

بررسی ریزساختار و سختی کامپوزیت سطحی AA5086(H116)/ZrO₂ و کامپوزیت هیبریدی سطحی AA5086(H116)/ZrO₂/Gr ساخته شده توسط فرآیند اصطکاکی اغتشاشی

حدیث مسرور^{۱*}، کمال جانقربان^۲، حبیب دانش منش^۳

چکیده

در این پژوهش، کامپوزیت سطحی توسط فرآیند اصطکاکی اغتشاشی بر روی تسمه از نوع آلیاژ آلومینیوم ۵۰۸۶ با ذرات تقویت کننده زیرکونیا ایجاد شد. هم‌چنین اثر نسبت ترکیبی پودرهای ZrO₂/Graphite بر ریزساختار و سختی کامپوزیت هیبریدی سطحی ایجاد شده بر روی آلیاژ فوق، توسط فرآیند اصطکاکی اغتشاشی بررسی شد. به منظور انجام فرآیند، ابزاری از جنس فولاد گرم‌کار H13 و با پین به شکل مخروط ناقص استفاده شد. در این میان فرآیند به وسیله دستگاه فرز با سرعت چرخشی ۱۲۵۰ RPM و سرعت انتقالی (۵۰ mm/min) بر روی نمونه‌ها انجام شد. ریزساختار مواد در مناطق گوناگون با میکروسکوپ نوری و نحوه توزیع ذرات به وسیله میکروسکوپ الکترونی روبشی مورد مطالعه قرار گرفت. سختی لایه کامپوزیت تولید شده نیز با روش سختی سنجی ویکرز اندازه گیری شد. نتایج نشان داد که انجام فرآیند اصطکاکی اغتشاشی موجب اصلاح ساختار دانه‌ها شده و هم‌چنین با افزایش تعداد مراحل فرآیند تا سه مرحله در تولید کامپوزیت سطحی، توزیع ذرات تقویت کننده زیرکونیا در زمینه یکنواخت‌تر خواهد شد. شایان ذکر است که با تولید کامپوزیت هیبریدی سطحی با نسبت حجمی (15% ZrO₂/15% Gr)، بالاترین میزان سختی حاصل می‌شود. هم‌چنین آنالیز فازی توسط پراش پرتوی ایکس برای ارزیابی فازهای تشکیل شده در ناحیه اغتشاشی بر روی نمونه‌ها صورت گرفت. نتایج نشان داد که واکنش خاصی بین زمینه آلومینیومی و ذرات تقویت کننده، طی سه مرحله فرآیند اصطکاکی اغتشاشی رخ نداده‌است.

واژه‌های کلیدی: آلیاژ آلومینیوم ۵۰۸۶، فرآیند اصطکاکی اغتشاشی، کامپوزیت سطحی، کامپوزیت هیبریدی سطحی.

۱- کارشناسی ارشد شناسایی و انتخاب مواد، دانشگاه شیراز

۲- استاد دانشکده مهندسی مواد دانشگاه شیراز

۳- استاد دانشکده مهندسی مواد دانشگاه شیراز

*- نویسنده مسئول مقاله: Hadis.Masroor@yahoo.com

پیشگفتار

کامپوزیت سطحی Al5083/SiC را با استفاده از فرآیند اصطکاکی اغتشاشی گزارش کردند. آن‌ها با استفاده از ۲۷٪ حجمی ذرات تقویت‌کننده SiC کامپوزیت‌هایی را با سختی دو برابر آلیاژ اولیه تولید کردند. در این میان هرچند کامپوزیت‌های زمینه فلزی به دلیل وجود ذرات تقویت‌کننده سخت‌تر است اما به دلیل وجود ذرات نسبت به فلز پایه دارند، که موجب کاهش کاربرد آن‌ها می‌شود؛ اما با توسعه‌ی کامپوزیت‌های سطحی زمینه فلزی به دلیل اینکه حجم داخلی ماده انعطاف‌پذیری و چقرمگی خود را حفظ می‌کند، ترکیبی از خواص تریبولوژیکی بالای سطح و خواص حجمی داخلی در مقایسه با کامپوزیت‌های زمینه فلزی و مواد یک‌پارچه حاصل خواهد شد [۶ و ۵].

به طور کلی در تولید کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی از ذرات سرامیکی متفاوت مانند SiC [۷]، Al₂O₃، TiB₂، B₄C و غیره استفاده می‌شود [۸]. دی‌اکسید زیرکونیوم (ZrO₂) نیز یکی از انواع سرامیک‌های دیرگداز اکسیدی است که به عنوان زیرکونیا شناخته می‌شود. زیرکونیا، خواص مکانیکی مناسبی چون استحکام خمشی و چقرمگی شکست بالایی دارد و از مهم‌ترین مواد سرامیکی است که در موتورهای سرامیکی و ترکیبات سرامیکی صنعتی، تحت شرایط سایش زیاد به کار می‌رود [۹ و ۸].

در سال‌های اخیر، کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی با چند نوع تقویت‌کننده یا کامپوزیت‌های هیبریدی، به دلیل بهبود خواص تریبولوژیکی جایگزین کامپوزیت‌های با یک نوع تقویت‌کننده شده‌اند [۱۰]. کامپوزیت‌های هیبریدی از لحاظ اقتصادی و فنی بر دیگر کامپوزیت‌ها ارجحیت دارند. هم‌چنین امکان تولید ترکیبات بسیار متنوع با گستره‌ی وسیعی از خواص و با قیمت کم در کامپوزیت‌های هیبریدی وجود دارد [۱۱].

با توجه به موارد فوق در این پژوهش، کامپوزیت سطحی بر روی تسمه از نوع آلیاژ آلومینیوم ۵۰۸۶ توسط ذرات تقویت‌کننده زیرکونیا و هم‌چنین کامپوزیت هیبریدی سطحی با نسبت‌های حجمی متفاوت از ذرات زیرکونیا و گرافیت توسط فرآیند اصطکاکی اغتشاشی به منظور بهبود ریز ساختار و سختی آلیاژ، تولید شده و مورد مطالعه قرار گرفتند.

امروزه کامپوزیت‌های زمینه فلزی به دلیل خواص مکانیکی و فیزیکی ویژه خود بسیار مورد توجه قرار گرفته‌اند. با این وجود تاکنون در تولید کامپوزیت‌های سطحی، موفقیت قابل توجهی حاصل نشده‌است. در این راستا روش‌های متعددی مانند عملیات ذوبی با لیزر انرژی بالا، اسپری پلاسما، تابش پرتو الکترونی پر انرژی، ریخته‌گری و زینتر ریختگی، جهت ساخت کامپوزیت سطحی به کار گرفته شده‌است. در روش‌های مذکور، دما در سطح ماده تا ایجاد فاز مذاب بالا می‌رود، لذا ممانعت از انجام واکنش‌های مخرب در فصل مشترک فازها و تشکیل فازهای مضر، بسیار مشکل است. در این میان کنترل پارامترهای بحرانی فرآیند، برای دستیابی به ریزساختار انجمادی ایده‌آل در لایه سطحی لازم است. جهت برطرف کردن چنین مشکلاتی لازم است که عملیات ایجاد کامپوزیت در سطح زیر دمای ذوب ماده و در فاز جامد صورت گیرد. به همین دلیل استفاده از روش جوشکاری حالت جامدی مانند فرآیند اصطکاکی اغتشاشی^۱ در ساخت کامپوزیت‌های سطحی، گسترش یافته است [۱].

جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی^۲، یکی از فرآیندهای جوشکاری حالت جامد است که در سال ۱۹۹۱ توسط انستیتو جوشکاری بریتانیا^۳ ابداع شده است. در این میان فرآیند اصطکاکی اغتشاشی بر مبنای جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی گسترش یافته است [۲ و ۳]. این فرآیند یک فرآیند برشی داغ در حالت جامد است که در آن یک ابزار در حال چرخش که انتهای آن یک پین^۴ قرار دارد، بر روی شیار پر شده با ذرات تقویت‌کننده حرکت می‌کند. در این میان شانه ابزار^۵ با سطح بالایی قطعات در تماس بوده و حرارت تولید شده توسط اصطکاک بین قطعه‌کار با شانه‌ی ابزار و پین سبب نرم شدن فصل مشترک شده و ذرات در زمینه توزیع می‌شوند [۴]. برای اولین بار میشر^۵ و همکارانش [۵]، تولید

¹ Friction Stir Processing (FSP)

² Friction Stir Welding (FSW)

³ The Welding Institute (TWI)

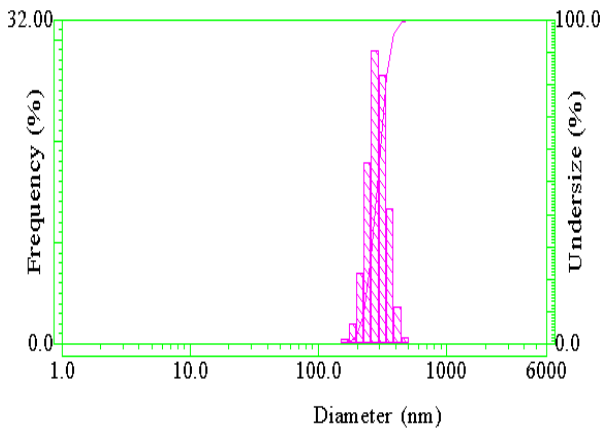
⁴ Pin

⁵ Shoulder

مواد و روش‌ها

ابتدا نمونه‌هایی از آلیاژ آلومینیوم ۵۰۸۶ (شکل ۱ الف)) به ابعاد $۸ \times ۳۰ \times ۲۰۰$ میلی‌متر برش داده شده و با سمباده نرم تمیز شد. سپس شیاری به ابعاد $۱۵۰ \times ۱/۸ \times ۳$ میلی‌متر (به ترتیب طول، عرض و عمق شیار) با یک تیغه فرزپولکی، بر روی نمونه‌ها ایجاد شد و سطح نمونه‌ها به وسیله استون چربی زدایی گردید.

پودر زیرکونیا با اندازه متوسط ذرات ۲۸۶ نانومتر (شکل ۱ ب)) و خلوص ۹۹/۹٪ (ساخت شرکت New Materials, China) به عنوان تقویت کننده‌ی سخت استفاده گردید. منحنی توزیع فراوانی ذرات زیرکونیا با روش آنالیز اندازه ذرات در شکل ۲ نشان داده شده است. هم چنین پودر گرافیت با اندازه ذرات کم‌تر از ۱۰۰ میکرومتر (ساخت شرکت Fluka) (شکل ۱ ج)) به عنوان تقویت کننده نرم مورد استفاده قرار گرفت.



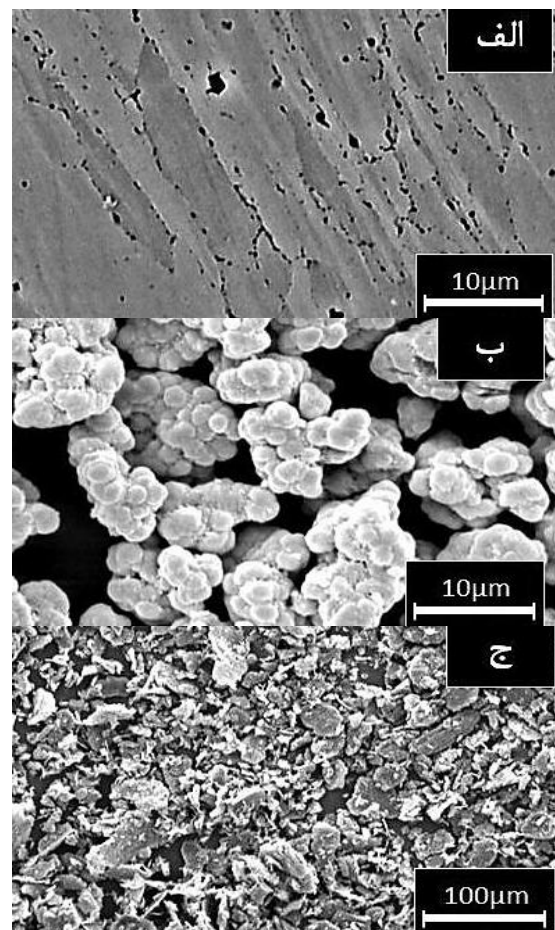
شکل ۲- منحنی توزیع فراوانی ذرات زیرکونیای مورد استفاده در تحقیق حاضر

مخلوط تقویت کننده‌های سخت و نرم، با نسبت‌های حجمی متفاوت (V1:V2) مطابق جدول ۱، قبل از انجام فرایند با یکدیگر ترکیب شد و برای پر کردن شیارهای ایجاد شده بر روی سطح آلیاژ پایه و ساخت کامپوزیت سطحی مورد استفاده قرار گرفت.

جدول ۱- نسبت‌های حجمی تقویت کننده‌های تک جزئی هیبریدی شامل پودر زیرکونیا و گرافیت (معادل ۳۰٪ حجمی تقویت کننده)

نسبت (V1:V2)	پودر گرافیت V2 (Vol.%)	پودر زیرکونیا V1 (Vol.%)	نمونه
۱:۰	۰	۳۰	۱
۴:۱	۶	۲۴	۲
۱:۱	۱۵	۱۵	۳
۳:۷	۲۱	۹	۴
۱:۹	۲۷	۳	۵

نسبت‌های حجمی با استفاده از محاسبه وزن و داشتن چگالی ذرات محاسبه گردید. شایان ذکر است به علت اینکه حین فرایند، حجمی از پودرها به دلیل چرخش ابزار هدر می‌رود، با تهیه تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از ناحیه اغتشاشی نمونه‌ای که کل حجم شیار در آن با ذرات زیرکونیا پر شده بود و هم‌چنین با استفاده از نرم افزار آنالیزگر تصویر Image J میزان حجم پودرهای توزیع شده معادل ۳۰٪ حجمی محاسبه شد (با روش محاسبه نسبت مساحت پودرها به مساحت ناحیه اغتشاشی در نمونه). بنابراین مجموع کل ذرات تقویت کننده سخت و نرم، به میزان ۳۰٪ حجمی در کل



شکل ۱- تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از (الف) آلیاژ پایه (ب) پودر زیرکونیا (ج) پودر گرافیت

۶. Particle Size Analyzer (PSA)

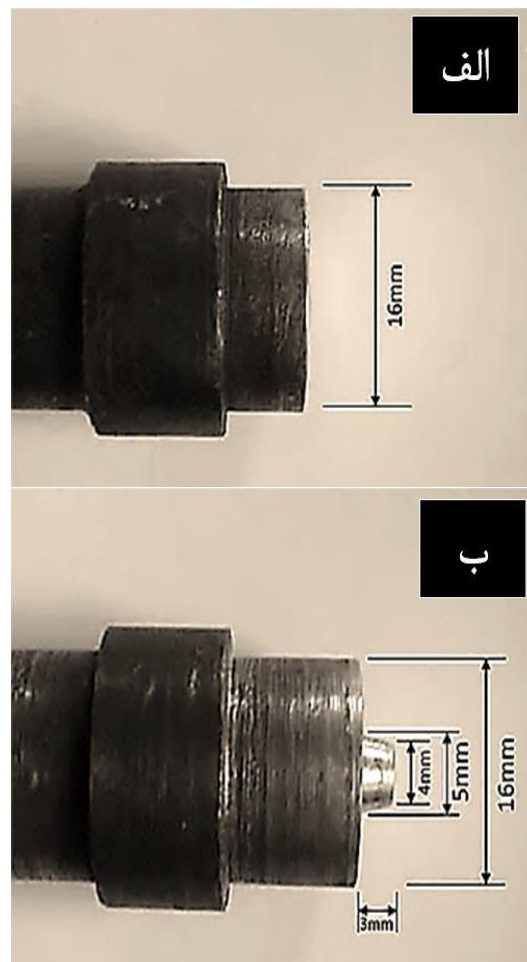
روی راحت‌تر ابزار و هم چنین سیلان بهتر ماده از قسمت جلویی پین به قسمت انتهایی، ۳درجه انتخاب شد. هم‌چنین جهت دوران ابزار در طی فرآیند، به صورت ساعت‌گرد انتخاب گردید. فرآیند اصطکاکی اغتشاشی ابتدا تحت سرعت‌های چرخشی ابزار (RPM ۶۳۰ و ۸۰۰ و ۱۲۵۰ و ۱۶۰۰) و سرعت های خطی (۲۰mm/min و ۵۰ و ۸۰) بر روی نمونه‌ها اعمال شد. ملاحظه شد که در نمونه‌های تولید شده بدون ذرات تقویت کننده و با ذرات تقویت کننده، سرعت چرخشی RPM ۱۲۵۰ و سرعت خطی ۵۰mm/min شرایط بهینه را از نظر کم‌ترین میزان عیوب ایجاد شده و مناسب‌ترین توزیع ذرات، فراهم می‌کنند. بنابراین فرآیند با سرعت چرخشی RPM ۱۲۵۰ و سرعت خطی ۵۰mm/min در یک مرحله و سه مرحله بر روی نمونه‌های بدون پودر صورت گرفت. نمونه‌های کامپوزیت حاوی ۳۰٪ حجمی پودر زیرکونیا در یک مرحله و سه مرحله فرآیند تولید شدند. در این میان، کامپوزیت‌های هیبریدی در سه مرحله فرآیند تولید شدند. شایان ذکر است که نمونه‌ها پس از هر مرحله فرآیند، توسط روغن خنک سازی گردیدند تا به دمای محیط برسند و سپس مرحله بعدی فرآیند از همان نقطه ابتدایی که مرحله قبل آغاز شده بود شروع و به انجام رسید.

