

تولید کامپوزیت درجا آلومینیوم - نیکل بر سطح آلیاژ آلومینیوم ۲۰۲۴ با استفاده از فرآیند اصطکاکی اغتشاشی

ابراهیم بهرامی^{۱*}، مرتضی شمعیان^۲، حسین ادیس^۲

۱- دانشجوی ارشد، دانشکده مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان، اصفهان، ایران

۲- استاد، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان، اصفهان، ایران

*Ebrahim.Bahrami65@gmail.com

(تاریخ دریافت: ۱۳۹۴/۰۴/۳۰، تاریخ پذیرش: ۱۳۹۴/۰۸/۰۴)

چکیده

در پژوهش حاضر، تاثیر فرآیند اصطکاکی اغتشاشی بر آلیاژ آلومینیوم ۲۰۲۴ و تولید کامپوزیت سطحی آلومینیوم - نیکل بر سطح این آلیاژ با استفاده از فرآیند اصطکاکی اغتشاشی مورد بررسی قرار گرفت. بدین منظور فرآیند اصطکاکی اغتشاشی با سرعت چرخشی ابزار ۱۲۵۰ دور بر دقیقه و سرعت خطی ۲۴ میلی متر بر دقیقه بدون افزودن پودر و با اعمال پودر خالص نیکل انجام شد. سطح مقطع نمونه‌ها توسط میکروسکوپ نوری، میکروسکوپ الکترونی روبشی و سختی سنجی مورد ارزیابی قرار گرفت. جهت شناسایی نوع فازها و ترکیبات از آزمون پراش پرتو ایکس (XRD) و طیف سنجی پراش انرژی پرتو ایکس (EDS) استفاده گردید. همچنین برای ارزیابی مقاومت به سایش نمونه‌ها، آزمون سایش رفت و برگشتی به کار برده شد. نتایج نشان می‌دهد اندازه دانه بعد از انجام فرآیند اصطکاکی اغتشاشی به ۰/۳ برابر اندازه دانه فلز کاهش یافته است و سختی فلز پایه از حدود ۵۴ ویکرز افزایش قابل توجهی داشته است و در حالت پیشینه خود به ۱۲۰ ویکرز رسیده است. نتایج در مورد کامپوزیت تولید شده نشان می‌دهد، ذرات تقویت کننده به صورت یکنواخت در نواحی نزدیک به سطح در زمینه توزیع شده‌اند و همچنین ترکیب بین فلزی Al_3Ni به صورت درجا تشکیل شده است، به همین دلیل سختی در ناحیه اغتشاشی افزایش یافته و در حالت پیشینه خود به ۱۲۹ ویکرز رسیده است. انجام فرآیند اصطکاکی اغتشاشی و تولید کامپوزیت درجا با این روش موجب بهبود مقاومت به سایش فلز اولیه شده است.

کلمات کلیدی:

فرآیند اصطکاکی اغتشاشی، کامپوزیت درجا آلومینیوم - نیکل، آلومینیوم ۲۰۲۴، سایش.

۱- مقدمه

چرخشی استوانه‌ای به همراه یک پین که نسبت به ابزار قطر کوچک تری دارد در سطح نمونه حرکت می‌کند و در اثر چرخش و اصطکاک ایجاد شده، در نمونه تغییر شکل پلاستیک شدید اتفاق می‌افتد و دما بالا می‌رود. با سیلان مواد و همچنین تبلور مجددی که در ریز ساختار نمونه اتفاق می‌افتد، شرایط برای اصلاح ساختار مواد مهیا می‌شود. علاوه بر آن می‌توان با

جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی^۱ اولین بار در سال ۱۹۹۱ میلادی در پژوهشکده جوش انگلستان^۲ اختراع شد. با ایده گرفتن از جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی، در سال ۲۰۰۰ میلادی، میشرای و همکارانش [۱] تکنیک فرآیند اصطکاکی اغتشاشی^۳ را ارائه نمودند. اصول فرآیند اصطکاکی اغتشاشی بر مبنای اصول جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی است. طی این فرآیند یک ابزار

حرارت دادند و سپس نمونه به دست آمده را تحت فرایند اصطکاکی اغتشاشی قرار دادند. اغلب کامپوزیت‌های درجا مشابه با همین روش تولید شده‌اند [۶-۸]. تولید کامپوزیت‌های سطحی درجا روی آلیاژهای آلومینیوم و بهبود خواص سطحی و مکانیکی این آلیاژها نیز بسیار مورد توجه بوده است [۹-۱۰]، در این بین تولید کامپوزیت‌های سطحی با استفاده از ذرات نیکل روی آلیاژ آلومینیوم به خاطر هم‌خوانی عالی نیکل با آلومینیوم (به خاطر نزدیک بودن پارامتر شبکه و ضریب انبساط حرارتی [۱۱]) و همچنین تولید ترکیبات بین‌فلزی آلومینیوم - نیکل به صورت درجا مورد توجه قرار گرفته است.

که و همکاران [۱۲] با افزودن پودر نیکل (با خلوص ۹۹ درصد و با اندازه $2/3$ میکرومتر) به آلیاژ آلومینیوم ۱۰۶۰، فرآیند اصطکاکی اغتشاشی را با سرعت چرخشی ابزار ۱۵۰۰ دور بر دقیقه و سرعت خطی $23/5$ میلی‌متر بر دقیقه بر آن اعمال کردند و سپس نمونه را در دمای ۵۵۰ درجه سلسیوس و به مدت ۶ ساعت تحت عملیات حرارتی قرار دادند، بعد از طی کردن این مراحل ترکیبات بین‌فلزی Al_3Ni و Al_3Ni_2 تولید شد که در نتیجه آن، استحکام کششی کامپوزیت $1/71$ برابر شد. ریزسختی مربوط به این ترکیبات به ترتیب ۸۴۱ و ۱۲۸۳ ویکرز اندازه‌گیری شد. یاداو و همکاران [۱۳] ذرات نیکل (با خلوص ۹۹/۸ درصد) را به عنوان تقویت‌کننده کامپوزیتی به آلیاژ آلومینیوم ۱۰۵۰ اضافه کردند. در نتیجه اعمال فرآیند، علاوه بر توزیع یکنواخت ذرات نیکل و ایجاد پیوند سطحی بسیار عالی این ذرات با زمینه، اصلاح دانه نیز صورت گرفته است. در این پژوهش، سرعت چرخش (۱۰۰۰ دور بر دقیقه) و سرعت انتقالی (۶۰ میلی‌متر بر دقیقه) طوری بوده که دما به اندازه کافی بالا نرفته است (۳۰۰-۴۰۰ درجه سلسیوس) تا شرایط تولید ذرات بین‌فلزی مهیا شود. کی‌یان و همکاران [۱۴] با ذرات نیکلی به قطر ۲۵-۳۸ میکرومتر با خلوص ۹۹/۹ درصد، موفق به ایجاد ترکیب بین‌فلزی Al_3Ni بر روی آلومینیوم H14 با استفاده از فرآیند اصطکاکی اغتشاشی و تولید کامپوزیت درجا شدند.

