر ۲ لایه‌ی دیگر B_4C و نورد دوباره، تعداد لایه‌های Al و B_4C به ترتیب ۲۴ و ۲۳ می‌باشد. تعداد لایه‌های Al و B_4C پس از سیکل nام ARB، به ترتیب $2^m \times 24$ و $2^m \times 23$ خواهد شد. برای مثال، پس از سیکل ۸، تعداد لایه‌های Al و B_4C به ترتیب برابر است با ۳۰۷۲ و ۲۹۴۴.

همراه با افزودن لایه‌ی تقویت کننده بین ورق‌ها، کاهش سطح مقطع ۵۰ و ۶۶ درصد آزمایش شد. مطابق با شکل ۲a، پس از افزودن ۷ لایه‌ی تقویت کننده بین ورق‌ها و نورد با کاهش سطح مقطع ۵۰ درصد، جوش مناسبی بین ورق‌ها ایجاد نشد. شکل ۳b تصویر میکروسکوپ نوری مقطع کناری ورق کامپوزیتی را نشان می‌دهد که در مراحل افزودن لایه‌ی تقویت کننده درصد کاهش سطح مقطع ۶۶ درصد و پس از آن حین ARB همان ۵۰ درصد بکار رفته است. مشاهده می‌شود که جوش سردی مناسب بین ورق‌ها ایجاد شده، به گونه‌ای که از هم قابل تفکیک نیستند و ماده یکپارچه شده است. در حین فرآیند بین ورق‌ها جوش سرد ایجاد می‌شود. جوش سرد نوردی یک فرآیند جوشکاری حالت جامد است که در آن باند اتم به اتم بین دو فلز فقط در اثر اعمال فشار بوجود می‌آید و هیچ‌گونه فاز مایعی در حین فرآیند ایجاد نمی‌شود [۱۳]. در عمل، هنگامی که دو سطح عاری از آلودگی با فشار بسیار بالا در نزدیکی هم قرار گیرند، اتصالی (پیوند متالورژیکی) مستحکم بین آن‌ها بوجود می‌آید. تئوری که برای توجیه ساز و کار جوش سرد نوردی بیان می‌شود، تئوری فیلم سطحی می‌باشد [۱۵-۱۳]. بر اساس این تئوری، سطح فلزات در اثر عملیات سطحی نظیر برسکاری، سخت شده و انعطاف‌پذیری کم‌تر می‌گردد. لذا، در هنگام نورد، انعطاف‌پذیری این لایه‌ها به اندازه‌ی لایه‌های زیرین نبوده و بنابراین، در آن‌ها ترک‌های سطحی ایجاد می‌شود. با افزایش فشار، مواد تازه، بکر و عاری از آلودگی (Virgin Metals) از بین ترک‌های سطحی به بیرون اکستروود می‌شوند. این مواد تازه در مجاورت هم قرار گرفته و در اثر افزایش تدریجی فشار نورد به هم جوش خورده و پیوندی

خوشه‌ها کمک می‌کند. بدین ترتیب خوشه‌ها و نواحی زمینه بدون ذره حذف و ساختار همگن می‌شود.