پس از ساخت نمونه‌های کامپوزیتی، مقطع عمودی آن‌ها پولیش و حکاکی شده و به وسیله میکروسکوپ نوری مورد بررسی قرار گرفت. هم‌چنین نحوه‌ی توزیع ذرات در کامپوزیت‌های تولید شده توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی SEM مورد بررسی قرار گرفت. در ادامه، آزمون ریزسختی‌سنجی ویکرز تحت بار ۲۵ گرم و زمان ۱۵ ثانیه بر روی نمونه‌ها انجام شد. نقاط سختی‌سنجی به فاصله‌ی ۱/۵ میلی‌متر از سطح قطعه و در فواصل ۱ میلی‌متری از هم در دو سمت پیش رونده^۷ و پس رونده^۸ جوش انتخاب شدند.

اندازه متوسط دانه‌های آلیاژ پایه و نمونه‌های تولید شده، هم‌چنین فاصله بین ذرات زیرکونیا در کامپوزیت‌ها توسط نرم افزار Image J تعیین گردید. فاصله بین ذرات با استفاده از روش خطی و اندازه متوسط دانه‌ها و

کامپوزیت ثابت نگه داشته شد و این میزان، معادل نسبت حجم پودرها به حجم ناحیه اغتشاشی یا کامپوزیت شده‌ی نمونه‌ها پس از انجام فرآیند است.

به منظور انجام فرآیند اصطکاکی اغتشاشی دو نوع ابزار مطابق شکل ۳ از فولاد گرم‌کار H13 طراحی و ساخته شد. ابزار نخست شامل شانه و بدون پین، به منظور بستن دهانه‌ی شیار و ابزار دوم شامل شانه و پین به شکل مخروط ناقص می‌باشد. پس از انجام عملیات حرارتی، سختی ابزار فوق به ۵۷HRC رسید.

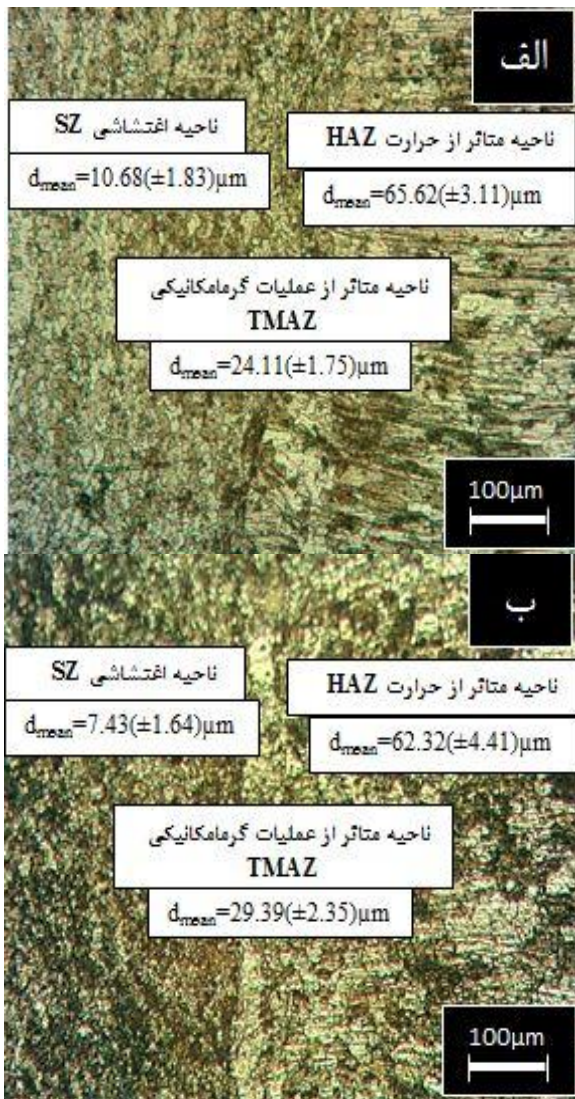


شکل ۳- ابزار فرآیند اصطکاکی اغتشاشی مورد استفاده در تحقیق حاضر الف) بدون پین ب) با پین به شکل مخروط ناقص

نمونه‌ها توسط یک قید مناسب به میز دستگاه فرز بسته شدند و یک صفحه پشت بند از جنس فولاد کم کربن برای زیر نمونه‌ها استفاده شد. پس از بستن ابزار به میز دستگاه فرز، زاویه بین ابزار و قطعه کار به منظور پیش

⁷. Advancing Side of the Weld

⁸. Retreating Side of the Weld



شکل ۴- تصویر میکروسکوپ نوری نمونه بدون ذرات تقویت کننده الف) ساخته شده توسط یک مرحله فرآیند اصطکاکی اغتشاشی ب) ساخته شده توسط سه مرحله فرآیند اصطکاکی اغتشاشی

در کل تغییرات اندازه دانه در ناحیه اغتشاشی حاصل بر هم کنش متقابل دو اثر زیر می‌باشد:

- ۱- گرمای اصطکاکی که منجر به آنیل شدن و افزایش اندازه دانه می‌شود.
- ۲- وقوع تبلور مجدد دینامیکی به دلیل چرخش ابزار که موجب کاهش اندازه دانه و ایجاد مکان‌های مناسب برای جوانه‌زنی دانه‌های فرعی می‌شود و نتایج به دست آمده از بررسی‌های ریزساختاری نشان می‌دهند که این مکانیزم در انجام فرآیند غالب است [۱۳].

در کل ایجاد دانه‌های بسیار ریز در آلیاژهای آلومینیوم حین فرآیند اصطکاکی اغتشاشی با

ذرات زیرکونیا با استفاده از روش آنالیز ذرات، تعیین شده و سپس نمودارهای توزیع فراوانی ذرات بر حسب قطر ذرات و اندازه دانه نمونه‌ها در نرم افزار Excel رسم گردید و میزان متوسط اندازه‌ها تا دو رقم اعشار محاسبه شد. هم چنین میزان خطای اندازه گیری بر پایه انحراف از معیار داده‌ها^۹ در نرم افزار Excel محاسبه و ارائه گردید. به منظور ارزیابی فازهای تشکیل شده در سطح و بررسی وجود یا عدم وجود فازهای جدید ایجاد شده، آزمون پراش پرتوی ایکس در ناحیه اغتشاشی کامپوزیت‌های تولید شده به کمک دستگاه XRD با آند مسی با طول موج ۰/۱۵۴۰۶ نانومتر بر روی نمونه‌ها صورت گرفت.

نتایج و بحث

بررسی ریزساختار آلیاژ Al5086 پس از فرآیند FSP معمولاً در مورد آلیاژهای آنیل شده گروه ۵۰۰۰ که جزء آلیاژهای عملیات حرارتی ناپذیر آلومینیوم هستند، پس از انجام فرآیند اصطکاکی اغتشاشی، دو ناحیه اغتشاشی^{۱۰} و ناحیه متأثر از عملیات گرما مکانیکی^{۱۱} قابل تشخیص است (شکل ۴) [۱۲]. در مورد ریزساختار این آلیاژها باید توجه داشت که ناحیه واضحی تحت عنوان ناحیه متأثر از حرارت^{۱۲} دیده نمی‌شود که دلیل بر کوچک بودن یا عدم وجود چنین ناحیه‌ای در این آلیاژها است [۱۲و۲].

با توجه به اینکه آلیاژ ۵۰۸۶ مورد استفاده در این تحقیق تحت عملیات کرنش سختی H116 حاصل از نورد قرار گرفته، بنابراین گرمای ناچیز حاصل از فرآیند اصطکاکی اغتشاشی، سبب وقوع مقدار اندکی آنیل در نمونه شده و ناحیه کوچکی تحت عنوان ناحیه متأثر از حرارت مشاهده می‌شود.

