

مقایسه خواص مکانیکی آلومینیوم خالص تجاری با کامپوزیت هیبریدی

Al-1% Vol Mg-1% Vol SiC پس از فرآیند اتصال نوردی تجمعی (ARB)

شهلا ترابی^{۱*}، حبیب دانش منس^۲، محمد محسن مشکسار^۳

چکیده

فرآیند اتصال نوردی تجمعی به عنوان یک روش تغییر شکل شدید برای تولید ورق‌های کامپوزیتی با ریزساختار فوق ریزدانه مورد استفاده قرار گرفته است. این روش دارای دو مرحله اصلی شامل اضافه کردن ذرات بین ورق‌ها و توزیع ذرات در زمینه و تولید ریزساختاری فوق ریز دانه بوسیله تکرار مراحل فرآیند، می‌باشد در این پژوهش از فرآیند ARB به منظور تولید کامپوزیت‌های هیبریدی Al-Mg-SiC استفاده شده است. در این راستا در مرحله اول کامپوزیت Al-1% Vol Mg-1% SiC توسط فرآیند اتصال نورد تجمعی ساخته شد. همچنین فرآیند ARB بر آلومینیوم خالص ۱۰۵۰ جهت مقایسه با کامپوزیت تولیدی اعمال شد. خواص مکانیکی کامپوزیت‌های تولیدی و نیز آلومینیوم خالص تولیدشده توسط فرآیند ARB توسط آزمون کشش و ریز سختی سنجی، مورد ارزیابی قرار گرفتند. نتایج نشان داد که آلومینیوم خالص استحکام کششی نهایی آلومینیوم ARB شده و کامپوزیت Al-Mg-SiC تولیدشده با افزایش تعداد پاس فرآیند ARB افزایش می‌یابد. اگرچه انعطاف پذیری کامپوزیت تولید شده و آلومینیوم خالص پس از اعمال مرحله اول فرآیند ARB به شدت کاهش یافته و سپس با افزایش مراحل فرآیند ARB به میزان جزئی افزایش می‌یابد.

واژه‌های کلیدی: فرآیند اتصال نوردی تجمعی، ریزساختار فوق ریزدانه، کامپوزیت‌های هیبریدی، خواص مکانیکی

^۱ - کارشناسی ارشد شکل دهی فلزات دانشکده مهندسی مواد دانشگاه شیراز

^۲ - دانشیار دانشکده مهندسی مواد دانشگاه شیراز

^۳ - استاد دانشکده مهندسی مواد دانشگاه شیراز

* - نویسنده مسوول مقاله: shahla.toraby@gmail.com

پیشگفتار

کامپوزیت‌های زمینه فلزی نسل جدیدی از مواد مهندسی هستند که بواسطه خواصی که دارند، در سال‌های اخیر مورد توجه بسیاری از محققان بوده‌اند [۱] و کاربردهای وسیعی در صنایع نظامی [۲] و صنایع خودروسازی [۳] دارند. در این گونه مواد، خواص فلزی زمینه (انعطاف پذیری و چقرمگی) با خواص جزء تقویت کننده (استحکام، سختی و مدول الاستیک زیاد) ترکیب می‌شود، که نتیجه آن بهبود در خواصی مانند استحکام نهایی، استحکام تسلیم، سختی، مدول الاستیک، مقاومت به سایش، مقاومت به خزش، پایداری ابعادی، بهبود هدایت حرارتی و افزایش محدوده کاری از نظر دمایی می‌باشد [۳-۱].

مجموع خواصی چون دانسیته کم، مقاومت به خوردگی و خواص مکانیکی مناسب آلیاژهای آلومینیوم باعث شده است که در بیش‌تر کاربردهای تجاری کامپوزیت‌های زمینه فلزی، آلیاژهای آلومینیوم به عنوان فلز زمینه انتخاب شوند [۴]. از مزایای دیگر آلیاژهای آلومینیوم به عنوان فلز زمینه، می‌توان به قابلیت پذیرش تقویت کننده‌های گوناگون اشاره کرد. عمدتاً این گونه تقویت کننده‌ها از نوع کاربیدها (مانند SiC و B_4C)، نیتریدها (مانند Si_3N_4 و AlN) و یا اکسیدها (مانند Al_2O_3 و SiO_2) بوده و به صورت رشته‌های^۴ پیوسته یا ناپیوسته، ویسکر^۵، صفحه‌ای^۶ و یا ذرات^۷، مورد استفاده قرار گیرند [۱]. اخیراً تقویت کننده‌های غیر پیوسته شامل ویسکرها، ذرات و رشته‌های کوتاه به دلیل تولید آسان‌تر، تنوع بیش‌تر و ساختار همگن‌تر کامپوزیت تولید شده، بیش‌تر از تقویت کننده‌های پیوسته مورد توجه قرار گرفته‌اند [۴ و ۱].

کامپوزیت‌های هیبریدی شامل جدیدترین نوع مواد کامپوزیتی در حال توسعه می‌باشند. کامپوزیت‌های هیبریدی به موادی گفته می‌شود که از بیش از یک نوع فاز تقویت کننده، بیش از یک نوع زمینه یا از هر دو حالت تشکیل شده باشند. در کامپوزیت‌های هیبریدی ترکیبات

متفاوتی از صفحات یکپارچه یا فویل‌ها و یا ترکیبی از صفحات یا فویل‌ها به همراه کامپوزیت‌های الیافی در کنار یکدیگر قرار می‌گیرند کامپوزیت‌های هیبریدی هم از لحاظ اقتصادی و هم از لحاظ فنی بر دیگر کامپوزیت‌ها ارجحیت دارند هم‌چنین امکان تولید ترکیبات بسیار متنوع با گستره وسیعی از خواص و با قیمت کم در کامپوزیت‌های هیبریدی وجود دارد [۵].