شایان ذکر است که بمنظور دستیابی به ویژگی‌های بهینه‌ی یک کامپوزیت، بویژه بهترین ترکیب استحکام بالا و شکل پذیری مناسب، تقویت‌کننده‌ی ریز و کسر حجمی نسبتاً بالایی از ذرات لازم است، اما بکارگیری این دو مورد با هم، با مشکلاتی همراه است زیرا در کامپوزیت‌های با ذرات ریز، تمایل به توزیع نایک‌نواخت ذرات و ایجاد خوشه‌ها و آگلومره‌های ذرات پودر زیاد است که این باعث افت شدید شکل پذیری و داکتیلیتی ماده می‌شود. یک رابطه‌ی مستقیم قوی بین کسر حجمی موضعی ذرات و تشکیل عیوبی که منجر به آسیب می‌شود، وجود دارد. به گونه‌ای که شروع آسیب در خوشه‌های ذرات متمرکز می‌شود. توزیع تنش در یک کامپوزیت در معرض بار خارجی نایک‌نواخت است [۲۶]. در حوالی یک خوشه، تنش‌های سه بعدی قابل توجهی که بسیار بزرگ‌تر از تنش اعمالی است ایجاد می‌شود که منجر به شتاب‌گیری شروع شکست در خوشه می‌شود [۲۸ و ۲۷]. افزون بر این، سیلان پلاستیک ماده بیش‌تر در مرکز خوشه‌ی ذرات، به دلیل تنش‌های هیدرواستاتیک بالا متوقف می‌شود که این باعث می‌شود خوشه‌ها به مکان‌های ترجیحی برای جوانه ریزی ترک تبدیل شوند [۲۹]. از سوی دیگر، نایک‌نواختی توزیع تنش در کامپوزیت‌های با خوشه‌ی ذرات بر خواص مکانیکی عمومی قطعه نیز تأثیر دارد. نشان داده شده است که خوشه‌ای شدن ذرات، تنش سیلان کامپوزیت را نسبت به یک کامپوزیت با توزیع ذرات یکنواخت کاهش می‌دهد [۳۰]. افزون بر این، با افزایش میزان خوشه‌ای شدن، در تافنس شکست کامپوزیت‌ها کاهش شدیدی مشاهده شده است [۳۱]. بنابراین، توزیع یکنواخت و فضایی تقویت‌کننده‌های ذره‌ای در کامپوزیت‌ها یکی از ملزومات ساختاری مهم آن‌هاست.

فرایندهایی چون آلیاژسازی مکانیکی و انجماد سریع جهت چیره شدن بر آگلومره شدن ذرات در کامپوزیت‌ها آزمایش شده است، اما این روش‌ها با معایبی چون آلودگی، تخلخل و بازدهی اقتصادی ضعیف همراه هستند. افزون بر این، روش‌های شکل دهی ثانویه سنتی همچون نورد و اکستروژن نیز بدین منظور بکار گرفته شده‌اند [۳۲ و ۳۳].

مرزهای تصادفی با زاویه‌ی بالا نسبت داده می‌شود [۱۸-۲۲]. شایان ذکر است که بویژه در مواردی که دچار تغییر شکل پلاستیک شده‌اند، اندازه‌ی کریستال‌هایی که با XRD تعیین می‌شوند، معادل اندازه‌ی سلول‌های نابه‌جایی یا دانه‌های فرعی است که اختلاف جهت گیری کریستال‌ها در مرز آن‌ها کم‌تر از چند درجه (۱۰ درجه) است. علت این پدیده در آن است که دیواره‌ی سلول‌های نابه‌جایی باعث پراکندگی اشعه‌ی ایکس می‌شوند [۲۳]. بنابراین، اندازه‌ی کریستال‌های اندازه‌گیری شده با روش XRD کوچک‌تر از اندازه‌ی دانه‌های مشاهده شده در تصاویر میکروسکوپ الکترونی عبوری (TEM) می‌باشد زیرا هر دانه شامل چندین دانه‌ی فرعی یا کریستال است.

شکل ۶ تصویر میکروسکوپ نوری کامپوزیت تهیه شده تا ۷ سیکل ARB را نشان می‌دهد. مشاهده می‌شود که ذرات تقویت‌کننده به گونه‌ی یکنواخت در ساختار منتشر شده است و خوشه و آگلومره‌های ذرات در ساختار دیده نمی‌شوند. دلیل توسعه‌ی چنین ساختار یکنواختی پس از ۷ سیکل ARB را می‌توان از ۳ دیدگاه توضیح داد:

الف) واضح است که با پیشرفت فرایند ARB تعداد لایه‌ها به گونه‌ی مداوم افزایش می‌یابد. تعداد لایه‌ها پس از ۷ سیکل ۲۹۴۴ لایه‌ی B₄C و ۳۰۷۲ لایه‌ی Al می‌باشد. بی‌گمان افزایش تعداد لایه‌ها باعث افزایش همگنی توزیع در جهت عمودی ورق می‌شود.

