

تولید و مشخصه یابی کامپوزیت‌های $\text{Cu}/\text{Al}/\text{Al}_2\text{O}_3$ تولید شده به روش اتصال نورد تجمعی (ARB)

امید حاتمی^۱، کامران امینی^{۲*}، حمید غیور^۳

چکیده

در پژوهش حاضر از فرآیند ARB به منظور تولید نانو کامپوزیت $\text{Cu}/\text{Al}/\text{Al}_2\text{O}_3$ استفاده شده است. فرآیند نورد بدین ترتیب صورت گرفت که پس از آماده سازی سطحی ورق‌ها، سه ورق آلومینیوم بین چهار ورق مس قرار داده شده و بین آن‌ها پودر اکسید آلومینیوم ریخته شد و این ساندویچ هفت لایه‌ای نورد شد. سپس کامپوزیت حاصل از وسط به دو نیم شده، عملیات سطحی روی آن انجام گرفت و این دو نیمه روی هم قرار گرفتند و دوباره نورد شدند. فرآیند نورد تا ۹ مرحله انجام گرفت. به منظور جلوگیری از ترک و شکست در فرآیند نورد بین هر دو مرحله نورد عملیات آنیل در دمای ۲۵۰ درجه و جهت دستیابی به آلیاژ عملیات آنیل در دمای ۸۵۰ درجه سانتیگراد انجام شد و همچنین ریزساختار و خواص کششی حین مراحل اعمالی بررسی شدند. بررسی‌های ساختاری و ریزساختاری توسط میکروسکوپ‌های نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) و همچنین آزمون XRD مورد مطالعه قرار گرفت و تغییرات خواص مکانیکی در مراحل مختلف توسط آزمون کشش و سختی سنجی اندازه‌گیری و بررسی شد. همچنین تغییرات خواص خوردگی کامپوزیت در مراحل مختلف بررسی شد. نتایج بررسی‌ها نشان می‌دهد که با تکرار مراحل فرآیند، ضخامت لایه تقویت کننده آلومینیوم کاهش یافته و در مراحل پایانی در اثر شکست در زمینه پخش می‌شود. همچنین پودر اکسید آلومینیوم به صورت یکنواختی در زمینه توزیع می‌شود. با افزایش تعداد مراحل، اندازه دانه‌های کامپوزیت نسبت به اندازه اولیه آن تا حدود ۵۵ برابر کوچک شده و در مرحله پایانی به حدود ۳۱/۲۶ نانومتر می‌رسد. با اعمال فرآیند ARB استحکام نهایی کامپوزیت نسبت به ورق‌های اولیه مس و آلومینیوم از ۲۵۲ به ۴۲۰ مگاپاسکال و سختی تقریباً از ۵۵ به ۱۴۰ ویکرز افزایش یافت. طی بررسی‌ها مشخص شد، شکل غالب خوردگی در این کامپوزیت خوردگی حفره‌ای است لذا می‌توان نتیجه گرفت، مقاومت در برابر خوردگی حفره‌ای محصولات تولید شده به روش ARB پایین است.

واژه‌های کلیدی: نانو کامپوزی $\text{Cu}/\text{Al}/\text{Al}_2\text{O}_3$ ، فرآیند اتصال نوردی تجمعی، ریز ساختار، خواص مکانیکی، خواص خوردگی.

^۱ - کارشناس ارشد، مرکز تحقیقات مواد پیشرفته، دانشکده مهندسی مواد، واحد نجف آباد، دانشگاه آزاد اسلامی، نجف آباد، ایران

^۲ - دانشیار، مرکز تحقیقات مواد پیشرفته، دانشکده مهندسی مواد، واحد نجف آباد، دانشگاه آزاد اسلامی، نجف آباد، ایران

^۳ - دانشیار، دانشکده مکانیک، واحد تیران، دانشگاه آزاد اسلامی، تیران، ایران

* - نویسنده مسوول مقاله: k_amini@iautiran.ac.ir

پیشگفتار

در سال های اخیر تحقیق روی تولید و بررسی خواص ساختاری و رفتار مکانیکی مواد نانو ذره با ابعاد زیر ۱۰۰ نانومتر ($d < 100\text{nm}$) و مواد فوق ریزدانه^۱ (UFG) ($100\text{nm} < d < 1\mu\text{m}$) پیشرفت کرده است [۱]. ویژگی های این مواد از قبیل استحکام بالا، مقاومت به سایش خوب و چقرمگی بالا علاوه بر قابلیت رفتار سوپر پلاستیسیته در دماهای کم، در نرخ های کرنش بالا نیز می باشد [۲]. روش های تولید این مواد به روش های پایین به بالا^۲ و بالا به پایین^۳ تقسیم بندی می شوند. در روش پایین به بالا مواد ریزدانه با گردآوری اتم های منحصر به فرد و یا با یکی کردن نانوذرات جامد ساخته می شوند. مثال هایی از این روش ها آلیاژسازی مکانیکی و آسیاب با گوی های زیاد^۴ می باشد که قابلیت تولید دانه هایی با اندازه ای در محدوده ۱۰ تا ۵۰ نانومتر را دارند [۳]. روش بالا به پایین متفاوت است؛ زیرا وابسته به فراهم آوردن یک جامد حجیم با اندازه دانه نسبتاً درشت و تحت عملیات قرار دادن جامد برای تولید ریزساختار بسیار ریزدانه از طریق کرنش دهی شدید و یا بارگذاری شوکی است [۲].

روش بالا به پایین، شامل روش های تولید تغییر شکل پلاستیک شدید^۵ (SPD) است. تغییر شکل پلاستیک شدید به صورت تغییر شکل به کرنش های بزرگ زیر دمای تبلور مجدد بدون عملیات حرارتی میانی تعریف می شود که می تواند منجر به ریزساختارهای بسیار ریزدانه شود. تعدادی از این روش ها مانند، تغییر شکل در کانال های مشابه زاویه دار^۶ (ECAP) [۴]، تغییر شکل پیچشی تحت فشار زیاد^۷ (HPT) [۵]، فرآیند موج دار کردن و صاف کردن متوالی^۸ (RCS) [۳] و اتصال نوردی

تجمعی^۹ (ARB) [۱، ۲، ۵] توسعه یافته اند. ARB، یک روش نسبتاً جدید است که در سال ۱۹۹۹ توسط سایتو و همکاران [۶] مطرح شد. هدف ARB، تحمیل کرنش پلاستیک بسیار بزرگ به ماده است که باعث اصلاح ساختاری و افزایش استحکام، بدون تغییر ابعاد نمونه می شود، به طوری که محدودیت هندسی در اعمال کرنش وجود ندارد. ARB نسبت به دیگر روش های SPD ویژگی های منحصر به فردی دارد. نخست، بر خلاف روش های ECAP و HPT که نیازمند ماشین آلات شکل دهی با ظرفیت بار زیاد و تجهیزات گران قیمت می باشند، فرآیند ARB می تواند با دستگاه نورد معمولی بدون هیچ تجهیزات خاصی انجام شود. ثانیاً، در مقایسه با دیگر روش ها، حجم تولید فرآیند ARB نسبتاً زیاد است؛ زیرا این روش پتانسیل تولید پیوسته ورق ها یا صفحات فلزی در مقیاس صنعتی را دارد [۳-۵].