در این راستا محققین روش‌های متفاوتی را جهت ساخت و تولید کامپوزیت‌های نانو ساختار ارائه داده‌اند اخیراً فرآیند اتصال نوردی تجمعی (Accumulative Roll Bonding) به عنوان یک روش تغییر شکل شدید، برای ساخت ورق‌های کامپوزیتی مورد استفاده قرار گرفته است. فرآیند ARB برای اولین بار در اواخر دهه ۹۰ توسط Tsuji و همکارانش [۸-۶] به منظور تغییر شکل‌های پلاستیک شدید بر روی ورق‌های فلزی معرفی شد. در سال ۲۰۰۳ نیز برای اولین بار Kitazono و همکارانش [۹] از این روش برای تولید فوم‌های فلزی استفاده کردند. بدین منظور حین مراحل فرآیند ARB، پودر TiH_2 به زمینه اضافه شد و با تکرار پاس‌های ARB، این ذرات توزیعی یکنواخت پیدا کردند. سپس ورق تولیدی تحت عملیات حرارتی فوم‌سازی قرار گرفت. در سال ۲۰۰۴ Lee و همکارانش [۱۰] از فرآیند ARB برای بهبود توزیع ذرات در زمینه کامپوزیت Al/SiC و تولید ریزساختاری فوق ریزدانه در این کامپوزیت استفاده نمودند و برای اولین بار، Khalkhali [۱۱] از فرآیند ARB برای تولید کامپوزیت Al/SiC استفاده کرد. پس از آن Alizadeh [۱۲]، Jamaati [۱۳] و Lu [۱۴] با استفاده از این روش به ترتیب موفق به تولید کامپوزیت‌های Al/SiC ، Al/Al_2O_3 و Al/SiO_2 شدند.

بصورت کلی این روش از دو مرحله تشکیل شده است. در مرحله اول ذرات به فلز زمینه اضافه می‌شوند. به این منظور ساختاری چندلایه از ورق و ذرات تهیه شده و سپس فرآیند اتصال نوردی (Roll Bonding) اعمال می‌گردد. در مرحله بعد با استفاده از فرآیند نورد تجمعی توزیع ذرات در زمینه یکنواخت‌تر شده و استحکام ورق افزایش می‌یابد [۱۵]. از مزیت‌های این روش این است که به علت حالت تنش فشاری، تخلخل کمی وجود دارد و

1- Fiber
2- Whisker
3- Platelet
4- Particulate

باند های محکم تری بین ذرات و زمینه تشکیل می شود. هم چنین بواسطه تغییر شکل برشی که انجام می شود، خوشه های تشکیل شده خرد شده و توزیع یکنواخت تری در ساختار ایجاد می گردد. و هزینه های تولید نسبت به روش های دیگر کمتر خواهد بود. اما مهمترین مزیت این روش ایجاد ساختاری فوق ریز دانه می باشد که سبب افزایش استحکام تسلیم و استحکام کششی در کامپوزیت تولیدی می شود [۱۶-۱۵].

در این پژوهش امکان پذیری تولید کامپوزیت هیبریدی نانو ساختار ۱Vol SiC - ۱Vol Mg با Al- استفاده از فرآیند اتصال نوردی تجمعی بررسی شده و خواص کششی کامپوزیت تولید شده مورد ارزیابی و تحلیل قرار گرفته اند.

مواد و روش ها

مواد مورد استفاده در این پژوهش، ورق آلومینیوم خالص تجاری ۱۰۵۰ به ضخامت ۰/۵ mm با ترکیب ارائه شده در جدول ۱، پودر Mg با اندازه ذرات ۵۰ میکرون و پودر SiC با اندازه ذرات ۵ میکرون می باشند.

ابتدا ورق های آلومینیومی در دمای ۵۰۰°C و به مدت ۶۰ دقیقه تحت فرآیند تابکاری قرار گرفت. خصوصیات مکانیکی این قطعه نیز در جدول ۲ آورده شده است.

در مرحله دوم به منظور اختلاط پودر Mg و SiC، میزان پودر مورد نظر پس از توزین به مدت ۱ ساعت با سرعت ۴۰۰ rpm تحت عملیات آسیاکاری قرار گرفت. شکل ۱ تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از مخلوط پودر های آسیاب شده مورد استفاده در این پژوهش را نمایش می دهد.

جهت ساخت کامپوزیت در ابتدا ورق های آلومینیومی به منظور از بین بردن آلودگی و لایه های اکسیدی سطحی که مانع از جوش سرد بین لایه های فلزی می شوند با استون شسته و با استفاده از یک برس سیمی دایره ای به قطر ۹۰ میلیمتر با سیم های فولادی به قطر ۰/۳۵ میلیمتر و سرعت دورانی ۱۴۳۰ دور بر دقیقه یا سرعت محیطی ۱۳/۵ متر بر ثانیه بر سکاری شدند. شکل ۲ شماتیک فرآیند ARB برای تولید کامپوزیت های مذکور را نشان می دهد در این قسمت از فرآیند دو مرحله ای استفاده شده

است. در مرحله اول، بین دو ورق آلومینیومی که قبلاً سطوح مقابل آنها آماده سازی سطحی شده اند، ۲ درصد حجمی از مخلوط پودر Mg و SiC با الک به گونه یکنواخت پراکنده شد به منظور جلوگیری از حرکت ورق ها دو انتهای این ساندویچ با سیم مسی به هم بسته شدند سپس ورق ها جهت ایجاد یک جوش سرد مناسب با یک کاهش ۶۶٪ نورد گردیدند (این مرحله به عنوان مرحله صفر از فرآیند نام گذاری شده است). در مرحله دوم از فرآیند، دو ورق بعد از آماده سازی سطحی (بدون اضافه کردن پودر)، بر روی یکدیگر انباشته شده و به صورت همزمان نورد شدند. متعاقباً ورق های نورد شده در راستای طولی به دو قسمت مساوی تقسیم شده و بعد از آماده سازی سطحی مجدد و قرار گرفتن بر روی هم، فرآیند نورد و جوش سرد نوردی بر روی آنها انجام گرفت. به منظور دستیابی به ساختارهای فوق ریز و نانو و هم چنین توزیع مناسب ذرات پودر، فرآیند ARB بر روی ورق ها به تعداد ۸ مرحله فرآیند فوق در دمای محیط بر روی ورق ها با اعمال ۵۰٪ کاهش ضخامت در هر مرحله، جهت دستیابی به ابعاد اولیه ثابت، انجام گردید. هم چنین فرآیند فوق بر آلومینیوم خالص ۱۰۵۰ جهت مقایسه با کامپوزیت های تولیدی در ۸ مرحله اعمال شد. عمل نورد در دمای اتاق بدون استفاده از روانکار توسط دستگاه نورد آزمایشگاهی با ظرفیت ۲۰ تن و غلتک هایی با قطر ۱۷۰ و طول ۱۱۰ میلیمتر انجام شد.