قرار دادن مواد پودری خاص روی سطح، ساختارهای کامپوزیتی سطحی با خواص مکانیکی و متالورژیکی خاص تولید کرد. برای ساخت کامپوزیت‌های سطحی، روش‌هایی براساس تولید در فاز مذاب و در دمای بالا وجود دارد، اما این روش‌ها مشکلاتی دارند. از جمله این مشکلات به غیر از مصرف انرژی بالا، واکنش‌های ناخواسته بین ذرات و فاز زمینه در فصل مشترک است که موجب کاهش خواص می‌شود که به دلیل دمای بالا جلوگیری از این واکنش‌ها مشکل است. بنابراین، انجام این فرآیند در دمای زیر نقطه ذوب از این واکنش‌ها جلوگیری می‌کند. به همین دلیل در سال‌های اخیر تلاش‌هایی برای ایجاد کامپوزیت‌های سطحی با ذرات سرامیکی و همچنین تولید ذرات بین‌فلزی با استفاده از فرآیند اصطکاکی اغتشاشی انجام شده است [۲-۳].

توزیع ذرات تقویت‌کننده سرامیکی و ترکیبات بین‌فلزی در کامپوزیت موجب افزایش استحکام، مدول الاستیک، مقاومت سایشی، خزشی و خستگی می‌شود. اما در بعضی از موارد این کامپوزیت‌ها به علت وجود ذرات سرامیکی غیرقابل تغییر شکل از نظر چقرمگی شکست و انعطاف‌پذیری دچار ضعف هستند [۲]. بهترین خواص کامپوزیت‌های زمینه فلزی زمانی حاصل می‌شود که ذرات تقویت‌کننده، ضمن توزیع و اندازه مناسب، اتصال خوبی در فصل مشترک با زمینه داشته باشند. کامپوزیت‌های درجا نسبت به کامپوزیت‌های دیگر، ریزساختار همگن‌تر و پایداری ترمودینامیکی بیشتری دارند. همچنین، در این کامپوزیت‌ها اتصال بسیار خوبی بین ذرات و زمینه وجود دارد و امکان تولید تقویت‌کننده در ابعاد نانومتری نیز وجود دارد [۴].

هسو و همکاران در سال ۲۰۰۵ میلادی [۵] نشان دادند که با استفاده از فرآیند اصطکاکی اغتشاشی می‌توان کامپوزیت درجا تولید کرد و موفق شدند کامپوزیت درجای $Al-Al_2Cu$ را با این فرآیند تولید کنند. آن‌ها مخلوط ۱۵ درصد پودر خالص مس و ۸۵ درصد پودر آلومینیوم را در یک قالب فلزی پرس کردند و سپس به مدت ۲۰ دقیقه در دمای حدود ۴۲۰ درجه سلسیوس

فرآیند اصطکاکی اغتشاشی با سرعت چرخشی ۱۲۵۰ دور بر دقیقه و سرعت خطی ۲۴ میلی‌متر بر دقیقه با اضافه کردن پودر و بدون پودر روی ورق انجام شد. زاویه ابزار با سطح ۳ درجه در نظر گرفته شد و فرآیند در چهار پاس متوالی و با هم پوشانی کامل (صد درصد) انجام گردید. در شکل ۲-ج تصویر نمونه بعد از انجام فرآیند اصطکاکی اغتشاشی آورده شده است.

نمونه‌ها بعد از بریده شدن از مقطع عرضی و آماده سازی، با محلول کلر (HNO₃=2.5ml، HCl=1.5ml، HF=1ml) و H₂O=95ml حکاکی شدند. پس از انجام این عملیات، تصویربرداری از نمونه‌ها توسط دو دستگاه میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی انجام شد. از آنالیز پراش پرتو ایکس (XRD) (مدل دستگاه فیلیپس^۵ و پرتوی Cu Kα) و آنالیز عنصری طیف سنجی پراش انرژی پرتو ایکس (EDS) به منظور بررسی فازهای تشکیل شده استفاده شد. همچنین، آزمون ریزسختی روی مقطع عرضی کامپوزیت به فاصله ۵۰۰ میکرومتر پایین تر از سطح کامپوزیت و تحت بار عمودی ۰/۹۸ نیوتن و زمان ۱۰ ثانیه انجام گرفت.

برای بررسی مقاومت به سایش نمونه‌ها از آزمون سایش رفت و برگشتی تحت بار عمودی ۱۰ نیوتن و با میانگین سرعت خطی ۰/۱۴ متر بر ثانیه استفاده شد. بدین منظور نمونه‌ها با اندازه یکسان و از ناحیه فرایند شده، تهیه شدند. در شکل ۳-ج محل تهیه نمونه آورده شده است. طی این آزمون پین (فولاد ۵۲۱۰۰) در مسیری به طول ۸ سانتی‌متر روی نمونه به صورت رفت و برگشت حرکت نموده و با طی کردن هر ۱۰۰ متر لغزش پین روی نمونه، کاهش وزن نمونه اندازه گیری شد. این آزمون در مسافت نهایی لغزش ۱۰۰۰ متر انجام شد.

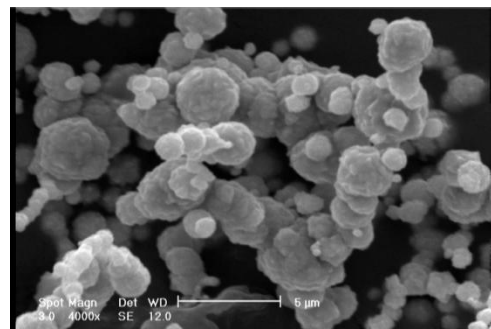
۳- بحث و نتایج

در شکل ۳-الف تصویر متالوگرافی فلز پایه آورده شده است. میانگین اندازه دانه حدود ۲۴ میکرومتر است و ذرات سربی رنگ در زمینه آلومینیوم پراکنده هستند. با توجه به این که در این تحقیق از آلیاژ آلومینیوم ۲۰۲۴-O (حالت آنیل) به عنوان فلز

در این پژوهش‌ها کامپوزیت سطحی آلومینیوم-نیکل ساخته شده روی آلیاژهای خالص آلومینیوم و گروه ۱۰۰۰ انجام گرفته است، اما در تحقیق حاضر این کامپوزیت روی آلیاژ ۲۰۲۴ که یک آلیاژ پر استحکام و پر کاربرد در صنایع مختلف به خصوص در صنعت هوا فضا است تولید شده و مورد بررسی قرار گرفته است تا با استفاده از این روش که یک روش با بازده بالا، نسبتاً سریع و یک فرآیند سازگار با محیط زیست است خواص این آلیاژ بهبود داده شود.