روش اتصال نوردی تجمعی برای اولین بار روی آلیاژهای آلومینیوم مورد بررسی قرار گرفت [۴]. پس از آن مطالعات متعددی روی خواص مکانیکی، ساختاری و الکتریکی مس و آلیاژهای آن که تحت فرآیند ARB قرار گرفته بودند، انجام شد [۷]. پس از آن کامپوزیت های زمینه فلزی با ذرات تقویت کننده سرامیکی و نیز کامپوزیت های چند لایه مس/نقره و مس/آلومینیوم توسط فرآیند ARB ساخته شد و خواص آن ها مورد بررسی قرار گرفت [۸-۱۱]. ARB به صورت موفقیت آمیزی برای ساخت سیستم های چند لایه دو فلزی مختلف مثل Al/Mg [۸]، Al/Cu [۹]، Al/Ni [۱۰] و Cu/Ag [۱۱] استفاده شد. در میان تعداد زیادی سیستم دو فلزی، تا به حال تنها توجهات کمی برای بررسی سیستم های سه فلزی انجام شده است. تاکنون سیستم های سه تایی [۱۲] Al/Ni/Cu، [۱۳] Cu/Zn/Al بررسی شده اند.

در این تحقیق کامپوزیت نانو ساختار سه گانه Cu/Al/Al₂O₃ با روش اتصال نوردی تجمعی تا نه مرحله

^۱- Ultra-Fine Grain

^۲-Bottom up-

^۳-Top down-

^۴Ball milling with subsequent consolidation

^۵-Severe Plastic Deformation-

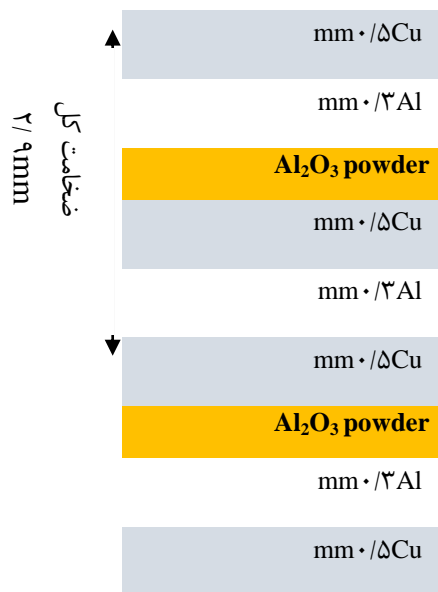
^۶-Equal Channel Angular Pressing-

^۷-High Pressure Torsion-

^۸-Repetitive Corrugation Streightening-

^۹-Accumulative Roll Bonding-

برای ساخت کامپوزیت چند لایه Cu/Al/Al₂O₃ توسط فرآیند ARB چیدمان ورق‌ها به صورتی در نظر گرفته شده که کامپوزیت با درصد وزنی 83Cu-12Al- 5Al₂O₃ به دست آید. انتخاب این درصد وزنی به منظور رسیدن به ترکیب آلیاژ آلومینیوم برنز بعد از عملیات حرارتی نمونه کامپوزیتی بود. چیدمان ورق‌ها پس از عملیات آماده‌سازی سطحی به صورت یک درمیان مطابق شکل ۱ می‌باشد.



شکل ۱- شماتیک نحوه چیدمان ورق‌های مس و آلومینیوم جهت ساخت ساندویچ اولیه با درصد وزنی 83Cu-12Al- 5Al₂O₃ قبل از فرآیند ساخت

فرآیند آماده سازی سطحی

به منظور از بین بردن آلودگی‌ها و لایه‌های اکسیدی سطحی که مانع از ایجاد جوش سرد بین لایه‌های فلزی می‌شوند، از روش‌های آماده سازی سطحی استفاده می‌شود. در فرآیند آماده سازی سطحی جهت ساخت کامپوزیت چند لایه Cu/Al/Al₂O₃ ورق‌های مس و آلومینیوم برای چربی زدایی توسط اولتراسونیک شستشو داده شده و پس از خشک شدن از یک برس سیمی برای از بین بردن لایه‌های اکسیدی سطحی و همچنین ایجاد

تولید و بررسی‌های ساختاری، ریزساختاری، مکانیکی و خوردگی بر روی کامپوزیت به دست آمده در مراحل مختلف مورد انجام شد. علت استفاده از اکسید آلومینیوم در این سیستم سه گانه به دلیل سختی بالای این ترکیب فلزی می‌باشد. این سیستم سه گانه به علت توانایی در ساخت آلیاژهای آلومینیوم برنز انتخاب شده است. به همین منظور کامپوزیت تولید شده با نه مرحله ARB تحت عملیات حرارتی برای تولید آلیاژ برنز قرار گرفت. اهمیت آلیاژهای برنز آلومینیوم در صنعت به جهت خواص منحصر به فرد آن‌ها شامل خواص مکانیکی عالی، مقاومت به خوردگی عالی و مقاومت بالا به ضربه و سایش می‌باشد که کاربرد وسیعی در صنایع هوافضا و صنایع زیر سطحی دارد.

مواد و روش‌ها

مواد مصرفی در تحقیق

ورق آلومینیوم از نوع خالص تجاری سری ۱۱۰۰ با ابعاد ۱۵۰×۳۰×۰/۳ mm³ و ورق مس از نوع خالص تجاری با ابعاد ۱۵۰×۳۰×۰/۵ mm³ و پودر اکسید آلومینیوم با ابعاد ۶۰ میکرون که ترکیب شیمیایی آن‌ها در جدول ۱ آورده شده است، به منظور ساخت چند لایه Cu/Al/ Al₂O₃ مورد استفاده قرار گرفتند.

جدول ۱- ترکیب شیمیایی و خصوصیات مواد اولیه مورد استفاده در این تحقیق

مواد	درصد خلوص (%wt.)	استحکام کششی (Mpa)	درصد ازدیاد طول (%)	سختی (HV)
آلومینیوم AA1100	۹۹% >	۱۰۱	۳۹	۲۶.۳
مس	۹۹.۹% >	۲۵۱.۹	۵۰.۴۲	۵۴.۶
پودر Al ₂ O ₃	۹۹% >	-	-	-

لایه کار سخت شده ترد و شکننده روی سطح جهت جوش سرد بین لایه ها استفاده شد و برای اجتناب از ایجاد لایه های اکسیدی مجدد بر روی سطوح ورق ها زمان نگهداری، کم تر از ۱۰ دقیقه در نظر گرفته شد.

نورد

ساندویچ اولیه مس، آلومینیوم و اکسید آلومینیوم با چیدمان ذکر شده بلافاصله بعد از آماده سازی سطحی، نورد شد. فرآیند فوق در دمای محیط و حالت خشک بدون استفاده از روانکار بر روی ساندویچ اولیه با اعمال ۶۶٪ کاهش ضخامت انجام گرفت. پس از نورد ساندویچ اولیه، فرآیند ARB به این صورت انجام شد که ساندویچ اولیه در جهت طولی به دو قسمت مساوی بریده شد و بعد از آماده سازی سطحی تحت عملیات نورد با درصد کاهش سطح مقطع ۵۰٪ قرار گرفت. عملیات اخیر تا نه مرحله تکرار گردید تا کامپوزیت نهایی Cu/Al/Al₂O₃ ساخته شد. برای جلوگیری از لغزش لایه ها بر روی هم در حین نورد که موجب ترک در لبه ها می گردد، چهار گوشه ساندویچ به کمک سیم فولادی بسته شد. همچنین با کاهش سرعت نورد یا به عبارتی کاهش نرخ کرنش در منطقه اتصال، نمونه زمان بیشتری در معرض نیروی نورد قرار گرفته و اتصال مطلوب تری ایجاد می شود. فرآیند ARB به منظور دستیابی به ساختارهای فوق ریز و نانو، نه مرحله تکرار شد. شرایط و چگونگی نورد تسمه ها در حین فرآیند ARB در جدول ۲ نشان داده شده است.