ریزساختار و نحوه توزیع ذرات در زمینه توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) در صفحه RD- (ND) مورد مطالعه قرار گرفت، هم چنین به منظور بررسی خواص مکانیکی کامپوزیت های تولید شده توسط فرآیند ARB، از قبیل استحکام تسلیم، استحکام کششی نهایی و درصد ازدیاد طول نسبی، آزمایش کشش ورق ها در دمای محیط با نرخ کشش ۰/۵ میلیمتر بر دقیقه توسط دستگاه کشش Instron انجام شد. نمونه های آزمایش کشش مطابق با اندازه کوچک شده (یک پنجم) اندازه موجود در استاندارد JIS-5 تهیه شدند میزان درصد افزایش طول سنج قبل و بعد از انجام آزمایش، توسط نشانه گذاری بر روی نمونه ها بدست آمد. آزمایش ریزسختی نیز بر اساس سختی ویکرز برای تمامی نمونه ها طبق استاندارد E384

گرفته و میانگین مقادیر بدست آمده به عنوان عدد سختی ثبت گردید.

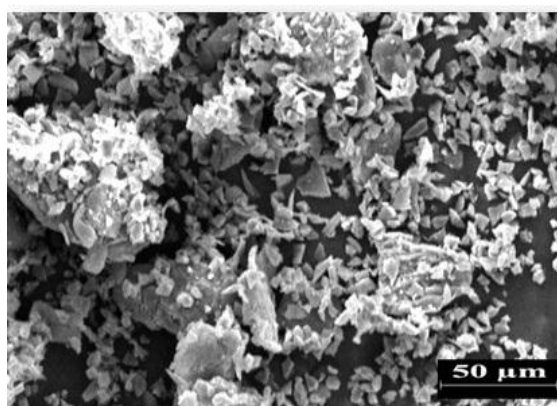
89 انجام شد. مقادیر سختی در نیروی ۲۵g در زمان ۱۵S از صفحه‌ی RD-ND اندازه‌گیری شد. آزمایش‌های میکرو سختی برای هر نمونه حداقل در ۱۰ نقطه انجام

جدول ۱- ترکیب شیمیایی آلومینیوم ۱۰۵۰ استفاده شده در این پژوهش

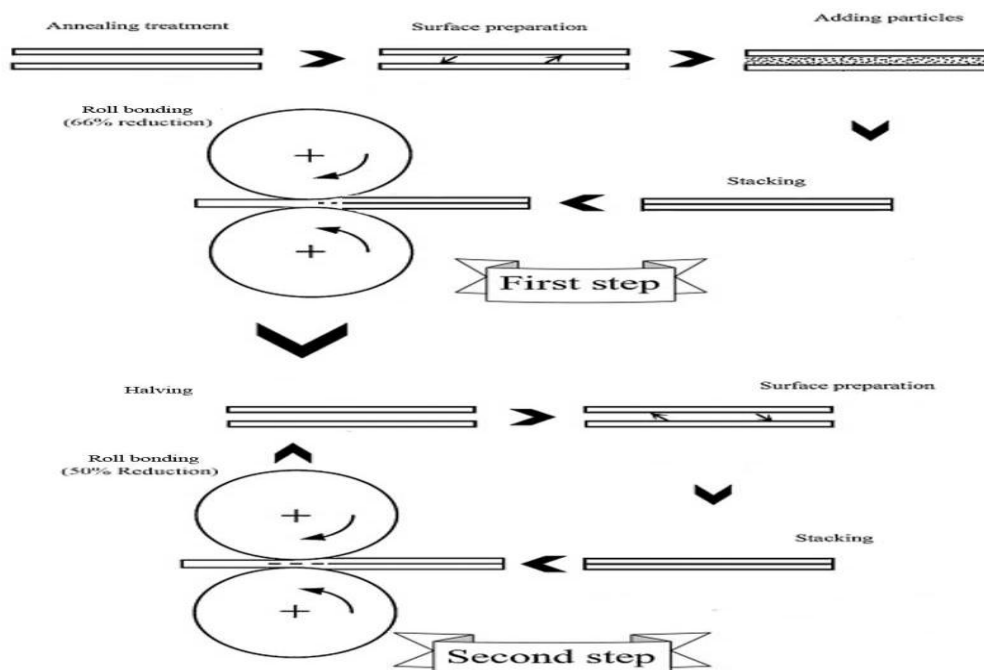
عنصر	Al	Si	Fe	Bi	Cu	Mn
درصد	۹۹/۵	۰/۴	۰/۱۲	۰/۱	۰/۰۰۵	<۰/۰۰۱

جدول ۲- خصوصیات مکانیکی ورق آنیل شده مورد استفاده در این پژوهش

Tensile Strength (Mpa)	Yield Stress(Mpa)	Hardness (HV0.025)	Total Elongation(%)
۴۹.۱۸	۲۴	۲۵	۴۳



شکل ۱- تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از مخلوط ۱ vol SiC - ۱ vol Mg - Al



شکل ۲- تصویر شماتیک فرآیند ARB (الف) مرحله اول فرآیند با اعمال ۶۶٪ کاهش ضخامت، (ب) مرحله دوم فرآیند با

اعمال ۵۰٪ کاهش ضخامت. [11]