۲- مواد و انجام روش تحقیق

در این پژوهش از پودر نیکل خالص (۹۹/۹۹ درصد) با ابعاد کمتر از ۱۰ میکرومتر و نسبت حجمی ۵ درصد، برای تولید کامپوزیت استفاده شد. شکل ۱ ابعاد و هندسه پودر نیکل را نشان می‌دهد. همچنین ورق آلیاژ آلومینیوم ۲۰۲۴ در حالت آنیل (2024-O) با ابعاد ۱۵۰×۵۰×۴ میلی‌متر، برای تحقق این امر بکار برده شد. جدول ۱ میزان عناصر موجود در ورق را نشان می‌دهد. در شکل ۲-الف شماتیکی از ورق که روی آن به منظور قرار دادن پودر نیکل، حفزاتی با ابعاد مشخص ایجاد شده است، آورده شده است. برای انجام فرآیند اصطکاکی اغتشاشی از یک دستگاه فرز و ابزاری با شکل ساده و به صورت استوانه‌ای استفاده شد. در شکل ۲-ب طرحواره‌ای از این ابزار نشان داده شده است. برای ایجاد سیلان بهتر مواد حین فرآیند و همچنین بالا بردن دما و بهبود ریزساختار، رزوه‌هایی با گام ۱ میلی‌متر بر سطح پین ایجاد شد [۱۵]. جنس ابزار از فولاد AISI H13 انتخاب شد.



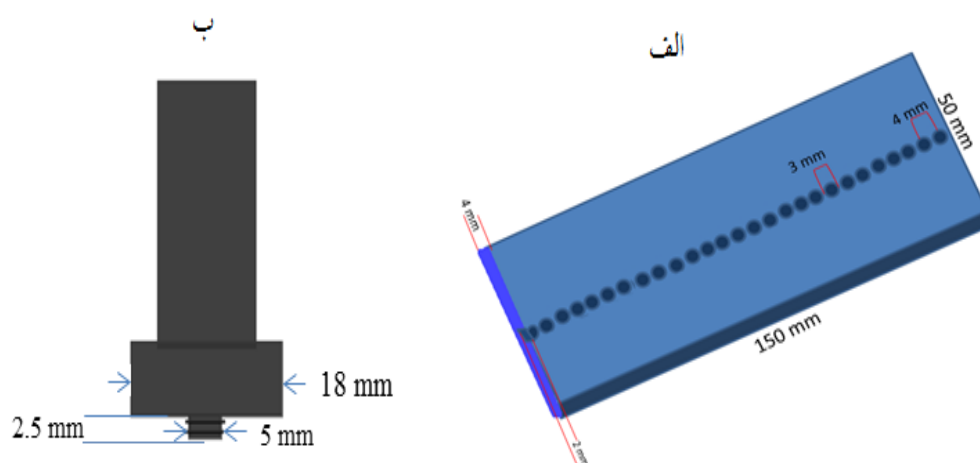
شکل (۱): تصویر تهیه شده توسط میکروسکوپ الکترونی روشی از پودر نیکل

ناحیه اغتشاش بیشترین میزان کرنش و در نتیجه بیشترین دما را در بین این نواحی به خود اختصاص می دهد و در نتیجه، ریزساختار آن در مقایسه با فلز پایه ریزتر است [۱۷]. در ناحیه ترمومکانیکال میزان کرنش یا زمان یا هر دو پارامتر در این ناحیه به اندازه‌ای نبوده است که تبلور مجدد کامل شود و به همین دلیل ریزساختار آن تا حدی با ریزساختار ناحیه اغتشاش که تبلور مجدد در آن کامل بوده است، تفاوت دارد.

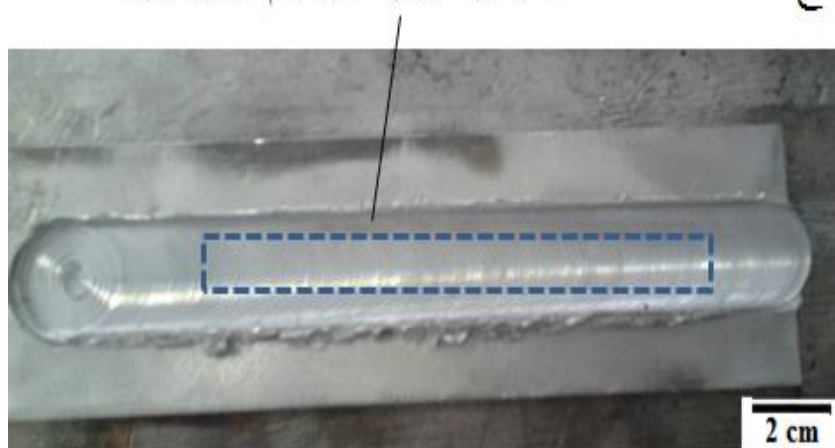
اولیه استفاده شده است، این ذرات رسوبات فاز S (Al_2CuMg) یا دیگر ترکیبات مربوط به این آلیاژ هستند [۱۶]. شکل ۳-ب تصویر نمونه‌ای که فرآیند اصصکاکی اغتشاشی (بدون افزودن پودر) روی آن انجام شده را نشان می دهد. ناحیه ترمومکانیکال^۷ و ناحیه اغتشاشی^۸ در این شکل مشخص شده‌اند. بر اساس میزان کرنش و گرادیان‌های حرارتی که در حین فرایند در هر کدام از این نواحی ایجاد می شود، ساختار آن‌ها با یکدیگر متفاوت است.

جدول (۱): ترکیب عناصر ورق آلیاژ آلومینیوم 2024-O

عنصر	Al	Cu	Mg	Mn	Zn	Fe	Si
درصد وزنی	پایه	۴/۳	۱/۴۲	۰/۵	۰/۴۷	۰/۱۰	۰/۰۶



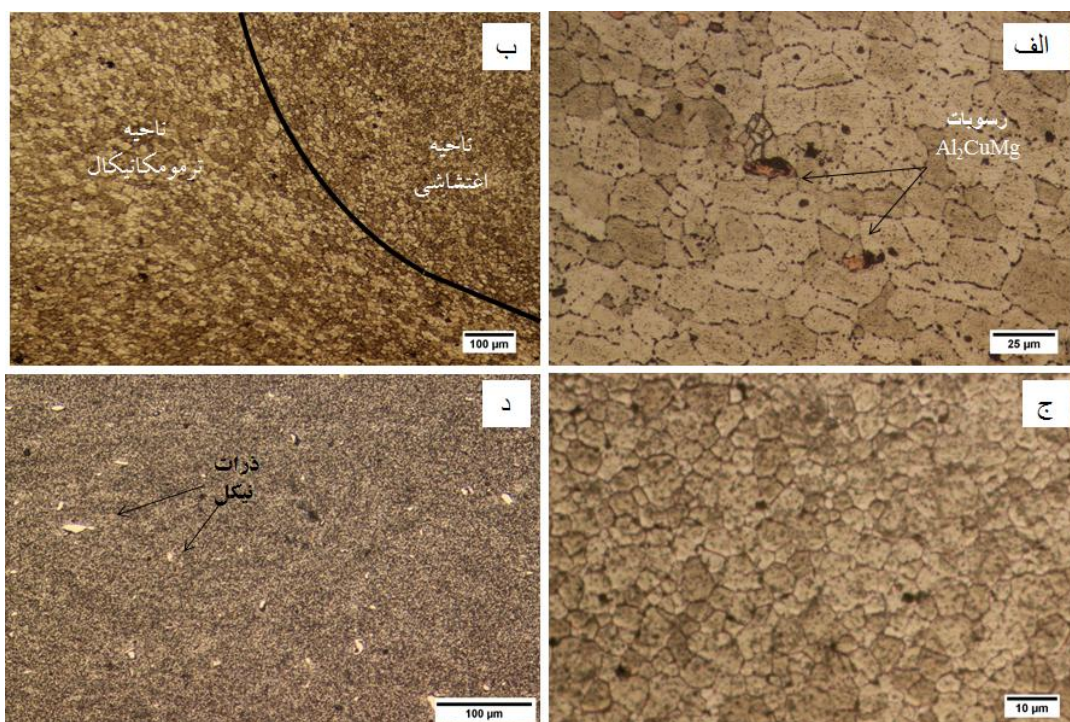
ناحیه تهیه نمونه به منظور انجام آزمون سایش