جدول ۲- شرایط و چگونگی نورد کامپوزیت در حین

فرآیند ARB

شرایط نورد	دمای نورد (°C)	سرعت نورد (rpm)	ضخامت چند لایه (mm)	ضخامت اولیه ساندویچ (mm)
خشک (بدون روغن کاری)	۲۰-۲۵	۱۵	۱	۲/۹

عملیات حرارتی کامپوزیت تولید شده با نه سیکل ARB

در این مرحله به منظور به دست آوردن آلیاژ آلومینیوم برنز از نمونه تولید شده با نه سیکل ARB، از فرآیند آنیل استفاده شد که شامل قرار دادن نمونه کامپوزیتی در دمای ۸۵۰ درجه سانتیگراد به مدت نیم ساعت در کوره و سپس کوئنچ در آب بود. همچنین از آنجا که در فرآیند نورد تنش زیادی به نمونه وارد می شود و موجب ترک و شکست می گردد. عملیات حرارتی در دمای ۲۵۰ درجه سانتیگراد به مدت نیم ساعت بر روی نمونه پس از هر دو سیکل انجام می شود.

نمونه ها پس از مانت و سنباده زنی (با سنباده های شماره ۸۰ تا ۲۵۰۰) و پولیش با خمیر الماس برای بررسی ریزساختار و ترکیب شیمیایی آماده سازی شدند. برای این منظور از میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی مجهز به EDS و XRD استفاده شد.

آزمایش های انجام شده

بررسی تغییرات ساختاری و ریزساختاری

بررسی تغییرات ریزساختاری، نحوه توزیع لایه های آلومینیوم و پودر اکسید آلومینیوم در زمینه مس در مراحل مختلف فرآیند ARB، همچنین سطح شکست نمونه ها و مکانیزم شکست آن ها با استفاده از دستگاه میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مدل EVO-MA25 مجهز به EDS انجام شد. نمونه ها با مقطع زدن ورقه کامپوزیتی Cu/Al/Al₂O₃ با استفاده از ماشین برشی، برشکاری و سپس مانت گردید و سنباده زنی با سنباده های ۸۰ تا ۲۵۰۰ به همراه پولیش صورت گرفت.

آزمون پراش پرتو X

آزمایش های پراش پرتو X، توسط دستگاه XRD تحت نرم افزار 8 Advanced انجام شد. آزمایش XRD روی صفحه فرضی RD-ND نمونه ها با پراش سنج D8 Bucker با تشعشع Cu K_α در محدوده ۲θ=۳۵-۸۰° و با گام روبش و زمان پرتو دهی هر گام روبش به ترتیب برابر با ۰/۰۵ و

دانسیتته جریان شروع به ثابت شدن می‌کند، i_p - دانسیته جریان پسیو و i_{corr} - دانسیته جریان خوردگی از منحنی‌های پلاریزاسیون استخراج شدند.

نتایج و بحث

آنچه در طی مراحل مختلف نورد به دست آمد، حاکی از ایجاد موفقیت آمیز کامپوزیت بود که در ذیل خواص آن بررسی می‌گردد.

بررسی ریزساختار توسط میکروسکپ الکترونی روبشی

همان‌گونه که در تصویر ۲ مشاهده می‌گردد، پیوستگی لایه‌های آلومینیوم تا سیکل‌های بالا حفظ شده است که این به علت نسبت ضخامت بالای فاز سخت تر (مس) می‌باشد [۱۱]. همچنین مشاهده می‌شود که با افزایش تعداد مراحل ARB لایه‌های Al در زمینه Cu پخش می‌شوند که در سیکل نهایی، پخش شدن یکنواخت لایه‌های Al در زمینه مس مشاهده می‌شود. تغییر شکل لایه‌های تشکیل دهنده در سیکل‌های پایین یکنواخت است در حالی که در سیکل‌های بالای ARB، ساختار موجی شکل می‌شود که به علت افزایش کرنش حین سیکل‌های اعمالی می‌باشد. در شکل ۲ ملاحظه می‌گردد که پس از نه سیکل از فرآیند ARB کامپوزیتی با زمینه مس و لایه‌های مجزای آلومینیوم و پودر اکسید آلومینیوم که به صورت نسبتاً یکنواخت در زمینه پخش شده‌اند، حاصل شده است (شکل ۲-۹C). به طور کلی در حین تغییر شکل پلاستیک همزمان فلزات غیر مشابه ناپایداری‌های پلاستیکی به واسطه اختلاف در خواص مکانیکی لایه‌های موجود (لایه Cu و لایه Al) موجب گلوبی شدن و شکستن فاز سخت تر می‌شود [۱۱]. بررسی شکل ۲ نشان می‌دهد که لایه‌های مس به صورت اساسی بعد از شش مرحله گلوبی می‌شوند [۱۲-۱۳]. ناپایداری پلاستیکی متأثر از نسبت ضخامت اولیه، ضرایب استحکام و اجزاء کرنش سختی^۱ لایه‌ها است [۱-۱۴]. مشاهده می‌گردد که مس جزء کار سختی (۰/۴۷۸) و استحکام کششی (۲۵۱/۹ MPa) بزرگ‌تری را در مقایسه با Al

۱ sec/step انجام شد. نهایتاً الگوی XRD با نرم افزار X-PetrHighScore آنالیز شد و فازهای ریزساختاری کامپوزیت تشخیص داده شدند. اندازه دانه نمونه از الگوی XRD با اعمال روش کلاسیک ویلیامسون-هال محاسبه شد [۱۴]:

$$\beta = \frac{1}{D} + 2\varepsilon K$$

که در آن ε بزرگی کرنش‌های شبکه‌ای ایجاد شده، D اندازه کریستال، β عرض پیک پراش در نصف ماکزیمم شدت و K برابر با معکوس فاصله بین صفحات کریستالی است.

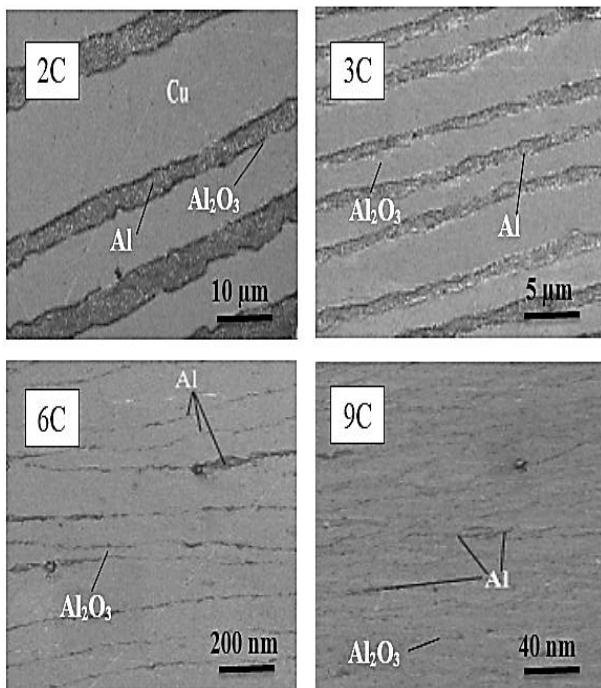
بررسی خواص خوردگی

نمونه‌های کامپوزیتی ساخته شده با ۱، ۳، ۵، ۷ و ۹ مرحله نورد برای بررسی رفتار خوردگی آماده سازی شدند. مقاومت به خوردگی کامپوزیت‌های تولید شده در سیکل‌های مختلف در محیط ۳/۵٪ NaCl توسط دستگاه پلاریزاسیون پتانسیواستات اندازه گیری شد. دستگاه مورد استفاده در این تحقیق دستگاه پتانسیواستات EG&G مدل ۲۲۷۳ با نرم افزار PowerSuite، یک آنالیز کننده پاسخ فرکانس مدل ۱۰۲۵، یک سل و همچنین یک الکتروود مرجع نقره/کلرید نقره (Ag/AgCl)، الکتروود کمکی پلاتینی و نمونه‌های کاری مورد تحقیق می‌باشند.