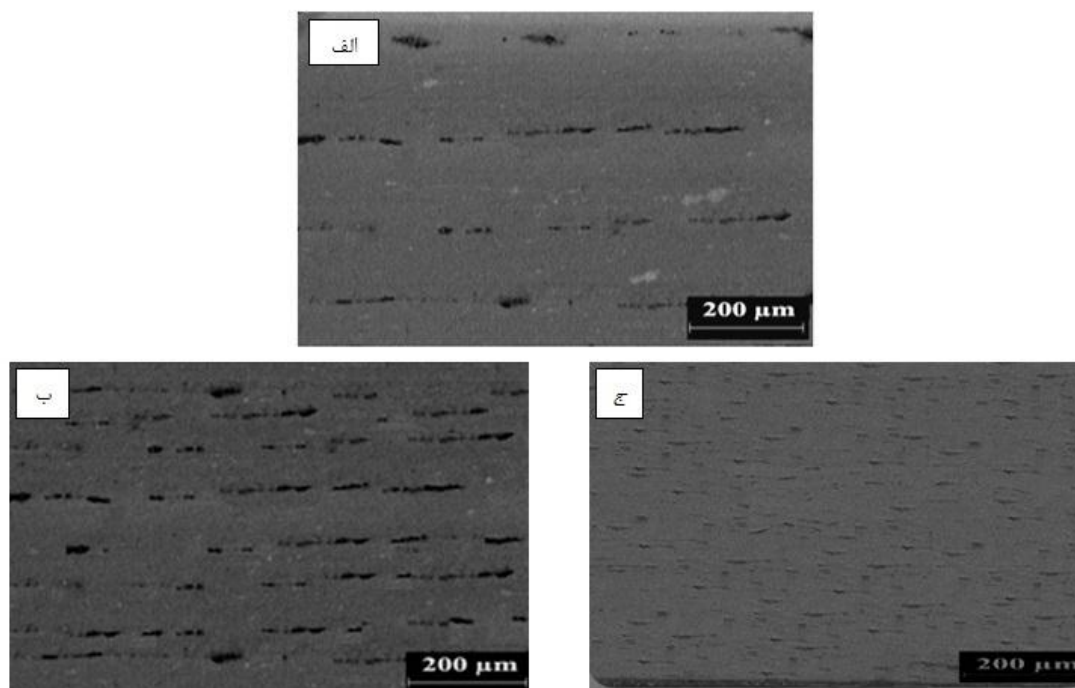
بحث و نتایج

شکل ۳ ریزساختار کامپوزیت ۱Vol SiC - ۱Vol Al- / Vol ۱Mg - Al تولید شده توسط فرآیند ARB را در سیکل-های گوناگون نشان می‌دهد. ملاحظه می‌شود پاس دوم چهار لایه پودر و هشت لایه آلومینیوم وجود دارد. در پاس سوم هشت لایه پودر در بین ۱۶ لایه آلومینیوم و در پاس هشتم دویست و پنجاه و شش لایه پودر و پانصد و دوازده لایه آلومینیوم وجود دارد، که به صورت واضح مشخص نمی‌باشد. همان‌گونه که در شکل ملاحظه می‌شود با افزایش تعداد پاس ذرات از فصل مشترک به داخل زمینه آلومینیوم نفوذ می‌کند. هم‌چنین مشاهده گردید که با افزایش پاس‌های فرآیند توزیع یکنواخت‌تر ذرات در زمینه حاصل خواهد شد.

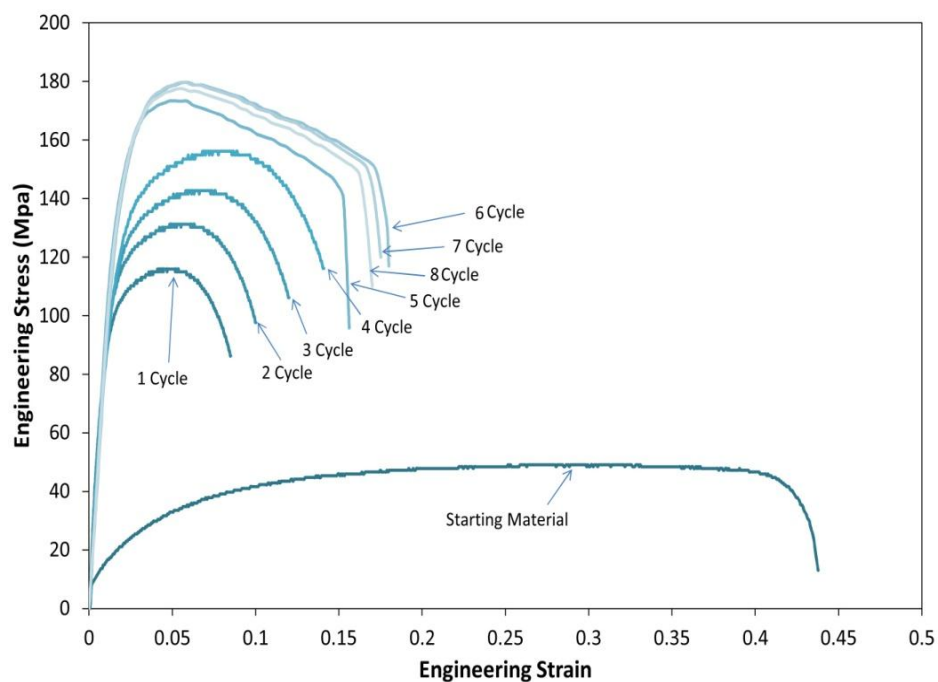
بررسی خواص مکانیکی کامپوزیت ۱Vol SiC - ۱Vol Al- / Vol ۱Mg - Al نتایج حاصل از آزمون کشش در دمای محیط به صورت تغییرات تنش- کرنش مهندسی برای آلومینیوم خالص و کامپوزیت‌های ۱Vol SiC - ۱Vol Mg - Al- / Vol ۱Mg - Al تولیدشده در مراحل گوناگون از فرآیند ARB در شکل-های ۴ و ۵ به ترتیب نشان داده شده است. مطابق شکل-های فوق ملاحظه می‌شود که استحکام تسلیم سریعاً به میزان بیشینه خود رسیده، سپس گلوبی شدن رخ داده و شکست در میزان ازدیاد طول کمتر اتفاق افتاده است. ملاحظه می‌شود نرخ افزایش استحکام تسلیم و استحکام کششی در مراحل اولیه فرآیند ARB بالا بوده و سپس با افزایش میزان کرنش افزایش استحکام با نرخ کمتری صورت می‌گیرد.