در این راستا با توجه به شکل ۴ مشاهده می‌گردد که ریزساختار ناحیه اغتشاشی نمونه‌ها شامل دانه‌های بسیار ریزتری در مقایسه با آلیاژ پایه است.

^۹. Standard Deviation(STDEV)

^{۱۰}. Stir Zone(SZ)

^{۱۱}. Thermo-Mechanically Affected Zone(TMAZ)

^{۱۲}. Heat Affected Zone(HAZ)

چنانکه مشاهده می‌شود، با افزایش تعداد مراحل فرآیند اصطکاکی اغتشاشی و به تبع آن افزایش کرنش اعمال شده به نمونه، اندازه دانه‌ها در ناحیه اغتشاشی نسبت به نمونه تولید شده در یک مرحله فرآیند شکل ۴(الف)، کاهش می‌یابد. هم‌چنین به دلیل خنک‌سازی نمونه‌ها پس از هر مرحله فرآیند تا دمای محیط، فرصت کمی برای رشد دانه‌ها در ناحیه اغتشاشی بعد از انجام فرآیند وجود داشته است. در ناحیه گرم‌مکانیکی نیز به دلیل افزایش تغییر شکل پلاستیک در سه مرحله فرآیند، کاهش بیش‌تری در اندازه دانه‌ها مشاهده می‌شود. شایان ذکر است که اندازه دانه در ناحیه متأثر از حرارت تنها تحت تاثیر حرارت اعمال شده ضمن فرآیند تغییر می‌کند و چون در سه مرحله فرآیند حرارت بیش‌تری تولید شده است، بنابراین اندازه دانه در این ناحیه نسبت به نمونه در یک مرحله، کمی افزایش یافته است.

بررسی ریزساختار کامپوزیت ساده و هیبریدی ساخته شده توسط فرآیند FSP

در شکل ۵ تصویر ریزساختار کامپوزیت شامل ۳۰٪ حجمی ذرات تقویت‌کننده زیرکونیا پس از یک مرحله و سه مرحله فرآیند اصطکاکی اغتشاشی نشان داده شده است. علاوه بر تاثیر فرآیند اصطکاکی اغتشاشی بر کاهش اندازه دانه، ذرات تقویت‌کننده به دلیل افزایش کرنش اعمال شده به زمینه و خاصیت قفل‌کنندگی، با قفل کردن مرزدانه‌ها و جلوگیری از حرکت آن‌ها از رشد دانه‌های تبلور مجدد یافته در اثر سیکل‌های حرارتی جلوگیری می‌کنند.

مکانیزم‌های متفاوتی رخ می‌دهد. این مکانیزم‌ها شامل بازیابی دینامیکی^{۱۳}، تبلور مجدد هندسی دینامیکی^{۱۴} و تبلور مجدد دینامیکی ناپیوسته^{۱۵} می‌باشد [۱۳].

آلومینیوم، جزء موادی با انرژی نقص چیدن^{۱۶} بالاست. بنابراین بازیابی دینامیکی تنها مکانیزم برای انرژی نقص چیدن شده و تبلور مجدد دینامیکی پیوسته^{۱۷} در شکل‌گیری ساختار دانه در ناحیه اغتشاشی مؤثر شده و منجر به تولید مرزدانه‌های زیاد حین تغییر شکل دمای بالا می‌شود [۱۳ و ۱۴].

ناحیه انتقالی میان فلز پایه و ناحیه تحت اغتشاش که ناحیه گرم‌مکانیکی نامیده می‌شود در شکل ۴ قابل مشاهده است. در این ناحیه که مختص فرآیند اصطکاکی اغتشاشی است، ماده افزایش دما و تغییر شکل پلاستیک را به طور هم‌زمان تجربه می‌کند. همان‌گونه که مشاهده می‌شود، دانه‌های فلز پایه در ناحیه‌ی گرما مکانیکی تغییر شکل پلاستیک یافته و در جهت سیلان مواد دچار کشیدگی شده‌اند. هرچند در این ناحیه تغییر شکل پلاستیک و افزایش دما به طور هم‌زمان رخ می‌دهد؛ اما به دلیل کم بودن کرنش پلاستیکی نسبت به ناحیه تحت اغتشاش، هم‌چنین به دلیل حضور عنصر آلیاژی منگنز در آلیاژ آلومینیوم ۵۰۸۶ که دمای تبلور مجدد را افزایش می‌دهد، این ناحیه وسعت چندانی نداشته و پدیده‌ی تبلور مجدد در این ناحیه رخ نداده یا به صورت ناقص رخ خواهد داد [۱۵].

شایان ذکر است که ریز شدن دانه‌های ناحیه گرما مکانیکی (TMAZ) نسبت به فلز پایه می‌تواند تنها ناشی از تغییر شکل پلاستیک و تنش برشی وارد شده به ماده باشد که حین فرآیند ایجاد شده است. با توجه به اینکه کرنش در این ناحیه بسیار کم‌تر از ناحیه اغتشاشی می‌باشد، طبق اصول تبلور مجدد، اندازه دانه در این ناحیه از ناحیه اغتشاشی بزرگ‌تر است.

شکل ۴(ب)، انجام فرآیند اصطکاکی اغتشاشی در سه مرحله بر روی آلیاژ آلومینیوم ۵۰۸۶ را نشان می‌دهد.

¹³. Dynamic Recovery(DRV)

¹⁴. Geometric Dynamic Recrystallization(GDDR)

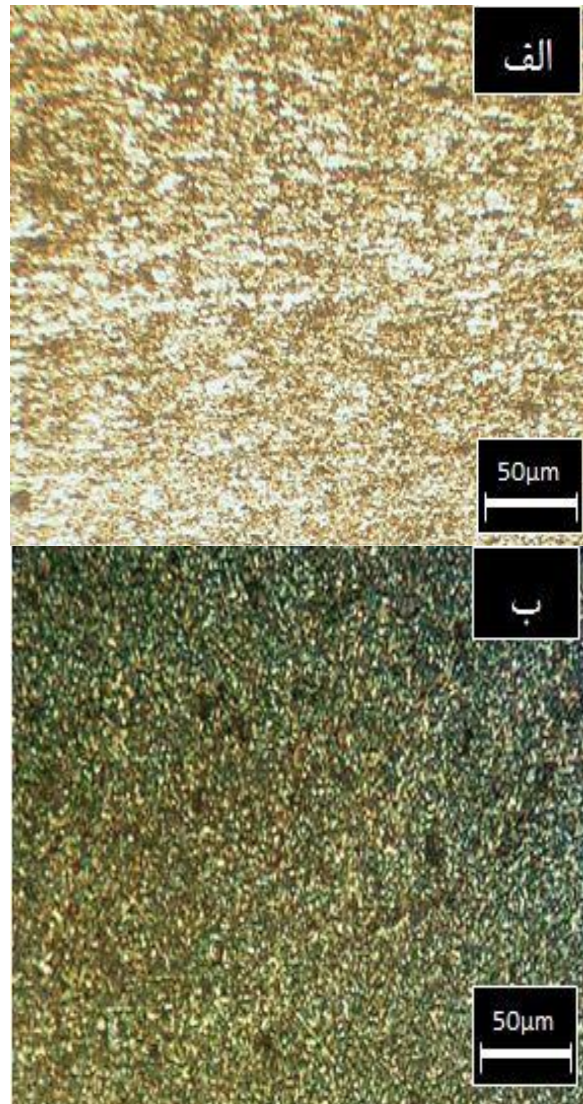
¹⁵. Discontinuous Dynamic Recrystallization(DDR)

¹⁶. Stacking Fault Energy(SFE)

¹⁷. Continuous Dynamic Recrystallization(CDR)

اغتشاشی به دلیل افزایش کرنش اعمال شده به نمونه‌ها و افزایش مکان‌های جوانه‌زنی دانه‌ها در فرآیند تبلور مجدد، کاهش بیش‌تری داشته است. شایان ذکر است که اندازه دانه آلیاژ اولیه معادل ۵۷ میکرومتر می‌باشد.