ب) بر اساس تئوری فیلم، حین نورد دو لایه‌ی اکسیدی سطوح ورق دچار ترک شده و با اعمال نیروی عمودی نورد، مواد زمینه‌ی تازه از میان ترک‌ها اکستروود می‌شوند. به روش مشابه در حضور ذرات B₄C بین ورق‌های Al، ماده‌ی زمینه از بین ذرات خوشه‌ها اکستروود می‌شود [۲۴ و ۲۵]. این باعث می‌شود که خوشه‌های فشرده به نفوذی تبدیل شوند و فاصله‌ی بین ذرات خوشه‌ها افزایش یابد. این امر سبب تجزیه‌ی خوشه‌ها و بهبود توزیع ذرات می‌شود.

ج) در حین فرایند نورد مقداری ازدیاد طول در جهت نورد ایجاد می‌شود که مقدار آن تابع مقدار کاهش سطح مقطع می‌باشد. این پدیده سبب می‌شود که خوشه‌ها در جهت نورد کشیده شده و انبساط ایجاد شده به تجزیه‌ی

گرفت. نتایج نشان داد که با بکارگیری کاهش سطح مقطع نوردی ۶۶ درصد در مراحل افزودن لایه‌ی تقویت کننده، جوش سردی مناسب بین ورق‌ها ایجاد می‌شود. افزون بر این، تا سیکل ۷ اتصال تجمعی نورد نمونه‌ها دارای شکل پذیری مناسب بوده و قطعاتی بدون عیب ماکروسکوپی بدست آمد. نمونه‌ی تولید شده با ۷ سیکل اتصال تجمعی نورد توزیعی مناسب از ذرات تقویت کننده کاربید بور در زمینه‌ی نانو ساختار آلومینیوم را نشان داد. چنین ساختار مناسبی پیشنهاد می‌دهد که اتصال تجمعی نورد با داشتن مزایایی نظیر تجهیزات نسبتاً ارزان، سرعت تولید بالا و عدم محدودیت ماده تولیدی روشی مناسب و مستعد برای تولید کامپوزیت‌های زمینه فلزی است.

سپاسگزاری

بدین وسیله از تکنسین‌های آزمایشگاه‌های مهندسی مواد دانشگاه شیراز جهت کمک‌های فنی سپاسگزاری می‌شود.

منابع

- 1- R.B. Mason., M.A. Miller., L.A. Gintert., and M.F. Singleton., "Corrosion testing and assessment of metal matrix composite components for military assets", Tri-service corrosion conference, pp. 1-14, 2007.
- 2- F. Toptan., A. Kilicarslan., A. Karaaslan., M. Cigdem., and I. Kerti., "Processing and microstructural characterisation of AA 1070 and AA 6063 matrix B₄C_p reinforced composites", Materials and Design, Vol. 31, pp. S87-S91, 2010.
- 3- M. Khakbiz., and F. Akhlaghi., "Synthesis and structural characterization of Al-B₄C nano-composite powders by mechanical alloying", Journal of Alloys and Compounds, Vol. 479, pp. 334-341, 2009.
- 4- A. Bhatnagar., "Lightweight ballistic composites: Military and law-enforcement applications", Wood head Publishing in Materials, 2006.
- 5- A. J. Pyzik., P. D. Williams., and A. McCombs., "New low temperature processing for boron carbide/aluminum based composite

اما این روش‌ها برای ذرات تقویت کننده ریز قابل کاربرد نیستند زیرا کرنش‌ها و تنش‌های بسیار بالایی مورد نیاز است [۳۳]. نشان داده شده است که فرایندهای تغییر شکل پلاستیک شدید برای بهبود توزیع تقویت کننده در کامپوزیت‌ها به گونه‌ای موفقیت آمیز قابل کاربرد هستند. برای مثال، پیچش با فشار بالا [۳۴] و فشردن زاویه‌ای با کانال مساوی (ECAP) [۳۵] برای کامپوزیت‌های زمینه فلزی تهیه شده با متالورژی پودر بازده‌ای مناسب نشان داده شده است، اما فرایند ARB که در این پژوهش بکار گرفته شده نسبت به سایر روش‌های تغییر شکل پلاستیک شدید دارای مزایای زیر است:

- (الف) عدم نیاز به تجهیزات با توان بارگذاری بالا و قالب‌های گران قیمت.
 (ب) سرعت تولید بالا.
 (ج) نا محدود بودن مقدار ماده‌ی تولیدی.