در مواد با ساختارهای FCC مانند (Al) که تحت شرایط تغییر شکل پلاستیک شدید قرار گرفته‌اند. تغییرات استحکام، توسط دو مکانیزم اصلی استحکام‌دهی شامل

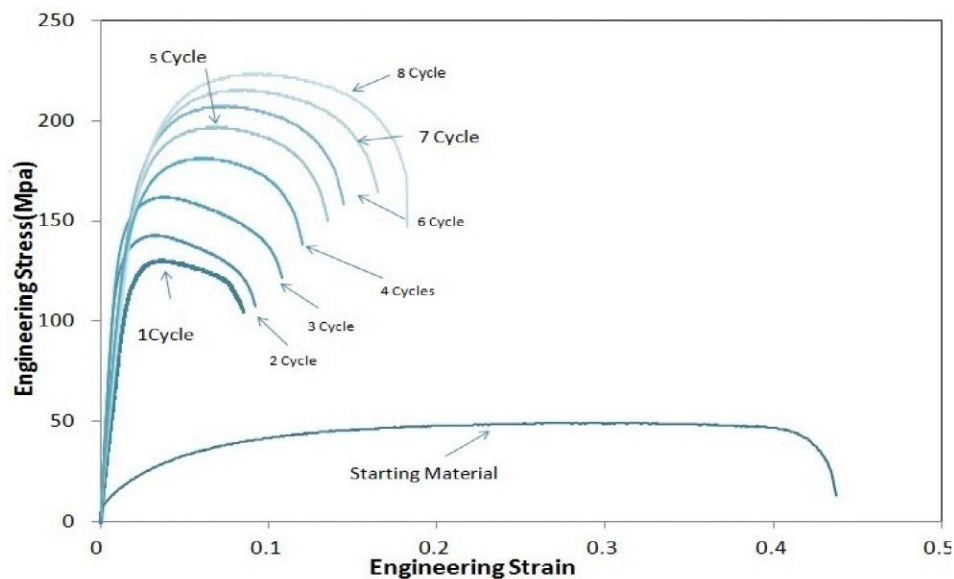
(۱) کرنش سختی یا استحکام‌دهی توسط نابجایی‌ها و (۲) استحکام‌دهی مرزخانه‌ها یا ریز شدن و نیز یک مکانیزم استحکام‌دهی کمکی بر اساس میزان منابع نابجایی‌ها در ماده، تحت تاثیر قرار می‌گیرد. با توجه به اینکه در مراحل اول اعمال کرنش، نرخ کار سختی بالا می‌باشد، از اینرو افزایش استحکام در مراحل اول تا سوم فرآیند ARB بواسطه کارسختی در ماده می‌باشد [۲۱-۱۷]. البته شایان ذکر است که شکل‌گیری دانه‌های زیرمیکرون و یا سلول-های نابجایی، کمی از سهم استحکام‌دهی را بر عهده دارند [۲۱-۱۷]. افزایش استحکام از سیکل سوم به بعد بواسطه اثر ساختار دانه‌ای است و با افزایش مراحل فرآیند ARB یا میزان کرنش، تکامل تدریجی و شکل‌گیری ساختارهایی با دانه بندی فوق‌ریز و نانو موجب افزایش استحکام می‌شود، در حالیکه اثر کرنش سختی یا کارسختی با افزایش مراحل ARB کاهش می‌یابد، چرا که تعداد دانه‌های فوق-ریز و نانو با مرزهای با زاویه بدآرایی بزرگ با افزایش مراحل فرآیند ARB افزایش می‌یابد. رفتار استحکام بخشی در کرنش‌های بالا در مواد فوق ریز (UFG) که توسط فرآیند تغییرشکل پلاستیک شدید تولید می‌شوند در پاس‌های بالا یک حالت اشباع از خود نشان می‌دهند که توسط (Xing) گزارش شده است [۸]. این پدیده به دلیل رسیدن میزان نابجایی‌ها به حالت پایدار در درون ساختار می‌باشد. نتایج نشان می‌دهد که استحکام آلومینیوم خالص به یک ماکزیمم مقدار در پاس ۶ می‌رسد و در پاس‌های بالاتر تقریباً یک حالت ثابت را از خود نشان می‌دهد. در حالی که استحکام کامپوزیت ۱Vol SiC - ۱Vol Mg - Al- / Vol ۱Mg - Al تولیدشده توسط فرآیند ARB، به‌گونه پیوسته تا پاس ۸ افزایش می‌یابد.



شکل ۳- تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی، پراکندگی برگشتی، ریزساختار کامپوزیت Al-1vol% Mg - 1vol% SiC تولید شده توسط فرآیند ARB در پاس‌های الف (دوم، ب) سوم و ج) هشتم



شکل ۴- نمودار تنش کرنش مهندسی آلومینیوم خالص در مراحل مختلف فرآیند ARB



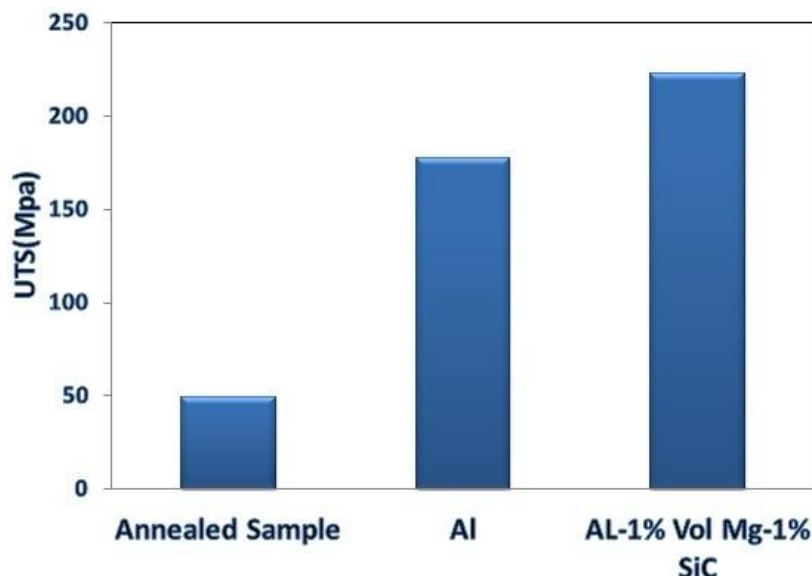
شکل ۵- نمودار تنش کرنش مهندسی کامپوزیت Al-1%vol Mg-1%vol SiC در مراحل مختلف فرآیند از ARB

توزیع گشته و به این ترتیب بخشی از این بار توسط ذرات تحمل می‌شود [۲۳].