برای اندازه گیری خوردگی الکتروشیمیایی، نمونه‌های دایره‌ای شکل به قطر ۱۰ mm از هر کدام از سیکل‌ها در مسیر نورد بریده و سپس یک سیم روکش دار مسی به قطعه‌ها وصل شد. نمونه‌ها و سیم‌های اتصال مسی با دقت با عایق الکتریکی پوشش داده شدند، به طوری که فقط 1 cm^2 از سطح الکتروود کاری بیرون بماند. قبل از هر آزمون، نمونه‌ها سنباده زده شدند. همه آزمون‌های خوردگی برای هر سیکل به تعداد دو نمونه در آب دریای مصنوعی (۳/۵٪ NaCl) برای اطمینان از تکرارپذیری نتایج انجام شدند. در پایان منحنی‌های پلاریزاسیون به دست آمده، ثبت گردیدند. تمامی آزمون‌ها در دمای محیط انجام شدند. پارامترهای مهم الکتروشیمیایی شامل E_{corr} - پتانسیل خوردگی (پتانسیل جریان صفر)، E_p - پتانسیل پسیو شدن (اولین مقدار پتانسیلی که در آن

^۱-Strain hardening exponents

مشاهده شده است [۱۵،۲]. این نوع شکست با تشکیل و به هم پیوستن میکرو حفرات در اثر ترک و انرژی فعال سازی بسیار محدود نابجایی اتفاق می افتد [۱۶]. به هر حال واضح است که با افزایش تعداد مراحل ARB مکانیزم شکست کامپوزیت به علت تغییر اندازه، جهت گیری و عمق حفره تغییر می کند. با پیشرفت فرآیند ARB اندازه حفره کاهش می یابد، همچنین حفره های هم محور به حفره های برشی تبدیل می شوند و حفره ها، به عمیقی حفره ها در کامپوزیت مراحل های اولیه نیستند. همچنین گفته می شود که مکانیزم شکست با افزایش مراحل ARB به شکست داکتیل برشی تغییر می یابد. تصاویر مراحل دیگر، نشان می دهد که کیفیت اتصال فصل مشترک Cu/Al به تدریج با افزایش مراحل ARB بهبود می یابد، به طوری که فصل مشترک های Cu/Al در نمونه شش مرحله ARB شده به سختی قابل تشخیص اند.

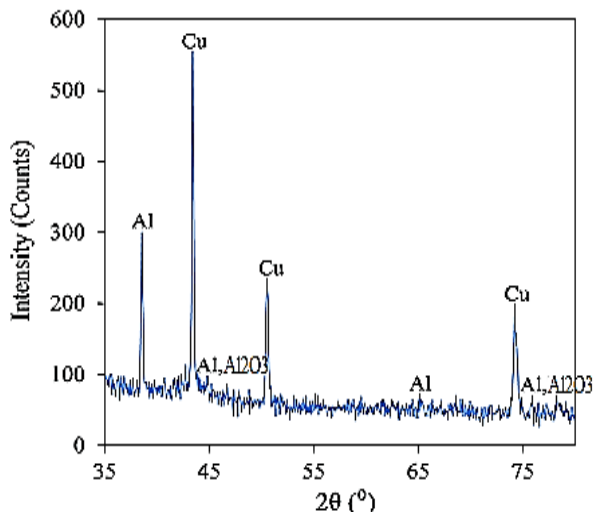


شکل ۲- تصاویر SEM سطح مقطع نمونه های ARB شده بعد از ۲، ۳، ۶ و ۹ مرحله

(۲۸۴/۰ و ۱۰۱ MPa) دارد. بنابراین گلویی شدن مس به عنوان فاز سخت تر معقول است. گلویی شدن فاز سخت در سیستم سه فلزی $Al/Ni/Cu$ [۱۲] که نورد سرد در آن ها سبب گلویی شدن هر دو لایه Ni و Cu و در سیستم $Cu/Al/Zn$ سبب گلویی شدن Cu می شود، گزارش شده است [۱۳]. این مطالعات نشان داده است که توسعه گلویی شدن در فاز سخت همزمان با شکست برشی لایه نرم توسط باندهای برشی ایجاد شده در فصل مشترک مس/آلومینیوم در زاویه 45° مسیر نورد اتفاق می افتد و این شکست برشی به نوبه خود منجر به شکست لایه های فاز سخت می شود. رخ دادن شکست در لایه های Al قبل از لایه Cu ممکن است به علت نسبت ضخامت بالاتر لایه Cu به ضخامت کل باشد. هر چه کسر حجمی فاز سخت بیشتر شود، میزان گلویی شدن و شکست کاهش می یابد. این نتیجه در تطابق با یافته های لی و همکاران [۱۵] است که نشان دادند، هر چه نسبت فاز سخت به فاز نرم بیشتر شود، کرنش بحرانی گلویی شدن در چند لایه ها افزایش می یابد. شایان ذکر است که به واسطه اختلاف در خواص مکانیکی لایه آلومینیوم با لایه مسی، خرد شدن لایه آلومینیوم در زمینه مس به صورت ناهمگن می باشد؛ اما با افزایش مراحل فرآیند ARB و در نتیجه آن کاهش اختلاف خواص مکانیکی لایه های آلومینیوم و زمینه مسی (رفتار کرنش سختی مس و آلومینیوم)، تغییر شکل لایه های تقویت کننده آلومینیوم در زمینه Cu همگن می شود. بعد از شش مرحله یک ساختار لایه ای قابل رؤیت است. در حالی که توزیع نسبتاً یکنواختی از لایه Al و پودر Al_2O_3 بعد از نه مرحله به دست آمده است. در طول فرآیند ARB فصل مشترک Cu/Al و Cu/Al_2O_3 تولید شده با هر مرحله به سختی قابل مشاهده است که نشان دهنده ی اتصال خوب ایجاد شده توسط فرآیند ARB است.

همچنین در شکل ۳ سطح شکست نمونه ها مورد بررسی قرار گرفته است. سطح شکست کامپوزیت در مرحله اول یک شکست داکتیل معمول که دارای دیمپل های هم محور است را نشان می دهد. شست داکتیل در بیش تر مواد، یک ظاهر فیبری خاکستری با دیمپل های هم محور یا شبه کرووی دارد [۱۶]. این مدل شکست در دیگر بررسی های مواد تحت تغییر شکل پلاستیک شدید

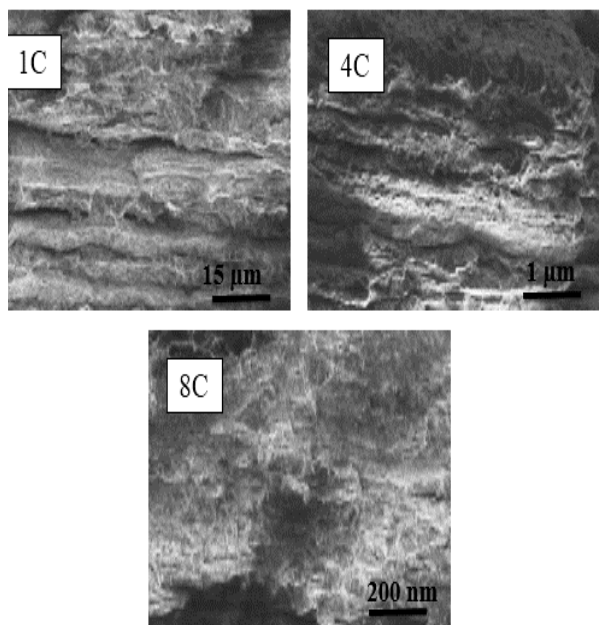
کامپوزیت‌های تولید شده با سه، شش و نه مرحله ARB اندازه متوسط دانه‌ها به ترتیب ۱۳۸، ۶۸/۸۶ و ۳۱/۲۶ نانومتر است.