نتیجه گیری

در این پژوهش، ساخت ورق‌های کامپوزیتی Al-B₄C با روشی بر پایه‌ی اتصال تجمعی نورد مورد توجه قرار

- armor", Report 1990, ARO-26166.1-MS-A, 1991.
- 6- J. Abenojar., F. Velasco., and M. A. Martinez., "Optimization of processing parameters for the Al + 10 درصد B₄C system obtained by mechanical alloying", Journal of Materials Processing Technology, Vol. 184, pp. 441-446, 2007.
 - 7- X.G. Chen., "Application of Al-B₄C Metal Matrix Composites in the Nuclear Industry for Neutron Absorber Materials", Symposium of Solidification Process of Metal Matrix Composites, Edited by N. Gupta and W. H. Hunt, TMS, pp. 343-350, 2006.
 - 8- X.G. Chen., and R. Hark., "Development of Al-30 درصد B₄C Metal Matrix Composites for Neutron Absorber Material", Symposium of Aluminum Alloys: Fabrication, Characterization and applications Edited by W. Yin et al, TMS, pp. 3-9, 2008.
 - 9- K. M. Shorowordi, A. S. M. A. Haseeb, and J. P. Celis, "Tribo-surface characteristics of Al-B₄C and Al-SiC composites worn under