شکل (۲): (الف): شماتیکی از ورق و ابعاد حفرات ایجاد شده برای اعمال پودر، (ب): ابزار و مشخصات آن و (ج): نمونه بعد از انجام فرآیند اصصکاکی اغتشاشی

شکل ۳- د ناحیه اغتشاشی کامپوزیت آلومینیوم-نیکل را نشان می‌دهد که بعد از انجام چهار پاس فرایند اصطکاکی اغتشاشی، توزیع ذرات در زمینه همگن بوده است. ناحیه اغتشاش بیشترین میزان کرنش و در نتیجه بیشترین دما را در بین این نواحی به خود اختصاص می‌دهد و در نتیجه، ریزساختار آن در مقایسه با فلز پایه ریزتر است [۱۷].

در نواحی میان ناحیه ترمومکانیکال و فلز پایه که غالباً ناحیه تحت تأثیر حرارت^۹ است، تغییر محسوسی از نظر ریزساختاری نسبت به فلز پایه مشاهده نشد. با توجه به اینکه از آلیاژی در حالت آنیل (O) استفاده شده است، میزان حرارتی که اغلب موجب ایجاد این ناحیه در فلز اولیه می‌شود تأثیری بر ریزساختار آلیاژی که قبلاً آنیل شده است، نخواهد گذاشت. در شکل ۳-ج ریز ساختار ناحیه اغتشاشی آورده شده است. دانه‌ها هم محور هستند و اندازه دانه‌ها به کمتر از ۳۰ درصد فلز پایه رسیده است.



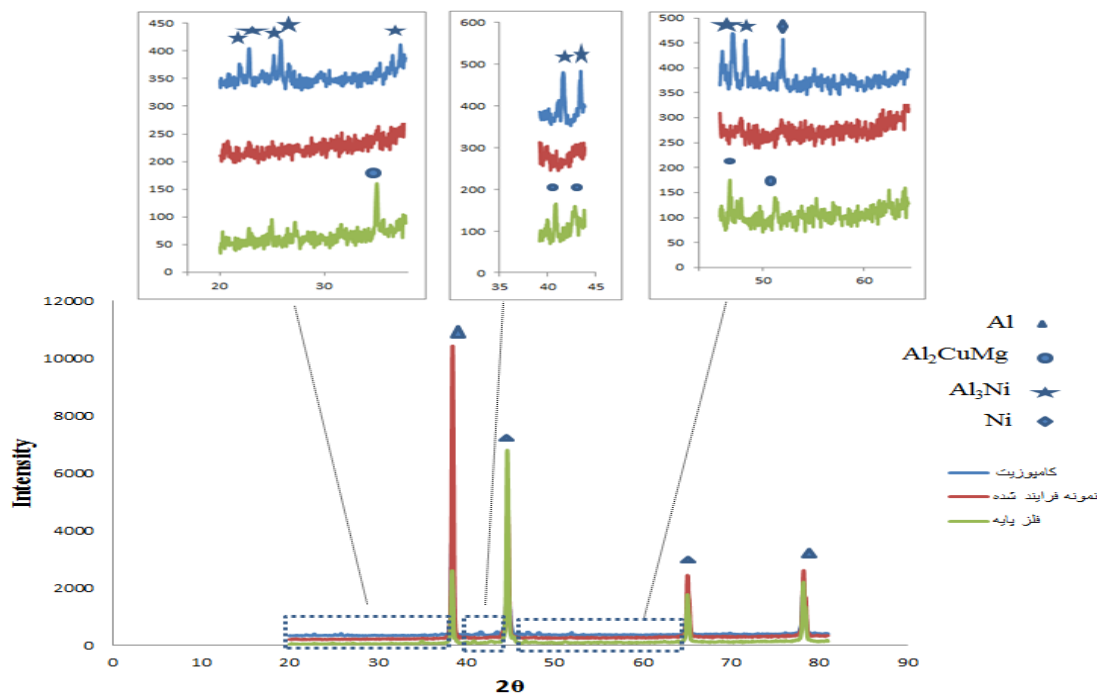
شکل (۳): تصاویر متالوگرافی از: (الف): فلز پایه، (ب): نمونه فرآیند شده بدون پودر و (ج): ناحیه اغتشاشی نمونه فرآیند شده (د): ناحیه اغتشاشی کامپوزیت تولید شده

فرایند اصطکاکی اغتشاشی همان طور که در شکل دیده می‌شود پیک‌ها مربوط به این ترکیب از بین رفته‌اند. از آنجا که دما طی فرایند اصطکاکی اغتشاشی به ۰/۶ تا ۰/۹ برابر دمای ذوب فلز می‌رسد [۱۸]، در این دما ممکن است این رسوبات در زمینه آلومینیومی حل شده باشند [۱۹]. با توجه به ماهیت فرآیند اصطکاکی اغتشاشی که در آن هم گرما تولید می‌شود و هم اغتشاش مواد وجود دارد، انتظار می‌رود که بعد از انجام فرآیند اصطکاکی اغتشاشی ذرات نیکل با زمینه آلومینیومی واکنش دهند و با تولید

شکل ۴ الگوی XRD مربوط به نمونه فلز پایه (آلیاژ آلومینیوم ۲۰۲۴ در حالت آنیل)، نمونه‌ای که روی آن فرآیند اصطکاکی اغتشاشی بدون افزودن پودر انجام شده و کامپوزیت تولید شده با استفاده از پودر نیکل را نشان می‌دهد. در شکل ۴ غیر از پیک‌های بلند که مربوط به آلومینیوم هستند، پیک‌های کوچک دیگری نیز مشاهده می‌شوند که در قسمت بالای شکل با بزرگنمایی بالاتر نشان داده شده‌اند. الگوی مربوط به فلز پایه حضور رسوبات Al_2CuMg را تایید می‌کند. اما بعد از انجام

اینکه طی فرآیند اصطکاکی اغتشاشی زمان برای انجام واکنش کوتاه است، مقداری از پودرهای فلزی اضافه شده، بعد از اعمال فرآیند بدون واکنش باقی خواهند ماند. به همین دلیل پیک‌های مربوط به نیکل نیز در الگوی مربوطه مشاهده می‌شود.