شکل ۴- الگوی XRD از سطح مقطع کامپوزیت در مرحله نهم ARB

همان‌گونه که در محاسبات و شکل ۵ دیده می‌شود، در سومین مرحله فرآیند ARB، زمینه مس درشت دانه به ساختاری با اندازه دانه حدود ۱۳۸ نانومتر تبدیل می‌شود. با افزایش تعداد مراحل، اندازه دانه زمینه مس کاهش یافته و بعد از نه مرحله به حدود ۳۱ نانومتر می‌رسد.

نتایج نشان می‌دهد که فرآیند ARB تا نه مرحله به طور موفقیت آمیزی یک کامپوزیت با دانه بندی نانو را ایجاد کرده است. این نتایج نشان می‌دهد که بعد از یک اصلاح سریع، نرخ اصلاح کاهش می‌یابد و در مراحل بالا، اندازه دانه به یک حالت تقریباً اشباع می‌رسد. گزارش شده که واکنش‌های نابجایی‌ها در طول تغییر شکل که بازیابی دینامیک نامیده می‌شود، نرخ اصلاح اندازه دانه را کاهش می‌دهد [۸]. نقش اصلی بازیابی دینامیک نابودی نابجایی است و چون نرخ بازیابی دینامیک متناسب با دانسیته نابجایی ماده است، نرخ بازیابی دینامیک با افزایش کرنش افزایش می‌یابد و باعث کاهش نرخ اصلاح دانه در کرنش‌های بزرگ می‌شود. بنابراین مشاهده اصلاح دانه شدید در مراحل اولیه فرآیند ARB و کاهش نرخ اصلاح در مراحل بعدی، قابل قبول است [۸]. اصلاح ساختاری می‌تواند بر حسب تقسیم دانه در مقیاس زیر میکرون



شکل ۳- تصاویر SEM سطوح شکست کامپوزیت Cu/Al/Al₂O₃ در فرآیند ARB

نتایج XRD

تست XRD شکل ۴ نشان دهنده آن است که هیچ فازی به جز Cu، Al و Al₂O₃ در کامپوزیت مشاهده نشده است؛ چون فرآیند ARB در دمای اتاق انجام شده و بنابراین هیچ واکنش شیمیایی بین عناصر صورت نپذیرفته است. در طول فرآیند ARB به دلیل اصطکاک بین ورق‌ها و غلتک‌ها به دلیل شرایط عدم استفاده از روانکار دما از دمای اتاق تا حدود ۱۰۰ °C افزایش می‌یابد؛ اما این میزان افزایش دما برای واکنش شیمیایی کافی نیست.

تعیین اندازه بلور زمینه مس توسط آزمون پروفایل قله پراش پرتو X (XRD با پرتو Cu K α) انجام شد. در حقیقت، پهن شدگی اندک قله‌های XRD در مرحله ۹ نشان می‌دهد که اندازه بلور کامپوزیت تولیدی بسیار کوچک است و یا ماده شامل نواقص شبکه است. اندازه بلورک‌ها و کرنش شبکه می‌تواند به صورت جداگانه با روش کلاسیک Williamson-Hall که بر اساس عرض کل در نصف ارتفاع (FWHM) یا عرض انتگرال است تعیین شود. الگوی XRD و نمودار Williamson-Hall کامپوزیت‌های تولید شده با سه، شش و نه مرحله ARB در شکل ۵ (a و b) نشان داده شده‌اند. از تقاطع نمودار Williamson-Hall متوسط اندازه دانه محاسبه شده برای

ج) قفل شدن نابجایی ها توسط ذرات Al_2O_3 : با انجام نه مرحله فرآیند ARB توزیع یکنواختی از ذرات Al_2O_3 در زمینه به دست می آید. ذرات Al_2O_3 می توانند به صورت موانعی برای حرکت نابجایی ها در نظر گرفته شده و تجمع نابجایی ها را افزایش دهند. دانسیته بالای نابجایی ها باعث نرخ بیش تر نفوذ می شود. بنابراین مرزهای زیر دانه (تشکیل شده به وسیله چیدمان مجدد نابجایی ها) در مرز دانه ها با زوایای بدآرایی بزرگ تشکیل می شوند و بنابراین اصلاح دانه راحت می شود [۱۴].

د) تشکیل ساختار لایه ای: بعد از نه سیکل فرآیند ARB ضخامت لایه مس و آلومینیوم به ترتیب به طور میانگین به $15/4$ و $1/02$ میکرومتر می رسد. مطابق با تحقیقات قبلی [۱۷]، فصل مشترک این لایه ها به صورت موانعی قوی در مقابل حرکت نابجایی ها عمل می کنند و منجر به تجمع نابجایی ها می شود. این قضیه نهایتاً اندازه دانه را مشابه ذرات Al_2O_3 اصلاح می کند. شکل ۴ همچنین نشان می دهد که کامپوزیت $\text{Cu-Al-Al}_2\text{O}_3$ ساخته شده تنها شامل فازهای Cu ، Al و Al_2O_3 است و اثری از بین فلزی های این عناصر دیده نمی شود.

تحقیقات قبلی [۱۹، ۱۱]، نشان داده که در فصل مشترک لایه ها، دانه ها تا حدودی کوچک تر از سایر مناطق هستند، همچنین درصد بالایی از مرزها را در این منطقه مرزهای بزرگ زاویه تشکیل می دهند. دو دلیل می توان برای این دو پدیده ذکر کرد، اول اینکه مناطق نزدیک فصل مشترک در ابتدای تولید کامپوزیت برس کاری شده اند و برس کاری خود تغییر شکل زیادی را به صورت موضعی به منطقه وارد کرده که در نوع خود باعث ریز شدن ساختار در محل فصل مشترک می شود [۷]. دلیل دوم که می توان ذکر کرد، اثر همزمان دو فاز بر روی هم در حین تغییر شکل می باشد. در اینجا فاز آلومینیوم از مرحله ششم به بعد به صورت فاز استحکام دهنده و در حین تغییر شکل فصل مشترک به عنوان یک مانع برای حرکت نابجایی ها عمل می کند و نابجایی در هر دو فاز با برخورد با فصل مشترک در آنجا متوقف شده و مجتمع می شوند و بنابراین تشکیل مرزهایی را می دهند که سریع تر از نقاط دیگر کامپوزیت زاویه بدآرایی آن ها افزایش می یابد [۲۰].

توضیح داده شود، در جایی که دانه های درشت اولیه با مرز دانه های بزرگ زاویه ناشی از تغییر شکل تقسیم شوند [۶-۷]. مکانیزم تشکیل نانو ساختار در طول فرآیند ARB یک مساله مهم است و نیاز به بررسی های تکمیلی بیشتری دارد. به هر حال چهار مکانیزم احتمالی به صورت زیر پیشنهاد می شود [۱۲، ۱۴-۱۸]:

الف) تبلور مجدد پیوسته: آزمایشات اخیر [۱، ۱۶] پیشنهاد کرده که مکانیزم تشکیل دانه های نانو و فوق ریز در فلزات به شدت تغییر فرم یافته تبلور مجدد پیوسته (یا تبلور مجدد درجا) است که با تقسیم دانه فوق ریز، ایجاد مرزها با بازایی و مهاجرت کوتاه برد مرز دانه می باشد. گزارش شده [۱۵، ۱] که تغییرات پیوسته در زاویه بد آرایی^۱ به مرزهای بزرگ زاویه با چیدمان مجدد مرزهای ضروری از لحاظ هندسی از طریق نفوذ کوتاه برد تبدیل می شود. نفوذ کوتاه برد حتی در دمای محیط به علت افزایش دمای ایجاد شده به وسیله تغییر فرم پلاستیک ممکن است [۱۲، ۱۸]. نقش ذرات Al_2O_3 در ممانعت از رشد دانه و تبلور مجدد پیوسته بسیار تعیین کننده است. در مورد تبلور مجدد پیوسته مهم ترین اثرات ذرات Al_2O_3 بر اصلاح دانه به صورت زیر می تواند خلاصه شود [۱۲]:

(a) انرژی ذخیره شده و بنابراین نیرو محرکه تبلور مجدد پیوسته افزایش می یابد، (b) ذرات بزرگ به عنوان محل های جوانه زنی تبلور مجدد پیوسته عمل می کنند، (c) ذرات به ویژه اگر به دقت فاصله دار باشند، ممکن است یک اثر قفل کردن مؤثر هم بر مرزهای بزرگ زاویه و هم کوچک زاویه داشته باشند. دو اثر اول تمایل دارند تبلور مجدد پیوسته را ارتقاء دهند در حالی که سومی تمایل دارد تبلور مجدد را به تعویق بیندازد. اثر آخر وقتی تعداد پاس های ARB افزایش می یابد کم تر متحمل است [۹].