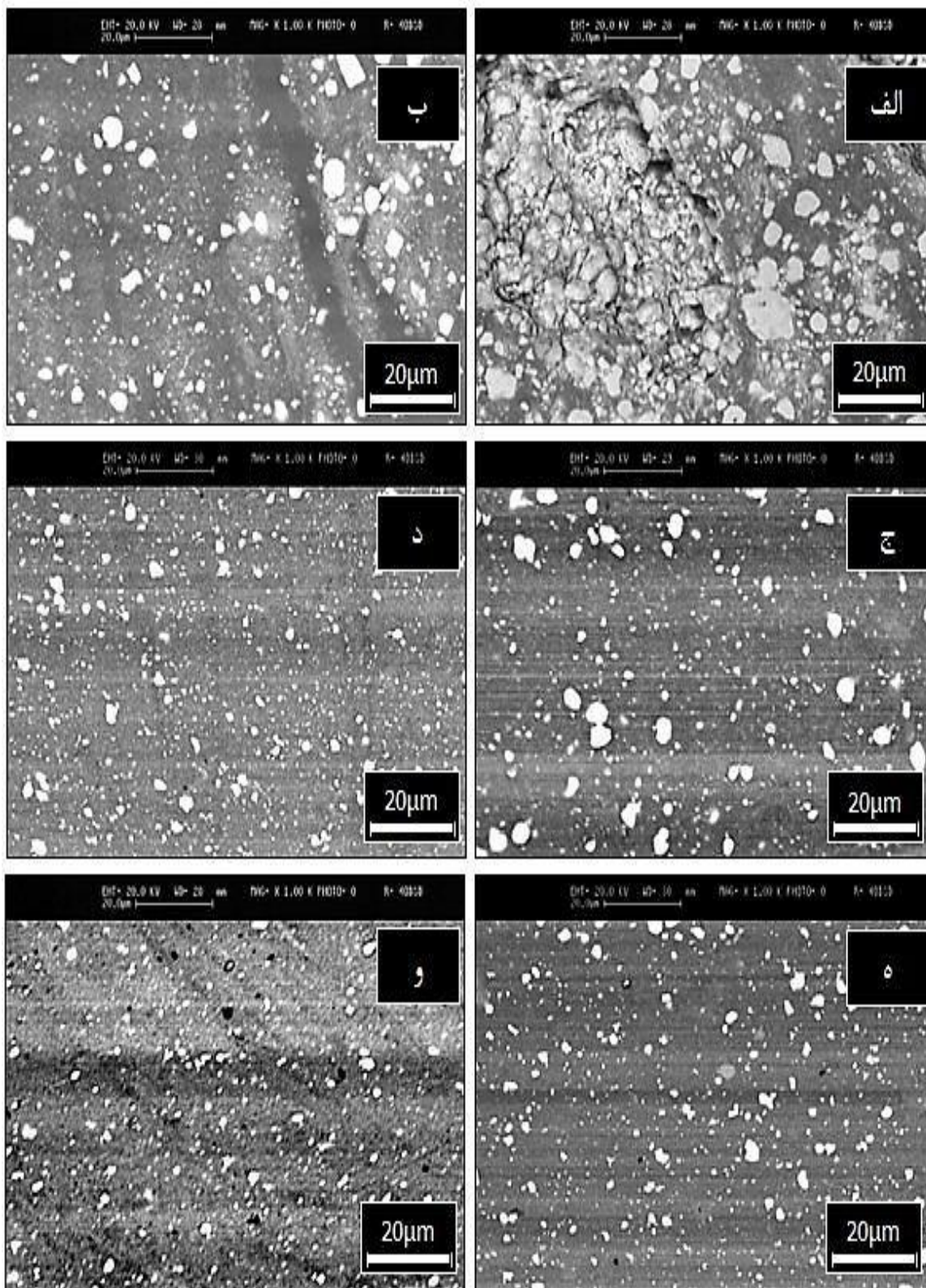
هر چند فرآیند اصطکاکی اغتشاشی صورت گرفته در سه مرحله موجب توزیع یکنواخت‌تر ذرات زیرکونیا و کاهش ذرات کلوخه شده گردید؛ اما در راستای توزیع مناسب‌تر ذرات و کاهش بیش‌تر در میزان کلوخه‌های ذرات زیرکونیا، فرآیند با نسبت‌های ترکیبی متفاوتی از ذرات زیرکونیا و گرافیت و به عبارتی با تولید کامپوزیت هیبریدی سطحی، در سه مرحله بر روی نمونه‌ها صورت گرفت. در این میان پودر زیرکونیا با خلوص بسیار بالا، چگالی ($5/76 \text{ g/cm}^3$)، بدون استفاده از عناصر پایدار کننده^{۱۸} و با اندازه متوسط ذرات ۲۸۶ نانومتر به دلیل داشتن سطح رویه زیاد، دارای انرژی زیادی در سطح است. بنابراین میزان چسبندگی و کلوخه‌ای شدن ذرات زیاد است. با افزودن پودر گرافیت به پودر زیرکونیا و ساخت ترکیبی از پودرها با نسبت حجمی مشخص، ذرات گرافیت در میان ذرات زیرکونیا قرار گرفته و از سطح فعال موثر ذرات زیرکونیا می‌کاهد و میزان کلوخه شدن ذرات زیرکونیا را کاهش می‌دهد. هم‌چنین در حین فرآیند، ذرات گرافیت که به دلیل شکسته شدن توسط ابزار فرآیند اصطکاکی اغتشاشی ریز شده و در میان ذرات زیرکونیا قرار گرفته‌اند، موجب کاهش میزان کلوخه شدن ذرات زیرکونیا می‌شوند (شکل ۶).



شکل ۵- تصویر میکروسکوپ نوری از ناحیه اغتشاشی کامپوزیت با ۳۰٪ زیرکونیا (الف) ساخته شده توسط یک مرحله فرآیند اصطکاکی اغتشاشی (ب) ساخته شده توسط سه مرحله فرآیند اصطکاکی اغتشاشی

چنانکه مشاهده می‌شود این عمل به ریز شدن بیش‌تر دانه‌ها در ناحیه اغتشاشی کمک می‌کند. در این میان وجود ذرات تقویت کننده ریز از یک طرف موجب افزایش کرنش اعمالی شده و از طرف دیگر به عنوان ذرات ناخالصی خارجی، به صورت مراکز برای جوانه‌زنی در پدیده تبلور مجدد عمل می‌کنند. این عوامل موجب ریز-دانگی بیش‌تر در ناحیه اغتشاشی در وجود ذرات تقویت-کننده می‌شود [۱۶ و ۱۷]. متوسط اندازه دانه حاصل شده در یک مرحله فرآیند $(5.63 \pm 1.22) \mu\text{m}$ و در سه مرحله فرآیند $(3.42 \pm 1.07) \mu\text{m}$ نشان می‌دهد که با افزایش تعداد مراحل فرآیند، اندازه دانه در ناحیه

¹⁸. Stabilizer



شکل ۶- تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی ناحیه اغتشاشی از الف) نمونه حاوی ۳۰٪ زیرکونیا (پس از یک مرحله فرآیند) ب) نمونه حاوی ۳۰٪ زیرکونیا (پس از سه مرحله فرآیند) ب) نمونه حاوی ۲۴٪ زیرکونیا و ۶٪ گرافیت (پس از سه مرحله فرآیند) ج) نمونه حاوی ۱۵٪ زیرکونیا و ۱۵٪ گرافیت (پس از سه مرحله فرآیند) د) نمونه حاوی ۹٪ زیرکونیا و ۲۱٪ گرافیت (پس از سه مرحله فرآیند) ه) نمونه حاوی ۳٪ زیرکونیا و ۲۷٪ گرافیت (پس از سه مرحله فرآیند)

طبق رابطه هال-پچ^{۲۲}، افزایش یابد [۱۹].

به طور معمول در آلیاژهای آلومینیوم غیرقابل عملیات حرارتی مانند ۵۰۸۶ در حالت کرنش سختی نشده، فرآیند اصطکاکی اغتشاشی موجب نرم شدن نمونه‌ها در ناحیه اغتشاشی نمی‌گردد. اما در این پژوهش به دلیل اینکه کرنش سختی حاصل از ساختار نوردی به علت گرمای اصطکاکی و تبلور مجدد دینامیکی حین تغییر فرم پلاستیک در حین جوشکاری از بین رفته است، میزان سختی در ناحیه اغتشاشی نمونه‌های بدون ذرات تقویت کننده پس از فرآیند اصطکاکی اغتشاشی نسبت به آلیاژ پایه اندکی کاهش یافته است (شکل ۷). به عبارت دیگر در ابتدا انجام عملیات کرنش سختی بر روی آلیاژ موجب افزایش چگالی نابجایی‌ها و به تبع آن سختی می‌شود؛ اما با افزایش حرارت در حین فرآیند اصطکاکی اغتشاشی تحرک پذیری نابجایی‌ها افزایش یافته و به آن‌ها اجازه می‌دهد که توسط برهم کنش با نابجایی‌هایی با علامت مخالف، حذف شده و چگالی آن‌ها کاهش یابد که این امر موجب کاهش سختی نمونه بدون ذرات تقویت کننده پس از فرآیند اصطکاکی اغتشاشی می‌شود [۲۰]. این نتایج هم‌چنین با نتایج به دست آمده از تحقیقات مردعلی‌زاده و همکارانش تطابق دارد [۲۱].