ترکیبات بین‌فلزی، کامپوزیت درجا حاصل شود. در الگوی مربوط به کامپوزیتی که با اضافه کردن پودر نیکل و سپس انجام دادن فرآیند ساخته شده، پیک‌های جدیدی نسبت به نمونه فرآیند شده بدون افزودن پودر به وجود آمده است که تشکیل ترکیب بین‌فلزی Al_3Ni را در این کامپوزیت نشان می‌دهد اما با توجه به

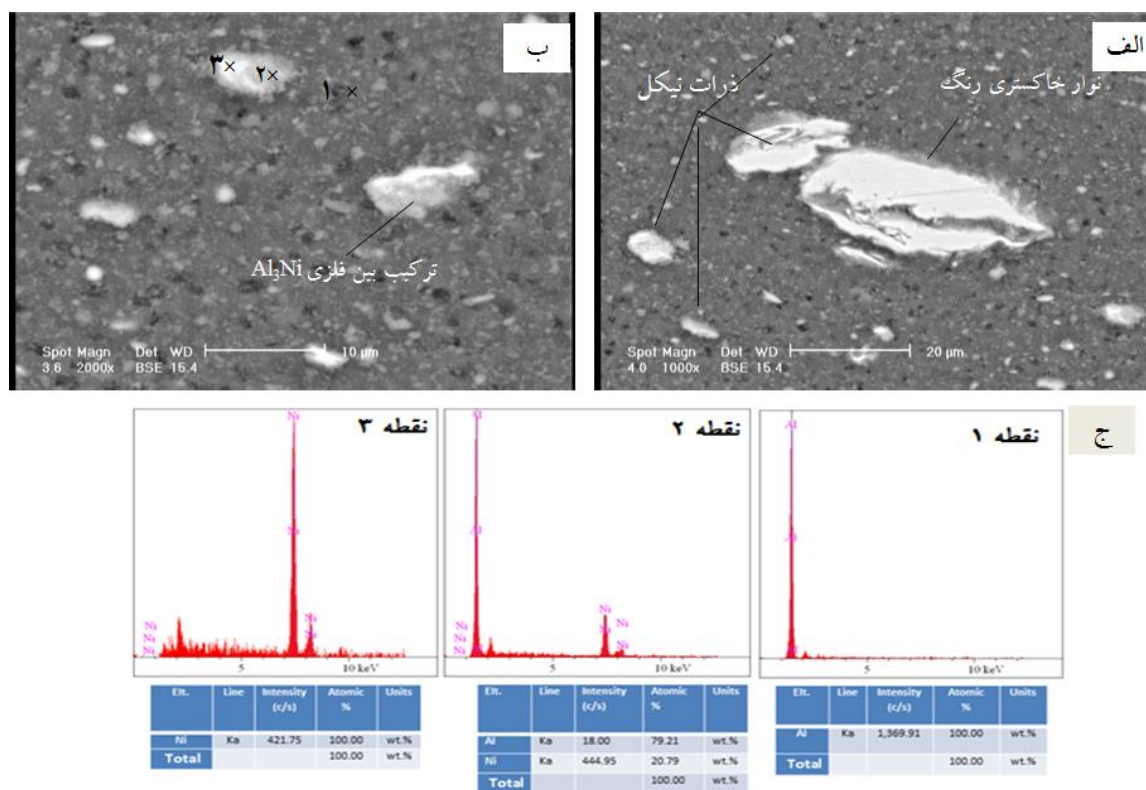


شکل (۴): الگوی XRD مربوط به فلز پایه، نمونه فرآیند شده بدون پودر و کامپوزیت تولید شده

الکترون‌های بازگشتی در این تصویر، نشان دهنده حضور ترکیبی متفاوت با ذره و زمینه است. نتایج آزمون عنصری EDS روی سه نقطه ۱، ۲ و ۳ که در شکل ۵-ب مشخص شده‌اند، در شکل ۵-ج آورده شده است. آنالیز نقطه ۱ و ۳ به ترتیب زمینه آلومینیومی و ذرات نیکل (ذرات روشن) را نشان می‌دهد. آنالیز مربوط به نقطه ۲ بسیار نزدیک به نسبت اتمی ترکیب Al_3Ni است. از آنجا که عرض این ناحیه بسیار نازک است، تشخیص دقیق نسبت درصد اتمی با استفاده از این آنالیز با خطا همراه خواهد بود، چون هنگام انجام آنالیز، امکان آمیخته شدن اطلاعات بخشی از نواحی کناری نیز وجود دارد. با این وجود

در شکل ۵-الف و ب تصویر میکروسکوپ الکترونی از ناحیه اغتشاشی کامپوزیت تولید شده در دو بزرگنمایی متفاوت (برای بررسی بهتر) نشان داده شده است. همان طور که در این دو شکل دیده می‌شود ذرات تقویت کننده از نظر اندازه در محدوده گسترده‌ای قرار دارند. در شکل ۵-الف آثار ناشی از تغییر شکل شدید حین انجام فرآیند روی دو ذره که در مرکز شکل قرار دارند، مشخص است. این تغییر شکل شدید می‌تواند هم موجب به هم پیوستن ذرات و هم جدا شدن آن‌ها گردد و بدین ترتیب اندازه ذرات افزایش یا کاهش می‌یابد و ذرات تقویت کننده در اندازه‌های متفاوت دیده می‌شوند. در حاشیه کنار این ذرات نوار نازک خاکستری رنگ وجود دارد که با توجه به استفاده از

نتیجه حاصل از این آنالیز با نتیجه آنالیز XRD مطابقت دارد و تولید درجای ترکیب بین فلزی Al_3Ni را تصدیق می‌کند.