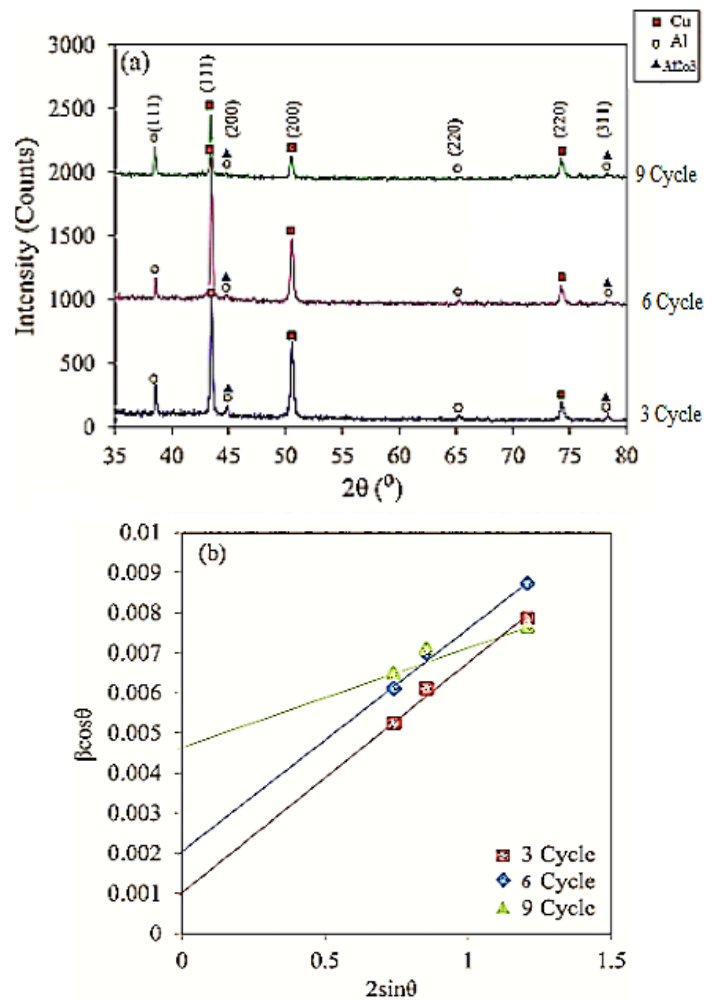
ب) تغییر شکل برشی شدید: تغییر شکل برشی شدید در نتیجه اصطکاک بین ورق و غلتک ها تحت شرایط خشک دلیل مهم دیگر اصلاح دانه است. این تغییر شکل برشی به طور چشم گیری کرنش معادل را افزایش داده و اصلاح دانه را ارتقاء می دهد [۱۲-۱۳].

¹ - Bad angle layout

افزایش مراحل فرآیند ARB و میزان کرنش از خود نشان می‌دهند. به طوری که نرخ افزایش سختی در مراحل اولیه فرآیند ARB بالا بوده؛ اما در سیکل‌های بعدی، با افزایش میزان کرنش، با نرخ کم‌تری افزایش می‌یابند و در سیکل‌های پایانی به میزان ثابتی خواهند رسید [۵،۷،۱۰،۱۴]. به عبارت دیگر کار سختی برای لایه‌های آلومینیوم و زمینه Cu در مراحل اولیه فرآیند ARB تاثیر داشته و پس از آن اثری بر سختی ندارد. به طور کلی رفتار سخت شدن یک حالت اشباع یا ثبات سختی، در مواد با دانه‌های فوق ریز و نانو که توسط فرآیندهای تغییر شکل پلاستیک شدید ساخته می‌شوند، نشان می‌دهد. افزایش سریع سختی در کرنش‌های نسبتاً پایین به کار سختی در نتیجه شکل‌گیری مرز دانه‌های فرعی / دیوار سلولی بیش‌تر از ریز شدن دانه‌ها (رابطه هال-پیچ) نسبت داده شده است. به عبارت دیگر سهم ریز شدن دانه‌ها در افزایش سختی نسبت به کار سختی کم‌تر می‌باشد [۹،۷]. از طرف دیگر، نرخ افزایش بیش‌تر سختی برای لایه مس در سیکل اول، به علت انرژی نقص چیده شدن کم‌تر آن است. در واقع در فلزات با مقدار کم γ_{SFE} ، سختی لغزش متقاطع توانایی ماده را به تغییر شکل خود در طول تغییر فرم پلاستیک منحصراً به وسیله لغزش کاهش می‌دهد. با کاهش انرژی نقص چیده شدن، سختی لغزش متقاطع نابجایی منجر به دانسیته بالایی از نابجایی‌ها و افزایش سختی می‌شود [۲۱-۲۲]. رابطه هال-پیچ [۱۱-۱۳] کاهش اندازه دانه را با افزایش سختی مرتبط می‌کند. اگر اندازه دانه به کم شدن ادامه دهد، سختی بایستی افزایش یابد.

خواص کششی

شکل ۷ منحنی تنش-کرنش مهندسی کامپوزیت تهیه شده در سیکل‌های ۲، ۴، ۶، ۸ و ۹ از فرآیند ARB را نشان می‌دهد. با افزایش مراحل فرآیند نورد تجمعی استحکام تسلیم و کششی افزایش یافته و در مرحله نهم به بیش‌ترین مقدار خود خواهد رسید. همچنین استحکام کامپوزیت حاصل نسبت به مس خالص و آلومینیوم اولیه افزایش قابل توجهی را دارا می‌باشد. علاوه بر این میزان ازدیاد طول یکنواخت مس خالص و آلومینیوم اولیه، به ترتیب ۴۲/۵۰٪ و ۲۹٪ بوده که در مراحل اول تهیه



شکل ۵- (a) الگوی XRD و (b) نمودار Williamson-Hall نمونه‌های کامپوزیتی ARB شده با ۳، ۶ و ۹ سیکل

ریز سختی

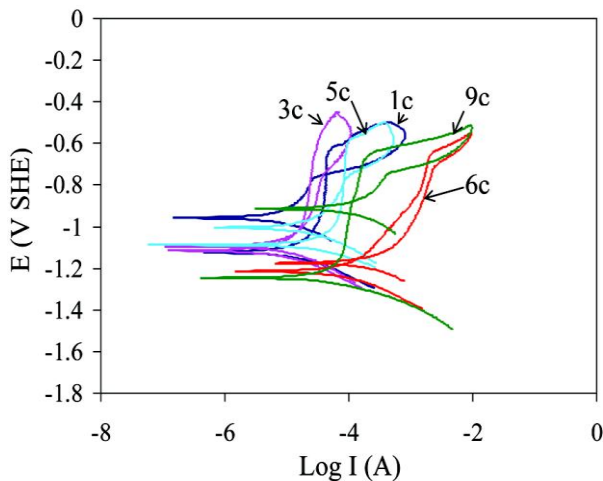
تغییرات ریز سختی فازهای مس و آلومینیوم در حین مراحل مختلف اتصال نورد تجمعی در شکل ۶ نشان داده شده است. مطابق شکل فوق ملاحظه می‌گردد که با افزایش مراحل فرآیند ARB، میانگین سختی هر دو فاز زمینه مسی و لایه‌های تقویت کننده آلومینیوم افزایش یافته و در مرحله نهم فرآیند ARB به ترتیب برای ورق‌های مس و آلومینیوم اولیه از میزان ۵۴/۶VHN و ۲۶/۳VHN به میزان ۱۴۱VHN و ۷۱VHN رسیده‌اند.