در مکانیزم دوم حضور ذرات تقویت‌کننده باعث افزایش دانسیته نابجایی‌ها می‌شود. اعمال تغییرشکل کامپوزیت‌ها باعث ایجاد نابجایی‌هایی در اطراف ذرات تقویت‌کننده می‌شود که نقش آنها خنثی کردن شیب کرنشی ایجاد شده در این نواحی است [۱۳]. علاوه بر آن با انجام تغییرشکل در اثر حضور این ذرات (منابع فرانک-رید) دانسیته نابجایی‌ها افزایش می‌یابد. این ذرات به عنوان موانعی برای حرکت نابجایی‌ها عمل می‌کنند از طرفی حضور نابجایی‌های بیش‌تر در ساختار و اندرکنش بین آنها، باعث پدیده کارسختی در کامپوزیت می‌شود و حضور ذرات باعث افزایش تنش آستانه (Threshold stress) برای لغزش نابجایی‌ها شده و به علت تولید نابجایی‌های اضافی در اطراف ذرات، قابلیت حرکت نابجایی‌ها طی تغییر فرم پلاستیک کم می‌شود. بنابراین، این اثر منجر به افزایش استحکام و کاهش انعطاف‌پذیری کامپوزیت‌های Al-Mg-SiC نسبت به Al خالص ARB شده می‌شود.

اثر ذرات تقویت‌کننده بر خواص کششی آلومینیوم

مطابق شکل ۶ دیده می‌شود که میزان استحکام کششی بعد از ۸ مرحله فرآیند ARB بر روی ورق Al خالص از ۴۹/۱۸ MPa به ۱۷۷ MPa رسیده است که این میزان ۳/۶ برابر استحکام کششی ورق‌های اولیه قبل از فرآیند ARB می‌باشد. در حالیکه استحکام کششی کامپوزیت Al-1% Vol Mg-1% Vol SiC پس از مرحله هشتم از فرآیند ARB برابر با ۲۲۳ Mpa می‌باشد، که ۴/۵۳ برابر بزرگتر از آلومینیوم آنیل شده و ۱/۲۵ برابر بزرگتر از آلومینیوم ARB شده می‌باشد. بنابراین می‌توان نتیجه گرفت که حضور ذرات Mg و SiC در زمینه آلومینیوم در مکانیزم استحکام‌دهی کامپوزیت Al-SiC-Mg ضمن فرآیند ARB مؤثر می‌باشد و می‌تواند خواص مکانیکی را بطور قابل توجهی تغییر دهد. همان‌گونه که در کل استحکام دهی ذرات تقویت‌کننده توسط دو مکانیزم انتقال بار توسط ذرات و افزایش دانسیته نابجایی صورت می‌گیرد [۲۲] هنگامی که اتصال خوبی بین زمینه و تقویت‌کننده برقرار باشد، بار خارجی بین اجزاء فاز دوم



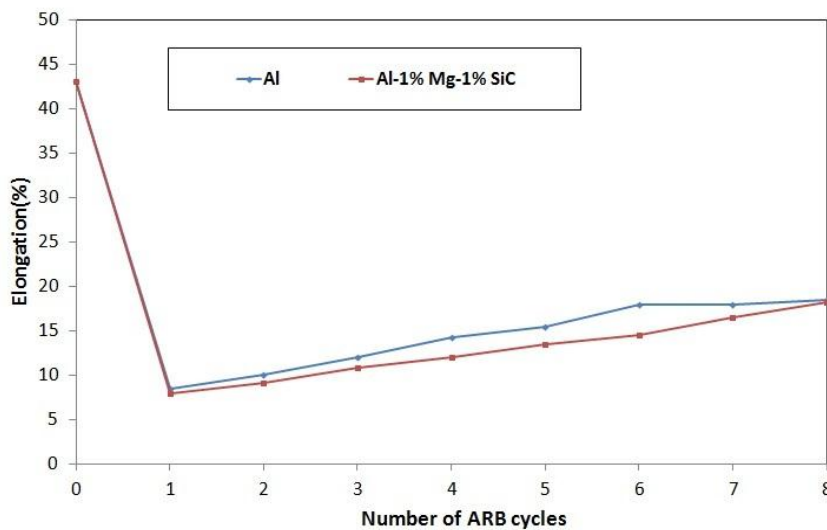
شکل ۶- نمودار تغییرات استحکام کششی آلومینیوم خالص و کامپوزیت‌های ۱ vol SiC- ۱ vol Mg- ۱ vol Al پس از پاس هشتم فرآیند ARB

یکنواخت ذرات در زمینه و حذف تخلخل‌ها نسبت داد. البته ریزش دانه‌ها نیز می‌تواند عامل افزایش انعطاف-پذیری با افزایش تعداد پاس از فرآیند ARB در هر دو نوع ماده باشد، [۱۲-۱۴]. همان‌گونه که در شکل نشان داده شده است میزان انعطاف‌پذیری کامپوزیت- ۱ vol Mg- ۱ vol Al- ۱% Vol SiC تولید شده به روش ARB از آلومینیوم ARB شده اندکی کمتر می‌باشد. در این میان کاهش انعطاف‌پذیری در نمونه‌های کامپوزیت را می‌توان به توزیع غیر یکنواخت ذرات Mg و SiC در پاس‌های اولیه و هم-چنین حضور تخلخل بیش‌تر در اطراف ذرات و در فصل مشترک بین ذرات و زمینه آلومینیوم نسبت داد [۲۵-۲۴].

اثر ذرات تقویت کننده بر انعطاف‌پذیری آلومینیوم

مطابق شکل ۷ ملاحظه می‌شود که میزان ازدیاد طول در ورق‌های Al خالص، بعد از یک سیکل، به طور چشم‌گیری از ۴۳٪ به ۸/۵٪ کاهش و سپس تا ۱۸٪ افزایش می‌یابد.