شایان ذکر است که میزان سختی نمونه بدون ذرات تقویت کننده پس از سه مرحله فرآیند اصطکاکی اغتشاشی (۸۱/۲ ویکرز) نسبت به نمونه پس از یک مرحله فرآیند اصطکاکی اغتشاشی (۷۷/۳ ویکرز)، تا حدودی بهبود یافته است. چنانکه قبلاً نشان داده شد، دلیل این امر کاهش بیش‌تر دراندازه دانه ضمن انجام سه مرحله فرآیند اصطکاکی اغتشاشی است که به دلیل کرنش ایجاد شده بالاتر ضمن فرآیند است. در یک مرحله و سه مرحله فرآیند، به دلیل تاثیر متقابل دو اثر از بین رفتن کرنش سختی و کاهش اندازه دانه، سختی از حالت آنیل شده آلیاژ (۷۵/۱ ویکرز) بالاتر است. هم‌چنین در همه حالات میزان سختی از آلیاژ پایه (۸۷ ویکرز) کم‌تر است.

در کل مطابق شکل ۷ در شبکه کامپوزیتی تقویت

شده با ذرات زیرکونیا، چند عامل موجب افزایش سختی نسبت به آلیاژ پایه و نمونه‌های بدون ذرات تقویت کننده

با بررسی تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از نمونه‌های تحت فرآیند (شکل ۶) مشاهده می‌شود که پس از اعمال یک مرحله فرآیند (شکل ۶الف))، در مناطقی ذرات زیرکونیا توزیع مناسبی نداشته و به صورت کلوخه تجمع پیدا کرده‌اند و عیوبی نیز در نمونه ایجاد شده است. به گونه‌ای که این نمونه دارای ساختار مناسب و همگنی نیست و خواص مکانیکی مناسبی نخواهد داشت. با افزایش تعداد مراحل فرآیند تا سه مرحله، توزیع ذرات زیرکونیا در زمینه یکنواخت‌تر شده و میزان کلوخه ذرات زیرکونیا و عیوب ایجاد شده کاهش می‌یابد.

در این میان بهترین توزیع ذرات زیرکونیا در کامپوزیت هیبریدی با نسبت ترکیبی ۱۵٪ زیرکونیا (شکل ۶د)) اتفاق افتاده است. با کاهش نسبت ترکیبی ذرات زیرکونیا و افزایش نسبت ترکیبی ذرات گرافیت، ذرات کلوخه شده‌ی زیرکونیا که در نمونه‌ی با نسبت ترکیبی ۳۰٪ زیرکونیا (شکل ۶ب)) به وضوح قابل مشاهده می‌باشند، از هم جدا شده و در آلیاژ پایه توزیع می‌شوند. به همین دلیل با وجود کاهش درصد حجمی ذرات زیرکونیا، فاصله‌ی میانگین بین ذرات تا نمونه‌ی با ۱۵٪ زیرکونیا کم‌تر شده، ولی با ادامه‌ی کاهش نسبت ترکیبی ذرات زیرکونیا در کامپوزیت هیبریدی (شکل ۶ه) و (و))، فاصله میانگین بین ذرات به دلیل کمبود ذرات زیرکونیا بیش‌تر می‌شود. این نوع رفتار مواد در تحقیقات مصطفی پور و همکارانش نیز مشاهده شده است [۱۸]. جدول ۲ اندازه میانگین کلوخه ذرات زیرکونیا و فاصله میانگین بین کلوخه ذرات زیرکونیا در نمونه‌های تولید شده‌ی هر سه مرحله فرآیند را گزارش می‌دهد. چنانکه مشاهده می‌شود، در حضور ذرات گرافیت اندازه میانگین کلوخه ذرات زیرکونیا، نسبت به کامپوزیتی که تنها حاوی ذرات زیرکونیا می‌باشد، کاهش چشم‌گیری یافته است. هم‌چنین با افزایش نسبت ترکیبی گرافیت تا ۱۵٪ حجمی، فاصله میانگین بین ذرات زیرکونیا کاهش یافته و با افزایش بیش‌تر در نسبت ترکیبی گرافیت این فاصله افزایش می‌یابد.

بررسی ریزسختی نمونه‌ها

باتوجه به اینکه در ناحیه اغتشاشی جوانه‌زنی دانه‌های ریز و هم‌محور اتفاق می‌افتد و با در نظر گرفتن کاهش اندازه دانه در این ناحیه، انتظار می‌رود که سختی

می‌شوند:

۱- بهبود ریزساختار و ریز دانه شدن به دلیل تبلور مجدد دینامیکی؛

۲- توزیع ذرات سخت تقویت‌کننده زیرکونیا در زمینه و کاهش اندازه دانه بیش‌تر حین فرآیند؛

۳- کارسختی ناشی از کرنش عدم انطباق بین کرنش الاستیک ذرات تقویت‌کننده و کرنش پلاستیک شبکه؛

۴- کوئچ سختی ناشی از تفاوت ضرایب انبساط حرارتی بین ذرات سخت تقویت‌کننده و زمینه که موجب افزایش چگالی نابجایی‌ها به دلیل ایجاد تنش‌های باقیمانده حین سرد شدن ساختار می‌شود [۱۳ و ۱۶ و ۲۵-۲۲].

در کامپوزیت با ۳۰٪ زیرکونیا و کامپوزیت هیبریدی، با افزایش نسبت ترکیبی گرافیت از ۰ تا ۱۵٪، سختی افزایش یافته و در درصدهای بالاتر گرافیت، سختی کاهش پیدا می‌کند. در بیان دلیل این پدیده می‌توان بیان نمود که با افزایش گرافیت تا نسبت ترکیبی ۱۵٪، فاصله بین ذرات زیرکونیا کاهش یافته و توزیع ذرات زیرکونیا در زمینه یکنواخت‌تر می‌شود؛ بنابراین میزان نواحی خالی از ذرات سخت زیرکونیا در سطح کامپوزیت کاهش یافته و آزمون ریز سختی، میزان سختی میانگین بالاتری را نشان می‌دهد و در درصدهای بالاتر گرافیت، به دلیل کاهش ذرات سخت زیرکونیا و جایگزین شدن بیش‌تر ذرات زیرکونیا با پودر گرافیت، این فاصله افزایش یافته و هم‌چنین کلوخه‌ای شدن ذرات گرافیت رخ می‌دهد و میزان سختی بر اثر کمبود وجود ذرات سخت سرامیکی و افزایش ذرات روانساز و نرم گرافیت که خاصیت لایه‌ای هم دارند، کاهش می‌یابد [۲۶].

قابل ذکر است که عدد سختی، وابسته به توزیع یکنواخت ذرات زیرکونیا است و سختی بهینه در شرایط نسبت حجمی ZrO₂/Graphite معادل ۱ به دست آمد. در واقع با تولید کامپوزیت سطحی، میزان سختی بالاتری نسبت به آلیاژ پایه حاصل شد و با تولید کامپوزیت هیبریدی سطحی تا ۱۵٪ گرافیت میزان سختی حاصل شده از کامپوزیت سطحی بیش‌تر شد. دواراجو و همکارانش نیز با ساخت کامپوزیت هیبریدی مشاهده کردند که در یک کسر حجمی خاص از دو نوع ذرات تقویت‌کننده، میزان سختی بهینه حاصل می‌گردد [۲۷].

شایان ذکر است که در همه نمونه‌ها به جز نمونه کامپوزیت هیبریدی با (۳٪ زیرکونیا + ۲۷٪ گرافیت) و

نمونه بدون ذرات تقویت‌کننده، سختی در ناحیه اغتشاشی نسبت به نواحی دیگر بالاتر است و با حرکت از سمت آلیاژ پایه به سمت ناحیه جوش میزان سختی افزایش می‌یابد.