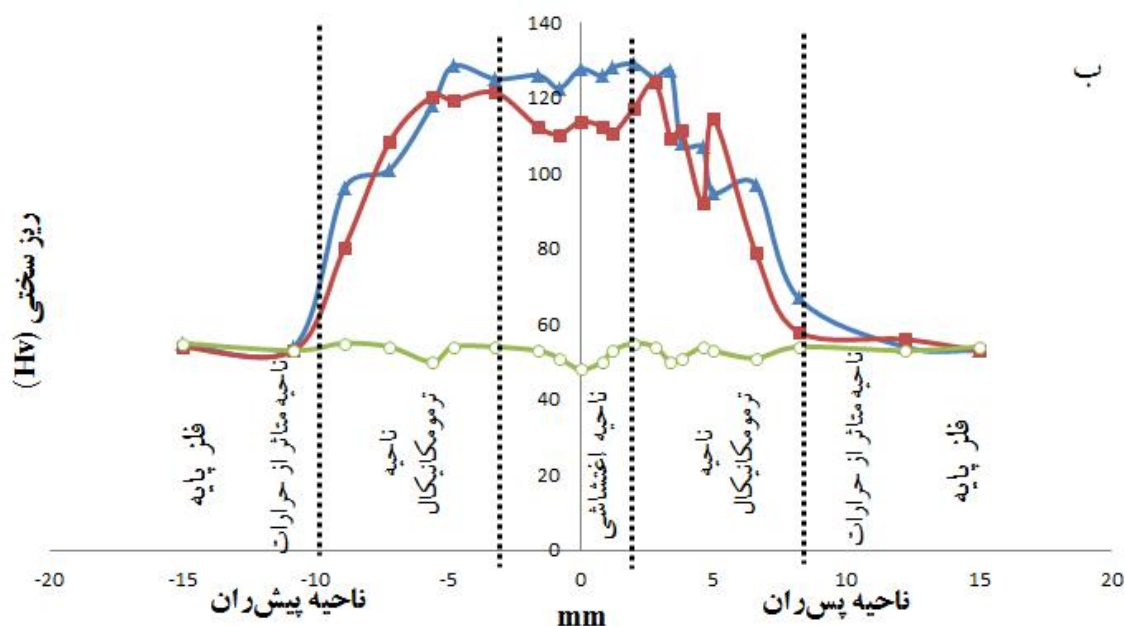
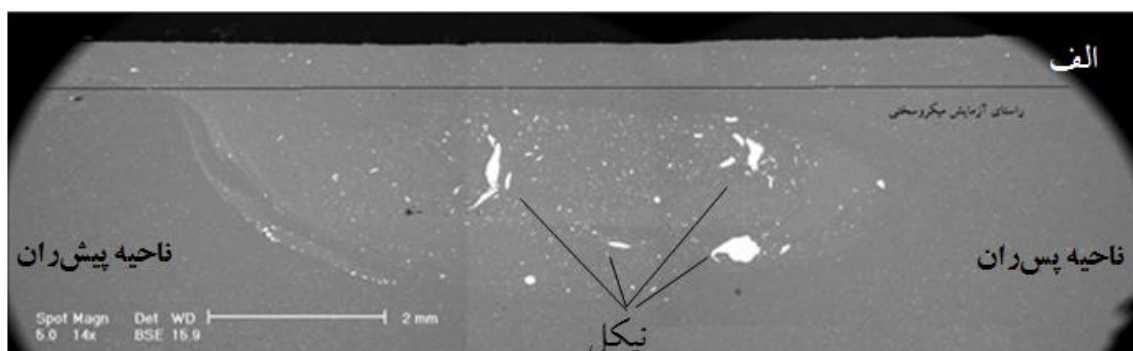
شکل (۵): تصاویر SEM: (الف) و (ب): از ناحیه اغتشاشی در دو بزرگنمایی متفاوت و (ج): نتایج آزمون EDS روی نقاط ۱، ۲ و ۳ در شکل ب

آورده شده است. در نمونه فرآیند شده، سختی در مواردی در منطقه اغتشاشی و در ناحیه ترمومکانیکال به ۱۲۰ ویکرز نیز رسیده است. در منطقه مرکزی نمودار برای این نمونه میزان سختی به مقداری افت کرده است، از آنجا که این ناحیه مربوط به فصل مشترک پین و شانه است و این قسمت حین انجام فرآیند اصطکاکی اغتشاشی بیشترین دما را تجربه می‌کند [۲۰]، رسوبات آلیاژ اولیه در این ناحیه بیشتر حل شده‌اند و به همین دلیل سختی نسبت به مناطق کناری افت داشته است. حضور رسوبات و فعل و انفعالاتی که طی فرایند اصطکاکی اغتشاشی روی آن‌ها رخ می‌دهد تأثیر زیادی در بهبود خواص مکانیکی و سختی آلیاژهای عملیات حرارتی دارد به گونه‌ای که در تحقیقات دیگر که از آلیاژهای آلومینیوم خالص استفاده شده

شکل ۶- الف تصویر میکروسکوپ الکترونی از مقطع عرضی کامپوزیت تولید را نشان می‌دهد. طول برخی از ذرات تقویت کننده تا ۵۰۰ میکرومتر نیز رسیده است. همان طور که قبلاً اشاره شد، دلیل این امر به هم چسبیدن برخی ذرات نیکل بعد از انجام فرایند و آگلومره شدن آن‌ها است. اما در قسمت نزدیک به سطح، ذراتی با این ابعاد دیده نمی‌شود و با توجه به اینکه خواص سطحی و سایشی کامپوزیت تولید شده مورد ارزیابی قرار گرفته‌اند، آزمون ریز سختی از مقطع عرضی نمونه در قسمت نزدیک به سطح انجام شد که محل و راستای این آزمون نیز در شکل ۶- ب الگوی ریزسختی مربوط به دو نمونه فرآیند شده بدون افزودن پودر و کامپوزیت تولید شده با پودر نیکل، همراه با سختی فلز پایه

به دلیل استفاده از آلیاژ در حالت آنیل، گرمایی که غالباً ریزساختار ناحیه متأثر از حرارت را تحت تاثیر قرار می‌دهد تاثیر چندانی روی نمونه‌ای که در حالت آنیل (O) قرار دارد نمی‌گذارد به همین دلیل سختی این ناحیه مشابه فلز پایه است [۲۲].

است، بعد از انجام فرایند، سختی به این مقدار افزایش نیافته است [۱۲-۱۴]. در کامپوزیت تولید شده با افزودن ذرات تقویت کننده نیکل این افت سختی مشاهده نمی‌شود و سختی نسبت به نمونه فرایند شده افزایش یافته و تا ۱۲۹ ویکرز نیز رسیده است. نوسانات ریزسختی نیز بسیار کم است که این امر ناشی از توزیع یکنواخت ذرات تقویت کننده در قسمت نزدیک به سطح زمینه است [۲۱]. همان طور که قبلاً در مورد ریزساختار نیز اشاره شد



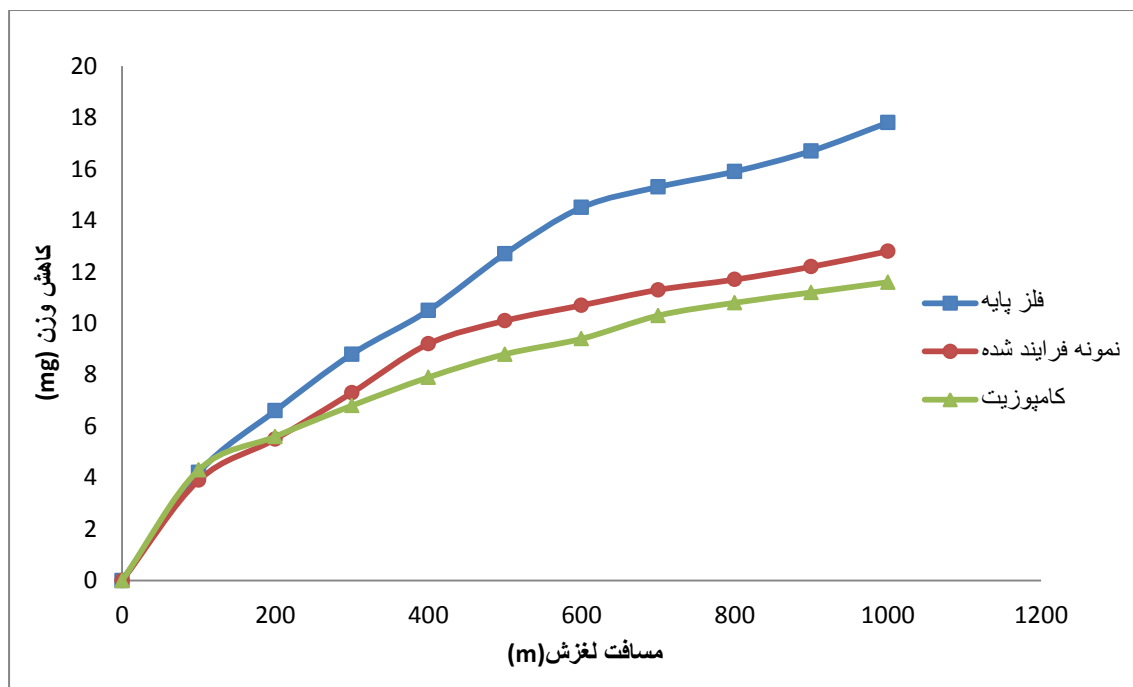
شکل (۶): (الف): تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از مقطع عرضی کامپوزیت تولید شده، (ب): الگوی ریز سختی مربوط به نمونه پایه، نمونه فرآیند شده بدون پودر و کامپوزیت تولید شده