هم‌چنین در کامپوزیت ۱% Vol Mg- ۱% Vol SiC- ۱% Al میزان ازدیاد طول بعد از یک سیکل کاهش می‌یابد و بطور پیوسته تا ۱۸.۵٪ بعد از ۸ سیکل افزایش می‌یابد. از طرف دیگر همان‌گونه که در شکل ۷ ملاحظه می‌شود پس از سیکل ۱ با افزایش پاس ARB انعطاف‌پذیری به آرامی افزایش می‌یابد. علت افزایش انعطاف‌پذیری با افزایش پاس را می‌توان به بهبود و ایجاد باندهای مناسب، توزیع

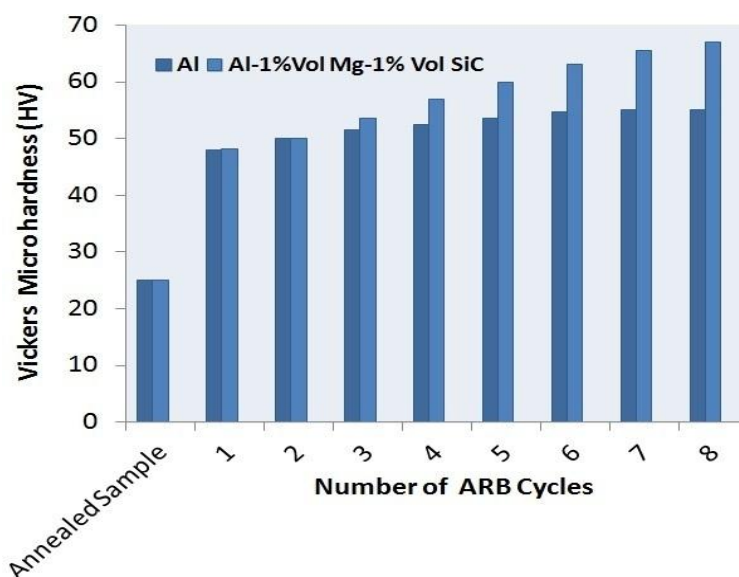


شکل ۷- نمودار تغییرات انعطاف‌پذیری آلومینیوم کامپوزیت‌های Al-Mg-SiC در مراحل مختلف از فرآیند ARB

سلولی)، نسبت داده شده است. همچنین با توجه به رابطه هال-پچ ($H=H_0+Kd^{-1/2}$) و نیز کاهش اندازه دانه‌ها ضمن فرآیند ARB، کاهش تخلخل توزیع ذرات Mg و SiC در زمینه کامپوزیت، افزایش سختی (شکل ۸) با افزایش مراحل فرآیند ARB مشاهده می‌گردد. همچنین حضور ذرات Mg و SiC و افزایش کرنش‌های موضعی در اطراف این ذرات باعث افزایش سختی کامپوزیت Al-Mg-SiC نسبت به آلومینیوم ARB شده است [۲۶]. به‌گونه کلی رفتار سخت‌شدن یک حالت اشباع یا ثبات سختی در مواد با دانه‌بندی فوق ریز و نانو که توسط فرایندهای تغییر پلاستیک شدید (SPD) ساخته می‌شوند، نشان می‌دهد دلیل مطرح شده برای وقوع این پدیده رسیدن چگالی نابجایی‌ها به حالت پایدار می‌باشد. [۲۷-۲۸]. از طرفی در کامپوزیت Al-Mg-SiC با افزایش تعداد پاس‌های نورد به تدریج پودر از فصل مشترک به داخل زمینه رسوخ کرده و در تمام حجم فلز به صورت یکنواخت توزیع می‌گردد. بنابراین در مراحل بالای فرآیند ARB مقادیر سختی به سمت یک مقدار ثابت یکنواخت میل می‌کند.

سختی

میانگین اندازه‌گیری‌های ریزسختی در صفحه RD-ND (صفحه معادل RD-ND نیست بلکه منظور در صفحه RD-ND است) برای آلومینیوم خالص و کامپوزیت تولیدشده Al-Mg-SiC به صورت تابعی از تعداد پاس در شکل ۸ نشان داده شده است. مطابق شکل یک افزایش قابل توجه ریزسختی نمونه‌ها با افزایش مراحل فرآیند ARB و میزان کرنش قابل مشاهده می‌باشد. در این میان چنانکه مشاهده می‌شود بیش‌ترین افزایش سختی در نمونه‌ها در مرحله اول حاصل شده است. اما میزان نرخ افزایش سختی در مراحل بعدی با افزایش میزان کرنش، کاهش می‌یابد. ملاحظه می‌گردد با ادامه فرآیند، میزان سختی تا پاس چهارم به میزان جزئی افزایش می‌یابد، سپس به یک حالت ثابت رسیده و در نهایت پس از پاس هشت، میزان سختی برای آلومینیوم خالص و کامپوزیت Al-Mg-SiC به ترتیب به ۵۵ و ۶۷/۵ ویکرز می‌رسد. در این میان افزایش سریع سختی در کرنش‌های نسبتاً پایین بیش‌تر به کارسختی، (ناشی از دانسیته نابجایی‌ها و برخورد بین آنها و همچنین شکل‌گیری مرزدانه‌های فرعی/دیوار



شکل ۸ - نمودار تغییرات سختی Al خالص و کامپوزیت‌های Al-Mg-SiC از صفحه RD-ND در مراحل مختلف از فرآیند ARB

Reference

1. I.A.Ibrahim, F. A. Mohamed, , E. j, Lavernia, "Particulate reinforced metal matrix composites a review" Journal of materials science vol. 26, pp.1137-1156,1991.
2. ع.یزدانی، "تولید کامپوزیت‌های نانوساختار آلومینیوم-کاربید بور به روش اتصال تجمعی نورد"، نشریه مواد نوین، دوره اول، شماره ۳، ص ۲۳-۳۲
3. S.V.Prasad, R.Asthana, "Influence of grain refiner and modifier on the microstructure and mechanical properties of A356 alloy" International Journal of Engineering Science and Technology, Vol. 2(9), pp.4487-4493,2010.
4. SV .Kamat, JP .Hirth, R.Mehrabian, "Mechanical properties of particulate reinforced aluminum-matrix composite". Acta metall Vol. 37, pp. 2395-2402,1989.
5. س.م.زبرجد، ح. خدیوی‌آیسک، ن.ساسانی، ا.ظهوروحیدکریمی، "مقدمه‌ای بر مواد پیشرفته" انتشارات دانشگاه فردوسی مشهد، ص ۱۶۵-۱۶۸، ۱۳۸۹
6. Y.Saito, N.Tsuji, H.Utsunomiya, T.Sakai, , R.G. Hong, "Ultra-fine