در کل مکانیزم سختی حاکم بر آلومینیوم‌های عملیات حرارتی ناپذیری مثل آلیاژ آلومینیوم ۵۰۸۶ کرنش سختی است، بنابراین پروفایل سختی اساساً وابسته به چگالی نابجایی‌هاست. در این راستا بیش‌ترین میزان سختی در مرکز ناحیه اغتشاشی می‌باشد.

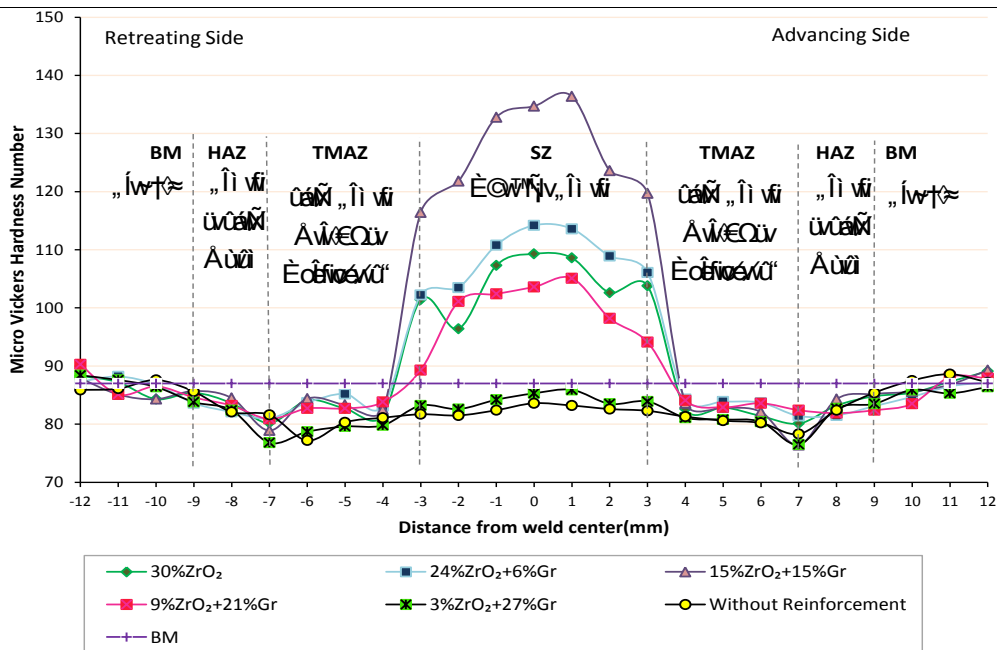
در ناحیه گرما مکانیکی به علت عدم وجود ذرات تقویت‌کننده و رشد دانه‌ها نسبت به ناحیه اغتشاشی و از بین رفتن اثر کرنش سختی و هم‌چنین به دلیل اینکه میزان کار مکانیکی انجام شده در این ناحیه به حدی نیست که موجب وقوع تبلور مجدد در ساختار شود، سختی در همه نمونه‌ها از فلز پایه کم‌تر شده است. در ناحیه متأثر از حرارت به دلیل گرمای حاصل از فرآیند، مقدار کمی آنیل در نمونه‌ها صورت گرفته که موجب کاهش سختی نسبت به فلز پایه گردیده است؛ اما ساختار این ناحیه هنوز مشابه ساختار کار سرد شده بوده و فقط کمی رشد دانه‌ها مشاهده می‌شود. در این میان کم‌ترین میزان سختی حاصل شده، مربوط به لبه‌های ناحیه گرما مکانیکی است (شکل ۷). این کاهش شدید در سختی به دلیل گرمای اصطکاکی ناشی از فرآیند است که موجب بازیابی ساختار کرنش سخت شده اولیه گشته و چگالی نابجایی‌ها را کاهش داده است. نتایج کار فوندا و همکارانش بر روی آلیاژ آلومینیوم AA5456-H116 نیز موید نتایج حاصل از این تحقیق است و نشان می‌دهد که کم‌ترین میزان سختی نمونه‌ها در لبه‌های ناحیه گرم‌مکانیکی مشاهده می‌شود [۲۸].

بررسی الگوی پراش پرتوی X نمونه‌های ساخته شده
الگوهای پراش پرتوی X در ناحیه اغتشاشی نمونه‌ها در شکل ۸ نشان می‌دهد که فاز جدید یا ترکیب بین فلزی از انجام سه مرحله فرآیند اصطکاکی اغتشاشی در نمونه‌ها ایجاد نشده است و به این معناست که هیچ واکنشی بین پودرهای گرافیت، زیرکونیا و آلیاژ زمینه صورت نگرفته است و این یکی از نقاط قوت فرآیند اصطکاکی اغتشاشی در مقایسه با روش‌های ذوبی است که از بروز واکنش‌های ناخواسته و ایجاد فازهای مخرب

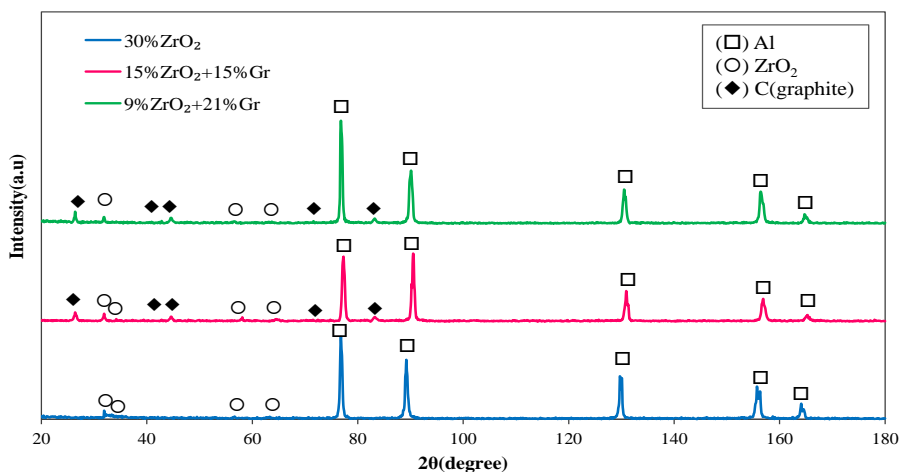
ضمن فرآیند جلوگیری می کند [۳].

جدول ۲- اندازه میانگین کلوخه ذرات زیرکونیا و میانگین فاصله بین آن‌ها در نمونه کامپوزیت ساده و کامپوزیت هیبریدی پس از سه مرحله فرآیند اصطکاکی اغتشاشی

درصد حجمی تقویت کننده در نمونه‌ها (Vol.%)	۳۰٪ زیرکونیا	۲۴٪ زیرکونیا + ۶٪ گرافیت	۱۵٪ زیرکونیا + ۱۵٪ گرافیت	۹٪ زیرکونیا + ۲۱٪ گرافیت	۳٪ زیرکونیا + ۲۷٪ گرافیت
اندازه میانگین کلوخه ذرات زیرکونیا (μm)	۱/۴۶ ($\pm 0/۱۸۶$)	۱/۲۴ ($\pm 0/۶۳$)	۰/۸۳ ($\pm 0/۳۱$)	۰/۷۵ ($\pm 0/۲۴$)	۰/۶۸ ($\pm 0/۱۸$)
فاصله میانگین کلوخه ذرات زیرکونیا (μm)	۲/۹۷ ($\pm 0/۹۹$)	۲/۶۱ ($\pm 0/۸۲$)	۱/۲۳ ($\pm 0/۶۱$)	۱/۹۴ ($\pm 0/۴۳$)	۲/۵۲ ($\pm 0/۳۵$)



شکل ۷- نمودار تغییرات ریزسختی نمونه‌ها در نواحی مختلف پس از سه مرحله فرآیند اصطکاکی اغتشاشی



شکل ۸- نتایج حاصل از آنالیز XRD نمونه‌های کامپوزیتی ساده و هیبریدی در درصدهای مختلف از فاز تقویت کننده

نتیجه‌گیری

۱- در اثر فرآیند اصطکاکی اغتشاشی، دانه‌های ریز و هم

حجمی گرافیت، اندازه کلوخه ذرات زیرکونیا و به تبع آن، فاصله بین ذرات زیرکونیا کاهش می‌یابد.

۴- با انجام فرآیند اصطکاکی اغتشاشی در عدم حضور ذرات تقویت‌کننده به دلیل از بین رفتن عملیات کرنش سختی H116 ناشی از افزایش دما نسبت به آلیاژ پایه، میزان سختی نمونه‌ها کاهش می‌یابد.