با توجه به شکل ۶ ملاحظه می‌گردد که سختی زمینه مسی و لایه آلومینیوم ابتدا افزایش قابل توجهی را با

بررسی خواص خوردگی

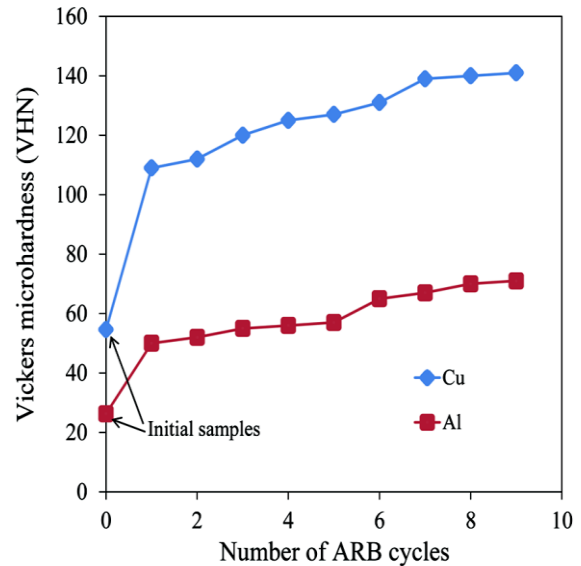
شکل ۸ منحنی های پلاریزاسیون پتانسیودینامیک در محیط ۳/۵٪ NaCl را برای نمونه های کامپوزیتی در پاس های ۱، ۳، ۵، ۶ و ۹ نشان می دهد. اگر منحنی برگشت جریان های کمتری از منحنی رفت نشان دهد، نشان دهنده یک حالت پسیو بسیار پایدار است. در حالی که اگر منحنی برگشت جریان های بیشتری نسبت به منحنی رفت نشان دهد، خوردگی حفره دار شدن وجود دارد. بنابراین شکل غالب خوردگی در این کامپوزیت، خوردگی حفره دار شدن است. پارامترهای حاصل از نتایج منحنی های پلاریزاسیون پتانسیودینامیک در جدول ۳ نشان داده شده است.

همان گونه که مشاهده می شود، پتانسیل خوردگی از مرحله سوم تا مرحله پنجم به سمت مقادیر مثبت و در یک محدوده بوده و سپس به سمت مقادیر منفی شیفتم پیدا می کند. جریان خوردگی از مرحله اول به سوم به میزان ۵۰٪ کاهش یافته و از مرحله سوم به بعد شروع به افزایش کرده و تقریباً به ۲/۵ برابر مقدار اولیه می رسد. سایر اطلاعات در جدول درج شده است.

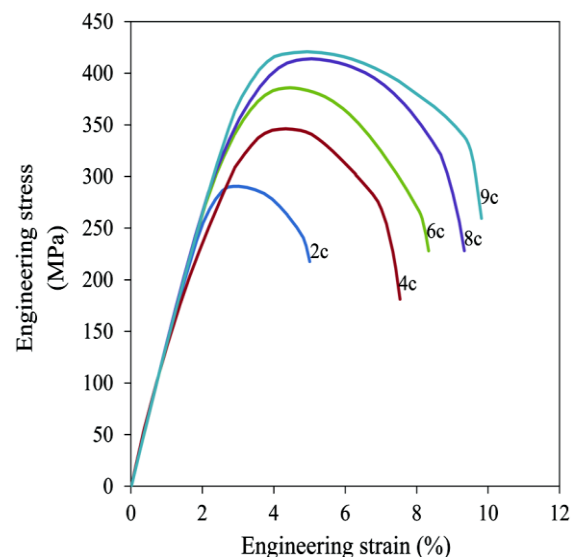


شکل ۸- منحنی های پلاریزاسیون پتانسیودینامیک مربوط به کامپوزیت های (a) ۱، (b) ۳، (c) ۵، (d) ۶ و (f) ۹ مرحله ARB شده

کامپوزیت به شدت کاهش یافته و در مرحله نهم به بیشترین مقدار خود ۵/۶٪ خواهد رسید.



شکل ۶- نمودار تغییرات سختی لایه های مس و آلومینیوم از کامپوزیت Cu/Al/ Al₂O₃ در مراحل مختلف فرآیند ARB



شکل ۷- نمودار تنش- کرنش کامپوزیت های Cu/Al/ Al₂O₃ در مراحل مختلف ARB

مواد اولیه در سیکل اول، در مراحل بعدی افزایش می‌یابد. با اعمال فرآیند ARB استحکام نهایی کامپوزیت نسبت به ورق‌های اولیه مس و آلومینیوم حدود ۲ و ۴ برابر و سختی حدود ۲ تا ۳ برابر افزایش یافت. با اعمال فرآیند ARB استحکام نهایی کامپوزیت نسبت به ورق‌های اولیه مس و آلومینیوم از ۲۵۲ به ۴۲۰ مگاپاسکال و سختی تقریباً از ۵۵ به ۱۴۰ ویکرز افزایش یافت.

مقاومت به خوردگی حفره‌ای محصولات فرآیند ARB در تعداد مراحل پایین افزایش می‌یابد؛ اما با افزایش تعداد مراحل فرایند، مقاومت به حفره‌دار شدن به میزان قابل توجهی و چیزی حدود ۵۰٪ کاهش می‌یابد و کامپوزیت به دست آمده با وجود مقاومت به خوردگی یکنواختی که از خود نشان می‌دهد؛ اما قابلیت حفره دار شدن دارد.

جدول ۳- پارامترهای حاصل از نتایج منحنی‌های

	Cycle ۱	Cycle ۳e	Cycle ۵	Cycle ۶	Cycle ۹e
E_{corr} (V)	-۱/۱	-۱۱/۱	-۱/۰۷	-۱/۲۲	۱/۲۵
I_{corr} (μ A)	۱۲.۶	۶/۴۵	۳۹/۸	۸۹	۳۲
E_{rp} (V)	-۰/۷	-۱/۰۴	-۰/۸	-۱/۱۶	-۰/۸
I_p (μ A)	۱۱/۲	۲۵	۷۹	۵/۱	۱۲۶
E_p (V)	-۱/۰۴	-۱/۰۲	-۰/۹۸	-۱/۱۶	-۱/۶
r_p (m Ω)	۶/۵	۱۳	۲/۰۵	۰/۹۱۸	۲/۵
Corr. Rate (um/year)	۴۶/۶۳	۲۳/۹	۱۲۹ ۱۴۷	۱۳۷ ۳۲۹	۱۴۲ ۱۱۸