- different contact pressures”, *Wear*, Vol. 261, pp. 634–641, 2006.
- 10- I. Kerti and F. Toptan, “Microstructural variations in cast B₄C-reinforced aluminium matrix composites (AMCs)”, *Materials Letters*, Vol. 62, pp. 1215–1218, 2008.
- 11- K. Kitazono, E. Sato, K. Kuribayashi, Novel manufacturing process of closed-cell aluminum foam by accumulative roll-bonding, *Scripta Mater* 50 (2004) 495-498.
- 12- H. Sekine and R. Chen. “A combined microstructure strengthening analysis of SiCp/Al metal matrix composites”, *Composites*, Vol. 26, pp. 183-8, 1995.
- 13- H. A. Mohamed and J. Washburn, “Mechanism of Solid State Pressure Welding”, *Welding Journal*, Vol. 30, pp. 2–10, 1975.
- 14- N. Bay, “Cold Welding: Part II, Process Variant and application”, *Metal Construction*, pp. 486-490, 1986.
- 15- N. Bay, “Cold Welding: Part I, Characteristic, Bonding Mechanism, Bond Strength”, *Metal Construction*, pp. 369-372, 1986.
- 16- C. Lu, K. Tieu and D. Wexler, “Significant enhancement of bond strength in the accumulative roll bonding process using nano-sized SiO₂ particles”, *Journal of Material Processing and Technology*, Vol. 209, pp. 4830–4834, 2009.
- 17- M. Alizadeh and M.H. Paydar, “Study on the effect of presence of TiH₂ particles on the roll bonding behavior of aluminum alloy strips”, *Material Design*, Vol. 30, pp. 82–86, 2009.
- 18- Y. Saito, N. Tsuji, H. Utsunomiya, T. Sakai, and R. G. Hong, “Ultra-fine grained bulk aluminum produced by accumulative roll-bonding (ARB) process”, *Scripta Materialia*, Vol. 39, pp. 1221–1227, 1998.
- 19- N. Tsuji., T. Iwata., M. Sato., S. Fujimoto., and Y. Minamino., “Aging behavior of ultrafine grained Al-2 wt %Cu alloy severely deformed by accumulative roll bonding”, *Science and Technology of Advanced Materials*, Vol. 5, pp. 173–180, 2004.
- 20- H. Utsunomiya., K. Tanda., Y. Saito., T. Sakai., and N. Tsuji., “Effects of Lubrication on Accumulative Roll-Bonding (ARB) of Aluminum”, *Journal of the Japan Society for Technology of Plasticity*, Vol. 40, pp. 1187–1191, 1999.
- 21- S. H. Lee., Y. Saito., N. Tsuji., H. Utsunomiya., and T. Sakai., “Role of shear strain in ultragrain refinement by accumulative roll-bonding (ARB) process”, *Scripta Materialia*, Vol. 46, pp. 281–285, 2002.
- 22- T. Ungar., G. Tichy., J. Gubicza., and R. Hellmig., “Correlation between subgrains and coherently scattering domains”, *Powder Diffraction*, Vol. 20, pp. 366–75, 2005.
- 23- L. R. Vaidyanath., M. G. Nicholas., and D. R. Milner., “Pressure welding by rolling”, *British Weld Journal*, Vol. 6, 13–28, 1959.
- 24- H. A. Mohamed., and J. Washburn., “Mechanism of solid state pressure welding”, *Weld Journal*, Vol. 30, pp. 302–310, 1975.
- 25- Z. Wang., T. K. Chen., and D. J. Lloyd., “Stress distribution in particulate-reinforced metal-matrix composites subjected to external load”, *Metallurgical Transactions A*, Vol. 24, pp. 197–207, 1993.
- 26- D. J. Lloyd., “Aspects of fracture in particulate reinforced metal matrix composites”, *Acta Metallurgica et Materialia*, Vol. 42, pp. 59–71, 1991.
- 27- Z. Wang., and R. J. Zhang., “Mechanical behavior of cast particulate SiC/Al (A356) metal matrix composites” *Metallurgical Transactions A*, Vol. 22, 1585–1593, 1991.
- 28- P. B. Prangnell., S. J. Barnes., S. M. Roberts., and P. J. Withers., “The effect of particle distribution on damage formation in particulate reinforced metal matrix composites deformed in compression”, *Materials Science and Engineering A*, Vol. 220, pp. 41–56, 1996.
- 29- T. Christman., A. Needleman., and S. Suresh., “An experimental and numerical study of deformation in metal-ceramic composites”, *Acta Metallurgica et Materialia*, Vol. 37, pp. 3029–3050, 1989.
- 30- S. Tao., N. Townely., and J. D. Boyd., “Effects of particulate spacing distribution on internal stress and damage in MMCs”, *Microstructure Sciences*, Vol. 22, pp. 249–259, 1994.
- 31- T. V. Clyne., and P. J. Withers., “An introduction to metal matrix composites” *Cambridge University Press*, Cambridge, United Kingdom, 1993.
- 32- M. J. Tan., and X. Zhang., “Powder metal matrix composites: selection and processing”

Materials Science and Engineering A, Vol. 244, pp. 80–85, 1998.

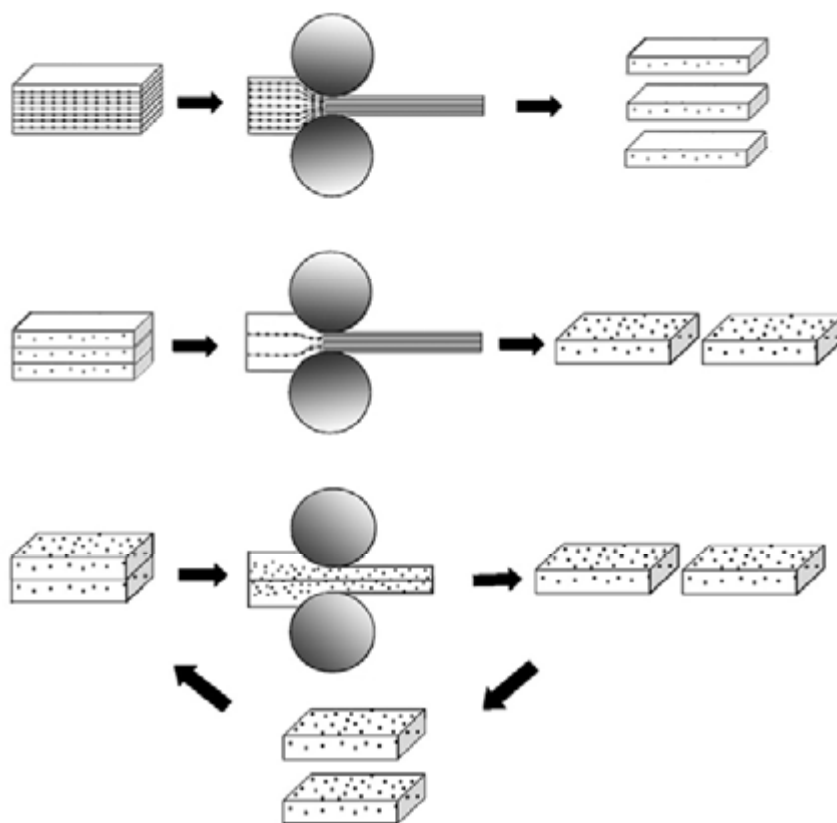
33- I. Sabirov., O. Kolednik., and R. Pippan., “Homogenization of metal matrix composites by high-pressure torsion”, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 36, pp. 2861–2870, 2005.