۵- بررسی الگوی پراش پرتوی X، نشان می‌دهد که با انجام سه مرحله فرآیند اصطکاکی اغتشاشی بر روی نمونه‌های کامپوزیت ساده و کامپوزیت هیبریدی، فاز جدید یا ترکیب بین فلزی در نمونه‌ها ایجاد نشده است.

References:

- ۱- ف. عادل مهربان، ف. کریم زاده، م.ح. عباسی، "توسعه نانو کامپوزیت سطحی Al/Ni-Al بر سطح آلیاژ Al6061 با استفاده از فرآیند اصطکاکی-اغتشاشی و بررسی خواص آن"، ششمین همایش مشترک انجمن مهندسیین متالورژی و انجمن علمی ریخته‌گری ایران، ۱۳۹۱.
- 2-R.S. Mishra and Z.Y. Ma , "Friction stir welding and processing", Materials Science and Engineering R, Vol. 50, pp. 1- 78, 2005.
- 3-N. Yuvaraj, S. Aravinda and Vipin, "Fabrication of Al5083/B₄C surface composite by friction stir processing and its tribological characterization", Journal of Materials Research and Technology, Vol. 4, pp. 398-410, 2015.
- ۴-س. امامی، م. الوند، ت. سعید، ا. حیدر زاده، ب. اقبالی، "بررسی تاثیر سرعت چرخش و پیشروی ابزار در جوشکاری همزن اصطکاکی بر ریزساختار و سختی آلیاژ برنج تک‌فازی"، ششمین همایش مشترک انجمن مهندسیین متالورژی و انجمن علمی ریخته‌گری ایران، ۱۳۹۱.
- 5-R.S. Mishra, Z.Y. Ma and I. Charit, "Friction stir processing: a novel technique for fabrication of surface composite", Materials Science and Engineering A, Vol. 341, pp. 307-310, 2003.
- 6-E.R.I. Mahmoud, M. Takahashi, T. Shibayanagi and K. Ikeuchi, "Wear characteristics of surface-hybrid-MMCs layer fabricated on aluminum plate by friction stir processing", Wear, Vol. 268, pp. 1111-1121, 2010.
- 7-R. Taherzadeh Mousavian, R. Azari Khosroshahi, S. Yazdani, D. Brabazon and A.F. Boostani, "Fabrication of aluminum matrix composites reinforced with nano- to micrometer-sized SiC particles", Materials and Design, Vol. 89, pp. 58-70, 2016.
- 8-M.A. Baghchesara, H. Abdizadeh and H.R. Baharvandi, "Fractography of stircasted Al-ZrO₂ composites", Iranian Journal of Science and Technology, Transaction B, Engineering, Vol. 33(B5), pp.453-462, 2009.
- 9-A.K. Bandyopadhyy, Nano Materials, New Age International Publishers, New Delhi, Second Edition, 2010.
- 10-S. Mitrovic, M. Babic, B. Stojanovic, N. Miloradovic, M. Pantic and D. Dzunic, "Tribological potential of hybrid composites based on zinc and aluminum alloys reinforced with SiC and graphite particles", Tribology in Industry, Vol. 34(4), pp. 177-185, 2012.
- ۱۱-ش. ترابی، ح. دانش منش، م.م. مشکسار، "مقایسه خواص مکانیکی آلومینیوم خالص تجاری با کامپوزیت هیبریدی Al-1% Vol Mg-1% Vol SiC پس از فرآیند اتصال نوردی تجمعی (ARB)"، مجله مواد نوین، جلد ۵، شماره ۲، ص ۲۱-۳۲، ۱۳۹۳.
- 12-R.S. Mishra and M.W. Mahoney, Friction Stir Welding and Processing,

- ASM International, Materials Park, Ohio, 2007.
- 13-M. Zohoor, M.K. Beshrati Givi and 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.
- 14-A. Yazdipour, M.A. Shafiei and K. Dehghani, "Modeling the microstructural evolution and effect of cooling rate on the nano grains formed during the friction stir processing of Al5083", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 527, No. (1–2), pp. 192–197, 2009.
- 15-M. Peel, A. Steuwer, M. Preuss and P.J. Withers, "Microstructure, mechanical properties and residual stresses as a function of welding speed in aluminium AA5083 friction stir welds", *Acta Materialia*, Vol. 51, pp. 4791–4801, 2003.
- 16-A. Shafiei Zarghani, S.F. Kashani Bozorg and A. Zarei Hanzaki, "Microstructures and mechanical properties of Al/Al₂O₃ surface nanocomposite layer produced by friction stir processing", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 500, pp. 84–91, 2009.
- 17-Z. Arifin Ahmad, M. Ambar Yarmo, F.H. Abdul Aziz, M.Y. Meor Sulaiman, B. Ahmad, K. Nizar Ismail and N. Akmar Rejab, "Formation of titanium carbide reinforced copper matrix composite by in situ processing", *Advanced Materials Research*, Vol. 173, pp. 111–117, 2010.
- 18-A. Mostafapour Asl and S.T. Khandani, "Some studies on hardness and tensile properties of surface hybrid nanocomposite of Al5083/Al₂O_{3p}/Graphite_p fabricated via friction stir processing", 1st International and 6th National Joint Conference of Iranian Metallurgical Engineering Society and Iranian Foundrymen's Society, 2012.
- 19-S. Shahraki, S. Khorasani, R.A. Behnagh, Y. Fotouhi and H. Bisadi, "Producing of AA5083/ZrO₂ Nanocomposite by friction stir processing (FSP)", *Metallurgical and Materials Transactions B*, Vol. 44, pp. 1546–1553, 2013.
- 20-T.J. Minton, "Friction stir welding of commercially available superplastic aluminium", Ph.D. Thesis Submitted to Brunel University, Department of Engineering and Design, 2008.
- ۲۱-م. مردعلی زاده، م.ع. صفرخانیان، م.ر. سلیمانی یزدی، "اثر پارامترهای سرعت پیشروی، سرعت دورانی و زاویه ابزار بر توزیع سختی در فرآیند جوشکاری اصطکاکی اختلاطی لبه روی هم آلیاژ آلومینیوم ۵۴۵۶"، سومین کنفرانس بین المللی مهندسی مواد و متالورژی و هشتمین همایش مشترک انجمن مهندسين متالورژی و انجمن علمی ریخته‌گری ایران، ۱۳۹۳.
- 22-Y. Morisada, H. Fujii, T. Nagaoka and M. Fukusumi, "MWCNTs/AZ31 surface composites fabricated by friction stir processing", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 419, pp. 344–348, 2006.
- 23-M. Azizieh, A.H. Kokabi and P. Abachi, "Effect of rotational speed and probe profile on microstructure and hardness of AZ31/Al₂O₃ nanocomposites fabricated by friction stir processing", *Materials and Design*, Vol. 32, pp. 2034–2041, 2011.
- 24-P. Asadi, G. Faraji and M.K. Besharati, "Producing of AZ91/Si composite by friction stir processing (FSP)", *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, Vol. 51, pp. 247–260, 2010.
- ۲۵-س.ه. عبداللهی، ف.ا. کریم زاده، م.ح. عنایتی، ا. تحویلیمان، "ایجاد نانو کامپوزیت سطحی Mg-Ni بر روی آلیاژ AZ31 طی فرآیند اصطکاکی اغتشاشی و ارزیابی خواص ایجاد شده"، ششمین همایش مشترک انجمن مهندسين متالورژی و انجمن علمی ریخته‌گری ایران، ۱۳۹۱.
- 26-A. Mostafapour Asl and S.T. Khandani, "Role of hybrid ratio in microstructural, mechanical and sliding wear properties of the Al5083/Graphite_p/Al₂O_{3p} a surface hybrid nanocomposite fabricated via friction stir processing method", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 559, pp. 549–557, 2013.
- 27-A. Devaraju, A. Kumar, A.

Kumaraswamy and B. Kotiveerachari, "Wear and mechanical properties of 6061-T6 aluminum alloy surface hybrid composites [(SiC + Gr) and (SiC + Al₂O₃)] fabricated by friction stir processing", Materials Research and Technology, Vol. 2(4), pp. 362-369,

2013.

28-R.W. Fonda, P.S. Pao, H.N. Jones, C.R. Feng, B.J. Connolly and A.J. Davenport, "Microstructure, mechanical properties and corrosion of friction stir welded Al 5456", Materials Science and Engineering A.Vol. 519 , pp. 1-8, 2009.