پودر، ۲۸ درصد میزان کاهش وزن نسبت به فلز پایه کاهش یافته است و با افزودن پودر نیکل و بعد از تولید کامپوزیت درجا مقاومت در برابر کاهش وزن بهبود بیشتری داشته است، به

نمودار کاهش وزن بر حسب مسافت لغزش (شکل ۷)، بهبود مقاومت به سایش بعد از انجام فرآیند اصطکاکی اغتشاشی را نشان می‌دهد. به گونه‌ای که بعد از انجام فرایند بدون افزودن

شده، میزان کاهش وزن به حالت پایدار رسیده است در صورتی که برای فلز پایه این گونه نیست و نمودار همچنان شیب بالایی دارد.

طوری که میزان کاهش وزن به حدود ۳۵ درصد کمتر از کاهش وزن در فلز پایه رسیده است. همچنین شیب نمودارها در مراحل پایانی آزمون نشان از این موضوع دارد که در نمونه‌های فرایند



شکل (۷): نمودار ارتباط کاهش وزن با مسافت لغزش در آزمایش سایش برای فلز پایه، نمونه فرآیند شده بدون پودر و کامپوزیت تولید شده

کاهش وزن با افزایش سختی کاهش می‌یابد [۲۳] و همچنین کاهش تاثیر مکانیزم سایش چسبان (که انتقال جرم زیادی نسبت به مکانیزم خراشان دارد) در آزمون سایش کامپوزیت نسبت به فلز پایه، مقاومت به سایش بهبود یافته است. بهبود مقاومت به سایش با تولید کامپوزیت درجا به همراه افزایش سختی در ناحیه اغتشاشی با تحقیق انوری و همکاران [۲۴] نیز گزارش شده است.

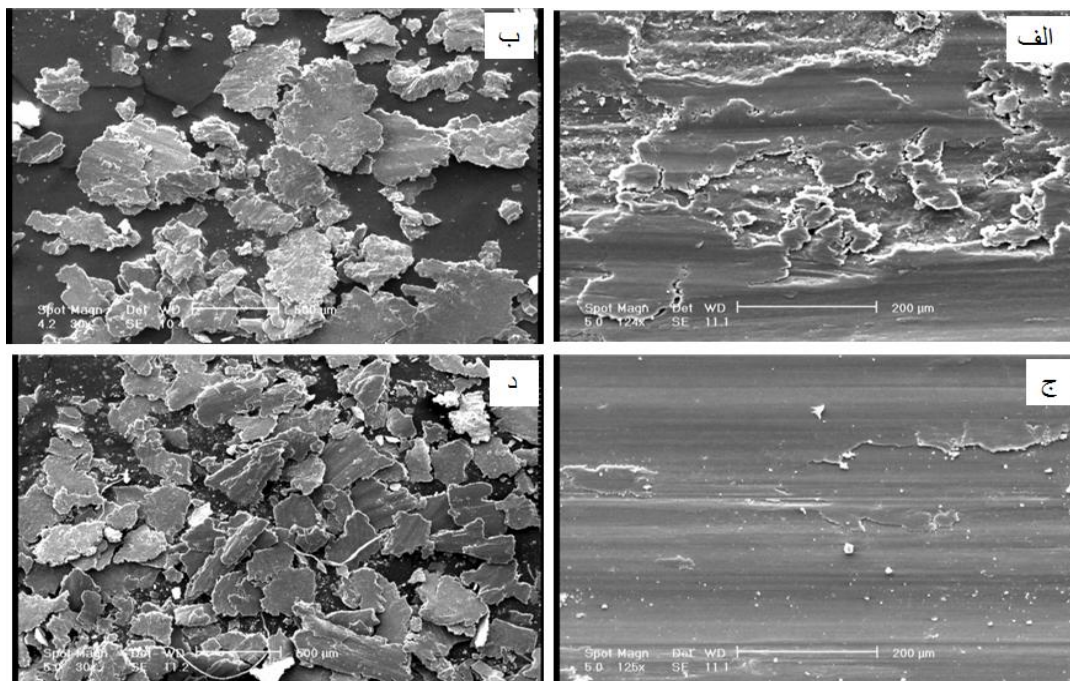
۴- نتیجه گیری

۱- در این پژوهش کامپوزیت سطحی آلومینیوم - نیکل روی آلیاژ آلومینیوم ۲۰۲۴، با استفاده از فرایند اصطکاکی اغتشاشی تولید شد. حین فرآیند ترکیب بین فلزی Al_3Ni به صورت درجا تولید شده است.

شکل ۸ سطح سایش و ذرات ناشی از آزمون سایش^{۱۱} فلز پایه و کامپوزیت تولید شده را نشان می‌دهد. وجود شیارها و خیش‌های ریز در هر دو شکل الف و ج دیده می‌شود که نشان دهنده مکانیزم سایش خراشان^{۱۱} برای هر دو نمونه است اما سطح آسیب دیده ناشی از کندگی در شکل ۸- الف حاکی از این موضوع دارد که مکانیزم غالب سایش در فلز پایه سایش چسبان^{۱۱} بوده است که در اثر چسبیدن سطح نرم فلز پایه به سطح سخت پین بوجود آمده است اما برای کامپوزیت اثر کندگی با این شدت دیده نمی‌شود و سطح نمونه بعد از اینکه پین ۱۰۰۰ متر روی آن لغزش کرده، حالتی صاف^{۱۳} را نشان می‌دهد. ابعاد ذرات ناشی از سایش برای فلز پایه بزرگتر از همین ذرات برای کامپوزیت تولید شده هستند که این موضوع با نمودار کاهش وزن مطابقت دارد. با توجه به اینکه در سایش خراشان با افزایش سختی سطح، میزان

۴- انجام فرآیند اصطکاکی اغتشاشی موجب بهبود مقاومت به سایش روی این آلیاژ شد و در کامپوزیت تولید شده میزان کاهش وزن ۳۵ درصد کمتر از میزان کاهش وزن فلز پایه شد.