نتیجه‌گیری

1. استحکام کششی نهایی آلومینیوم ARB شده و کامپوزیت Al-1% Vol Mg-1% Vol SiC تولیدشده با افزایش تعداد پاس فرآیند ARB افزایش می‌یابد. به‌گونه‌ای که استحکام کششی آلومینیوم آنیل شده از میزان ۴۳/۹ MPa به میزان ۱۷۷ MPa پس از هشت مرحله فرآیند ARB می‌رسد. این در حالیست که استحکام کششی کامپوزیت Al-1% Vol Mg-1% Vol SiC پس از پاس هشتم به ۲۲۳ Mpa خواهد رسید.
2. انعطاف پذیری کامپوزیت‌های Al-Mg تولید شده و آلومینیوم خالص پس از اعمال مرحله اول فرآیند ARB به شدت کاهش یافته و سپس با افزایش مراحل فرآیند ARB به میزان جزئی افزایش می‌یابد.
3. سختی نمونه‌های آلومینیوم خالص و نمونه‌های کامپوزیت Al-1% Vol Mg-1% Vol SiC تولید شده با افزایش مراحل فرآیند ARB افزایش می‌یابد. میزان سختی ورق آلومینیومی از ۲۵ ویکرز در ورق آنیل اولیه به میزان ۵۵ ویکرز و سختی کامپوزیت Al-1% Vol Mg-1% Vol SiC به ۶۷/۵ ویکرز در مرحله هشتم فرآیند ARB رسیده است.

15. M.Rezayat, A.Akbarzadeh, A.Owhadi, "Production of high strength Al–Al₂O₃ composite by accumulative roll bonding", *Composites, part A*, vol.43, pp.261-267,2012.
 16. R.Jamaati, S.Amirkhanlou, M.R.Toroghinejad, B.Niroumand, "Effect of particle size on microstructure and mechanical properties of composites produced by ARB process" *Materials science and engineering A*, vol.528, pp.2143-2148,2011.
 17. 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, No. 9, pp.1221-1227,1998.
 18. J.Gubicza, N.Q.Chinh, T.Csanádi, T.GLongdon, T.T.Ungar, "Microstructure and strength of severely deformed fcc metals", *Materials Science and Engineering A*, No.462, pp. 86-90,2007.
 19. Y.M.Wang, E. Ma, "Three strategies to achieve uniform tensile deformation in a nanostructured metal", *Acta Materialia*, No. 52, pp.1699–1709,2004.*Engineering A*,xxxx
 20. G.EDIeter, "Mechanical Metallurgy", McGraw-Hill, NewYork, pp. 570,1976.
 21. Z.P.Xing, X.Huang, H.W. Kim, "Structure and properties of AA3003 alloy produced by accumulative roll-bonding process", *Jornal of Materials Science*, vol.37, pp.717-722,2002.
 22. RM.Aikin, L.Christodoulou, "The role of equiaxed particles on the yield stress of composites" *Scripta materialia*, vol.25, pp9-14,1991.
 23. M.Kouzeli, A. Mortensen, "Size dependent strengthening in particle reinforced Aluminium", *Acta materialia*, vol.50, pp.39-51,2002.
 24. Y.Sahin, "Preparation and some properties of SiC particle reinforced grained bulk Aluminium produced by accumulative roll bonding (ARB) Process", *Scripta Materialia* vol.39, pp.1221-1227,1998.
 7. M.Eizadjou, H.Danesh Manesh, K.Janghorban, "Microstructure and mechanical properties of ultra-fine grains (UFGs) aluminum strips produced by ARB process". *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 474, pp. 406-415.2009
 8. Y.Saito, H.Utsunomiya, N.Tsuji, Sakai, T. "Novel ultra-high straining process for bulk materials development of the accumulative roll bonding (ARB) process" *Acta Mater.* vol. 47, No. 2, pp. 579-583,1999.
 9. K.Kitazono, E.Sato, K.Kuribayashi. "Novel manufacturing process of closed-cell aluminum foam by accumulative roll-bonding *Acta materialia* vol.50, pp.495-498.2004.
 10. Lee S, Lee CH, Chang SY. *Materials science forum* 2004;452:613-616.
۱۱. م.خلخالی. تولید فوم و کامپوزیت زمینه فلزی به وسیله فرآیند اتصال نوردی انباشتی. دانشگاه صنعتی شریف ۱۳۸۷.
12. M. Alizadeh, M. H. Paydar, "Fabrication of nanostructure Al/SiCP composite by accumulative roll-bonding (ARB) process" *Journal of alloys and compounds*, vol.492, pp.231-235,2010.
 13. R.Jamaati, M.R. Toroghinejad, "Manufacturing of high-strength aluminum/alumina composite by accumulative roll bonding" *Materials science and engineering A*, vol. 527, pp.4146-4151.2010
 14. C.Lu, K.Tieu, D.Wexler "Significant enhancement of bond strength in the accumulative roll bonding process using nano-sized SiO₂ particles" *Journal of materials processing technology*, vol.209, pp4830-4834, 2009.

- angular pressing to high total strains”, *Materials Science and Engineering A* 281, pp. 82-87, 2000.
28. A.Gholinia, P.B.Prangnell, M.V. Markushev, “ The effect of strain path on the development of deformation structures in severely deformed aluminium alloy s processed by ECAE” ,*Acta Mater*, vol.48, pp 1115-1130, 2000.
- aluminium alloy composites *Materials and design*” vol.24, pp.671-679, 2003.
25. C.Kwan, Z.Wang , *Journal of materials science (full set)* vol.43, pp.5045-5051, 2008.
۲۶. م.علیزاده، "ساخت و بررسی کامپوزیت‌های Al-SiC با استفاده از فرآیند اتصال نوردی تجمعی و بررسی مکانیزم‌های استحکام‌دهی در آنها". پایان نامه دکترا مهندسی مواد، دانشگاه شیراز، ۱۳۸۸.
27. K.Nakashima, Z.Horita, M.Nemoto, T.G.Longdon, “Development of a multi pass facility for equal-chanel