پلاریزاسیون پتانسیودینامیک

همان گونه که دیده می‌شود به طور کلی از مرحله اول به سوم، مقاومت به خوردگی نمونه‌های کامپوزیتی افزایش و از مرحله سوم به بعد کاهش می‌یابد. علت بهبود اولیه مقاومت به خوردگی حفره‌ای، ایجاد فیلم‌های پسیو در محلول خورنده Cl⁻ به علت افزایش دانسیته مرزخانه‌ها ناشی از اصلاح ساختاری، کسر بزرگی از مرزخانه‌های تعادلی، تنش‌های باقیمانده و افزایش دانسیته نواقص با افزایش مراحل ARB می‌باشد. فیلم‌های اکسید سطحی در نمونه‌های ریزدانه (UFG) نسبت به نمونه‌های دانه معمول یا متوسط (CG) یکنواخت‌تر و چگال‌تر هستند. تشکیل فیلم‌های اکسید سطحی در نمونه‌های UFG به دلیل انرژی بیش‌تر ذخیره شده در مرزهای غیر تعادلی و تنش داخلی زیاد در طول فرآیند ARB آسان‌تر هستند [۲۳]. از سوی دیگر همان گونه که در بخش اصلاح ساختاری توضیح داده شد، با پیشرفت فرآیند ARB ضخامت لایه‌های مس و آلومینیوم کاهش می‌یابد و با پیشرفت فرآیند لایه‌های آلومینیوم از میان لایه‌های مس بیرون آمده و بنابراین یک پیل گالوانیک تشکیل می‌دهد. از آن جایی که این پیل گالوانیک دارای سطح کاتد (مس) به آند (آلومینیوم) بزرگی می‌باشد، بنابراین جریان خوردگی افزایش می‌یابد و این اثر بر اثر اصلاح دانه توسط ARB غالب می‌شود. نتایج مطالعات مختلف نشان داده که حضور ذرات تقویت کننده (Al₂O₃) در فصل مشترک زمینه تقویت کننده منجر به خوردگی گالوانیک نمی‌شود. گزارشات نشان می‌دهد که فرآیند خوردگی بیش‌تر تحت تاثیر غلظت عناصر آلیاژی در زمینه نسبت به تقویت کننده است.

نتیجه گیری

با تکرار مراحل فرآیند ARB، ضخامت لایه تقویت کننده آلومینیوم کاهش یافته و در مراحل پایانی در اثر شکست در زمینه پخش می‌شود. همچنین پودر اکسید آلومینیوم به صورت یکنواخت در زمینه توزیع می‌شود. با افزایش تعداد مراحل، ساختار کامپوزیت ریزتر شده و در مرحله پایانی به حدود ۳۱/۲۶ نانومتر می‌رسد. همچنین استحکام تسلیم و استحکام نهایی نمونه‌ها با پیشرفت فرآیند و افزایش تعداد مراحل افزایش یافته و درصد ازدیاد طول نسبی پس از کاهش شدید نسبت به

References:

- 1- J. Moradgholi; A. Monshi; K. Farmanesh, "Effect of TiO₂ nanoparticles on the bond strength of CP Ti sheet by cold Rolling method", Journal of advanced Materials and Processing, Vol. 5, 32-43, 2017.
- 2- H. Chang, M.Y. Zheng, C. Xu, G.D. Fan, H.G. Brokmeier, K. Wu, "Microstructure and mechanical properties of the Mg/Al multilayer fabricated by accumulative roll bonding (ARB) at ambient temperature, Materials Science and Engineering A, 543, 249-256, 2015.
- 3- R. Jamaati, M. R. Toroghinejad, "Investigation of the parameters of the Repetitive Corrugation Streightening (RCS) process", Materials Science and Engineering A, Vol. 527, pp. 2320-2326, 2010.
- 4- A. Habibi, M. Ketabchi, "Enhanced properties of nano-grained pure copper by equal channel angular rolling and post-annealing", Materials and Design, Vol. 34, pp. 483-487, 2012.
- 5- G. Sakaia, Z. Horitaa, T.G.Langdon, "Grain refinement and superplasticity in an aluminum alloy processed by high pressure torsion", Materials Science and Engineering A, Vol. 393, pp. 344-351, 2005.
- 6- Y.Saito, H. Utsunomia, N.Tsuji, T.Sakai, "Novel ultra-high straining process for bulk materials-development of accumulative roll-bonding (ARB) process", Acta Materialia, Vol. 47 , pp. 579-583, 1999.
- 7- H. J. Park, N.S. Cho, S.W. Kim, "A study of the hydrostatic extrusion of copper-clad aluminium tube", Journal of Materials Processing Technology, Vol. 67, pp. 24-28, 1997 .
- 8- M.T.Ivahami, J.A.del Valle, O.A.Ruano, "Grain refinement of Al-Mg alloys via accumulative roll bonding", Scripta Materialia, Vol. 51, pp. 1093-1097, 2004.
- 9 - M.Eizadjou, H.Danesh Manesh, K.Janghorban," Investigation of structure and mechanical properties of multi-layered Al/Cu composite produced by accumulative roll bonding (ARB) process", Composites Science and Technology, Vol. 68, pp. 2003-2009, 2010.
- 10- A.Mozaffari, M.Hosseini, H.Danesh Manesh, "Al/Ni metal intermetallic composite produced by accumulative roll bonding and reaction annealing", Journal of Alloys and Compounds, Vol. 509, pp. 9938-9945, 2011.
- 11- P.H.Shingu, K.N.Ishihara, A.Otsuki, "Nano-scaled multi-layered bulk materials manufactured by repeated pressing and rolling in the Cu-Ag system", Materials Science and Engineering A, Vol. 304-306, pp.399-402,2014.
- 12- A. Shabani, M.R. Toroghinejad, A. Shafyei, "Fabrication of Al/Ni/Cu composite by accumulative roll bonding and electroplating processes and investigation of its microstructure and mechanical properties", Materials Science & Engineering A, Vol. 558, 386-393, 2015.
- 13- M.M.Mahdavian, L.Ghalandari, M.Reihanian, "Accumulative roll bonding of multilayered Cu/Zn/Al: An evaluation of microstructure and mechanical properties", Material Science and Engineering A, Vol. 506, 172-178, 2013.

- 14- Williamson Hall "X-ray line broadening from fcc aluminium and wolfram", Acta Metall, Vol. 1, pp. 22-31, 1953.
- 15- S.H.Lee, Y.Saito, N.Tsuji, T.Sakai, "Role of shear strain in ultragrain refinement by accumulative roll-bonding (ARB) process", Scripta Mater, Vol. 46, pp. 281-285, 2011.
- 16- P.H. Shingu, K.N. Ishihara, A. Otsuki, I. Daigo, "Nano-scaled multi-layered bulk materials manufactured by repeated pressing and rolling in the Cu-Fe system", Materials Science and Engineering A, Vol. 304-306, 399-402, 2004.
- 17- M. Alizadeh, M.H. Paydar, "High-strength nanostructured Al/B₄C composite processed by cross-roll accumulative roll bonding", Materials Science and Engineering A, Vol. 538, 14-19, 2015.
- 18- R. Jamaati, M. R. Toroghinejad, "Application of ARB process for manufacturing high-strength, finely dispersed and highly uniform Cu/Al₂O₃ composite", Materials Science and Engineering A, Vol. 527, 7430-7435, 2013.
- 19- M.Alizadeh, "Comparison of nanostructured Al/B₄C composite produced by ARB and Al/B₄C composite produced by RRB process", Materials Science and Engineering A, Vol. 528, pp. 578-582, 2010.
- 20- 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.
- 21- M.Alizadeh, M.H.Paydar, F. Sharifian Jazi, "Structural evaluation and mechanical properties of nanostructured Al/B₄C composite fabricated by ARB process", Composites part B: Engineering, Vol. 14, pp. 339-343, 2013.
- 22- K. Amini, M.R. Hoda, A. Shafyei, "Investigation of the effect of heat treatment on the mechanical properties and microstructure of DIN 1.4057 martensitic stainless steel", Metal Science and Heat Treatment, Vol.55, pp.499-503, 2014.
- 23- K. Amini, A. R. Araghi, A. Akhbarizadeh, "Effect of Deep Cryogenic Heat Treatment on the Wear Behavior of Carburized DIN 1.7131 Grade Steel", Vol. 28, pp. 348-353, 2015.
- 24- V. Callcut, Copper Development Association, "Aluminium Bronze Alloys Corrosion Resistance Guide", Publication No 80, July 2009.