۲- اندازه دانه در ناحیه اغتشاشی بعد از انجام فرآیند اصطکاکی اغتشاشی به حدود ۳۰ درصد نمونه اولیه رسیده است.
 ۳- سختی فلز پایه با انجام فرآیند اصطکاکی اغتشاشی، از حدود ۵۴ ویکرز تا ۱۲۰ ویکرز رسیده است و با افزودن ذرات تقویت کننده، سختی به مقدار قابل توجه ۱۲۹ ویکرز نیز رسیده است.



شکل (۸): تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از: (الف): سطح سایش فلز پایه، (ب): ذرات ناشی از سایش فلز پایه، (ج): سطح سایش کامپوزیت و (د): ذرات ناشی از سایش کامپوزیت

friction stir processing”, Scripta Materialia, Vol. 53, pp. 341-345, 2005.

- [5] G. L. You, N. J. Ho & P. W. Kao, “The microstructure and mechanical properties of an Al-CuO in situ composite produced using friction stir processing”, Materials Letters, Vol. 90, pp. 26-29, 2013.
- [6] I. S. Lee, P. W. Kao & N. J. Ho, “Microstructure and mechanical properties of Al-Fe in situ nanocomposite produced by friction stir processing”, Intermetallics, Vol. 16, pp. 1104-1108, 2008.
- [7] I. S. Lee, P. W. Kao C. P. Chang & N. J. Ho, “Formation of Al-Mo intermetallic particle-strengthened aluminum alloys by friction stir

۵- مراجع

- [1] R. S. Mishra & M. W. Mahoney, “Effect of friction stir processing on the kinetics of superplastic deformation in an Al-Mg-Zr alloy”, Mater. Sci. Forum, Vol. 507, pp. 357-359, 2001.
- [2] R. S. Mishra, P. S. De & N. Kumar, “Friction Stir Welding and Processing” Science and Engineering, Springer International Publishing, Switzerland, 2014.
- [3] R. S. Mishra & W. M. Murray, “Friction Stir Welding and Processing”, ASM International, pp. 1-47, 2007.
- [4] C. J. Hsu, P. W. Kao & N. J. Ho, “Ultrafine-grained Al-Al₂Cu composite produced in situ by

- [17] K. V. Jata, M. W. Mahoney, R. S. Mishra, S. L. Semiatin & D. P. Filed, "Friction Stir Welding and Processing", TMS, USA, 2001.
- [18] R. S. Mishra, "Friction Stir Welding and Processing", Materials Science and Engineering, Vol. 50, pp. 1-78, 2005.
- [19] S. P. Ringer & K. Hono, "Microstructural Evolution and Age Hardening in Aluminium Alloys: Atom Probe Field-Ion Microscopy and Transmission Electron Microscopy Studies", Materials Characterization, Vol. 44, pp. 101-131, 2000.
- [20] R. S. Mishra, P. S. De & N. Kumar, "Friction Stir Welding and Processing", Science and Engineering, Springer International Publishing, Switzerland, 2014.
- [21] P. Sampath, V. K. Parangodath, K. R. Udupa & U. B. K. Hindawi, "Fabrication of Friction Stir Processed Al-Ni Particulate Composite and Its Impression Creep Behaviour", Journal of Composites, Vol. 2015, pp. 9, 2015.
- [22] T. Khaled, "An Outsider Looks at Friction Stir Welding", Lakewood, CA: U.S. Federal Aviation Administration, Print, 2005.
- [23] S. R. Anvari, F. Karimzadeh & M. H. Enayati, "Wear characteristics of Al-Cr-O surface nano-composite layer fabricated on Al6061 plate by friction stir processing", Wear, Vol. 304, pp. 144-151, 2013.
- [24] Y. C. Chen & K. Nakata, "Evaluation of microstructure and mechanical properties in friction stir processed SKD61 tool steel", Mater Charact, Vol. 60, pp. 1471-5, 2009.
- processing", Intermetallics, Vol. 35, pp. 9-14, 2013.
- [8] Q. Zhang, B. L. Xiao, D. Wang & Z. Y. Ma, "Formation mechanism of in situ Al₃Ti in Al matrix during hot pressing and subsequent friction stir processing", Materials Chemistry and Physics, Vol. 130, pp. 1109-1117, 2011.
- [9] M. Zohoor, M. K. Besharati Givi & P. Salami, "Effect of processing parameters on fabrication of Al-Mg/Cu composites via friction stir processing", Materials and Design, Vol. 39, pp. 358-365, 2012.
- [10] S. R. Anvari, F. Karimzadeh & M. H. Enayati, "A novel route for development of Al-Cr-O surface nano-composite by friction stir processing", Journal of Alloys and Compounds, Vol. 562, pp. 48-55, 2013.
- [11] J. Lebrat, A. Varma & A. Miller, "Combustion synthesis of Ni₃Al -matrix composites", Metallurgical Transactions, Vol. 23A, pp. 69-76, 1992.
- [12] L. Kea, C. Huang, L. Xing & K. Huang, "Al-Ni intermetallic composites produced in situ by friction stir processing", Journal of Alloys and Compounds, Vol. 503, pp. 494-499, 2010.
- [13] D. Yadav & R. Bauri, "Processing, microstructure and mechanical properties of nickel particles embedded aluminium matrix composite", Materials Science and Engineering, Vol. 528A, pp. 1326-1333, 2011.
- [14] J. Qian, J. Li, J. Xiong, F. Zhang & X. Lin, "In situ synthesizing Al₃Ni for fabrication of intermetallic-reinforced aluminum alloy composites by friction stir processing", Materials Science and Engineering, Vol. 550A, pp. 279-285, 2012.
- [15] S. Ugender, A. Kumar & A. Somi Reddy, "Experimental Investigation of Tool Geometry on Mechanical Properties of Friction Stir Welding of AA 2014 Aluminium Alloy", Procedia Materials Science, Vol. 5, pp. 824-831, 2014.
- [16] A. Kumar, M. M. Mahapatra, P. K. Jha, N. R. Mandal & V. Devuri, "Influence of tool geometries and process variables on friction stir butt welding of Al-4.5%Cu/TiC in situ metal matrix composites", Materials and Design, Vol. 59, pp. 406-414, 2014.

۶- پی نوشت

- [1] Friction Stir Welding (FSW)
 [2] The Welding Institute (TWI)
 [3] Friction Stir Processing (FSP)
 [4] X-ray diffraction (XRD)
 [5] Philips
 [6] Energy Dispersive X-ray Spectrometry (EDS)
 [7] Thermomechanical Affected Zone (TMAZ)
 [8] Stir Zone (SZ)
 [9] Heat Affected Zone (HAZ)
 [10] Debris
 [11] Abrasive mechanisms
 [12] Adhesive mechanisms
 [13] Smooth