34- I. Sabirov., O. Kolednik., R. Z. Valiev., and R. Pippan., “Equal channel angular pressing of metal matrix composites: Effect on particle distribution and fracture toughness” Acta Materialia, Vol. 53, pp. 4919–30, 2005.

پیوست ها

جدول ۱- ترکیب شیمیایی آلومینیوم ۱۰۵۰ استفاده شده.

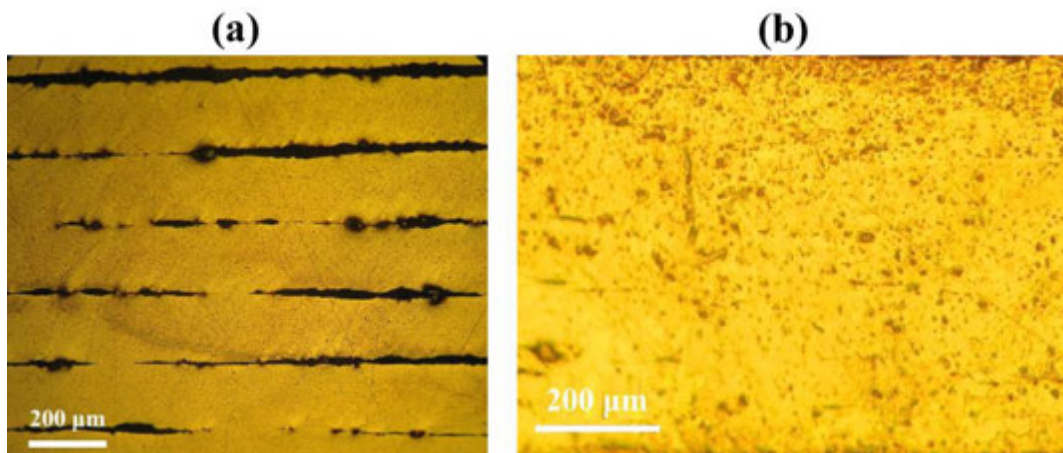
عنصر	Al	Si	Fe	Zn
درصد وزنی	۹۹/۵	۰/۲۵	۰/۲	۰/۰۵



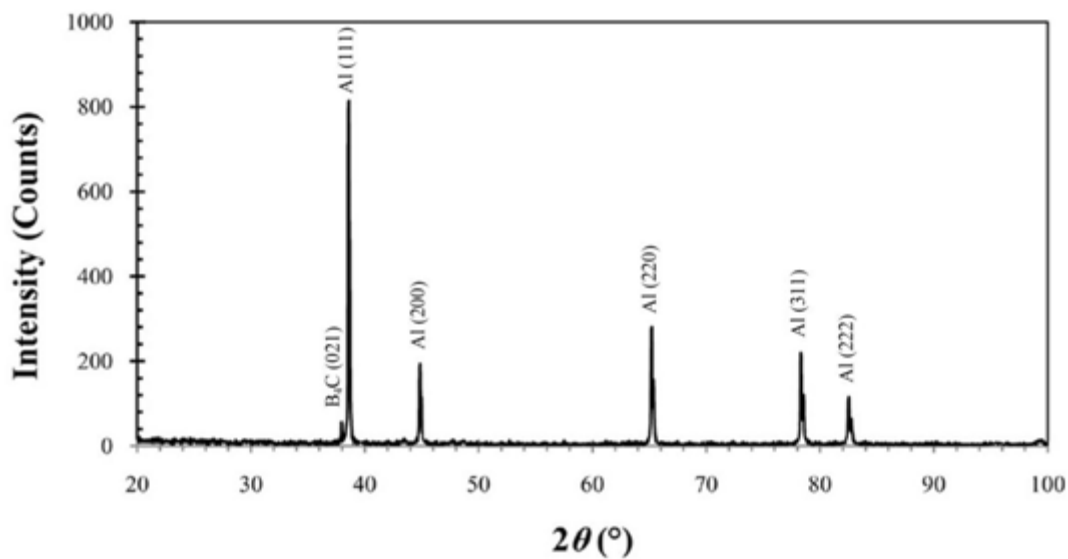
شکل ۱- مراحل شماتیک روش تولید.



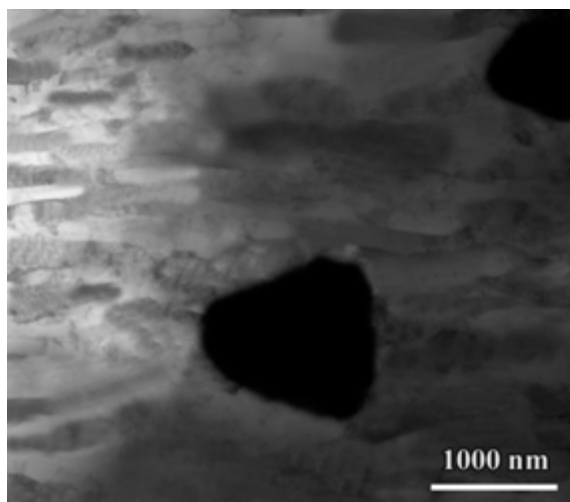
شکل ۲- ورق کامپوزیتی ARB شده تا ۸ سیکل که عیوب و پارگی کنار ورق مشهود است.



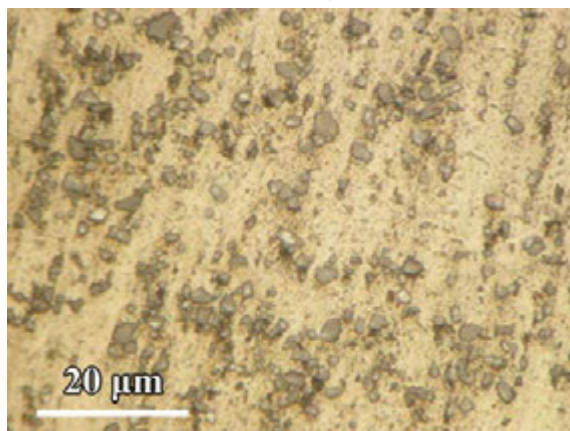
شکل ۳- تصویر میکروسکوپ نوری مقطع کناری نمونه با درصد تغییر شکل ۵۰ که جوش مناسبی ایجاد نشده است (a) و تصویر میکروسکوپ نوری مقطع کناری ورق کامپوزیتی ARB شده تا ۲ سیکل با درصد تغییر شکل ۶۶ حین افزودن تقویت کننده و ۵۰ حین ARB که جوش مناسبی ایجاد شده است (b).



شکل ۴- الگوی XRD کامپوزیت آلومینیوم-کاربید بر (تهیه شده با ۷ سیکل ARB).



شکل ۵- تصویر TEM کامپوزیت تهیه شده تا ۷ سیکل ARB.



شکل ۶- تصویر میکروسکوپ نوری کامپوزیت تهیه شده تا ۷ سیکل ARB.